НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ім. Г.В. КАРПЕНКА

NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF UKRAINE
KARPENKO PHYSICO-MECHANICAL INSTITUTE

FRACTURE MECHANICS

AND STRENGTH OF MATERIALS

REFERENCE MANUAL

Editor-in-Chief
Academician of NAS Ukraine
V.V. PANASYUK

LVIV
PUBLISHING HOUSE «SPOLOM»
2007

МЕХАНІКА РУЙНУВАННЯ
ТА МІЦНІСТЬ МАТЕРІАЛІВ

ДОВІДНИКОВИЙ ПОСІБНИК

Під загальною редакцією
академіка НАН України
В.В. ПАНАСЮКА

ЛЬВІВ
ВИДАВНИЦТВО «СПОЛОМ»
2007

O.P. OSTASH, V.M. FEDIRKO, V.M. UCHANIN,
S.A. BYCHKOV, O.H. MOLIAR, O.I. SEMENETS,
V.S. KRAVETS, V.Ya. DERECHA

STRENGTH AND DURABILITY OF AIRPLANE MATERIALS AND STRUCTURAL ELEMENTS

Volume 9

Editors
Doctor of Sciences, Professor
O.P. OSTASH
Doctor of Sciences, Professor
V.M. FEDIRKO

LVIV
PUBLISHING HOUSE «SPOLOM»
2007

О.П. ОСТАШ, В.М. ФЕДІРКО, В.М. УЧАНІН,
С. А. БИЧКОВ, О.Г. МОЛЯР, О.І. СЕМЕНЕЦЬ,
В. С. КРАВЕЦЬ, В. Я. ДЕРЕЧА

МІЦНІСТЬ І ДОВГОВІЧНІСТЬ АВІАЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ

Том 9

Редактори
доктор технічних наук, професор
О.П. ОСТАШ
доктор технічних наук, професор
В.М. ФЕДІРКО

ЛЬВІВ
ВИДАВНИЦТВО «СПОЛОМ»
2007

УДК 539.4:620.178.32:629.7.02:620.179.1
ББК О52/56-03+О52/56-02
М70

Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. посібник / Під заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 9: Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О.П. Осташ, В.М. Федірко, В.М. Учанін, С.А. Бичков, О.Г. Моляр, О.І. Семенець, В. С. Кравець, В. Я. Дереча. Під ред. О.П. Осташа, В.М. Федірка. – Львів: Вид-во "Сполом", 2007. – 1068 с.

Розглянуто проблеми забезпечення довговічності авіаційних конструкцій за принципом їх безпечної пошкоджуваності. Подано дані про фізико-механічні характеристики авіаційних матеріалів і методи їх підвищення з врахуванням впливу експлуатаційного середовища; методи і засоби неруйнівного контролю матеріалів і елементів конструкцій; методи розрахунків їх міцності і довговічності з позицій механіки руйнування; підходи до оцінки залишкового ресурсу авіаційної техніки з урахуванням деградації матеріалів під час тривалої експлуатації.

Для наукових працівників та інженерів, що працюють у галузі проектування, діагностики та експлуатації авіаційної техніки, а також аспірантів і студентів вищих навчальних закладів відповідних спеціальностей.

Іл. 468. Табл. 526. Бібліогр.: 921 назв.

Fracture mechanics and strength of materials: Reference book / Editor-in-chief V. V. Panasyuk. V. 9. Strength and durability of airplane materials and structural elements / O.P. Ostash, V.M. Fedirko, V.M. Uchanin, S.A. Bychkov, O.H. Moliar, O.I. Semenets, V.S. Kravets, V.Ya. Derecha. Editors O.P. Ostash and V.M. Fedirko. – Lviv: Spolom, 2007. – 1068 p.

Problems on ensuring durability of aircraft constructions on the damage tolerance principle is considered in this reference book. Data on physicomechanical characteristics of aircraft materials and methods of their improvement with the account of service environment effect, methods and means of nondestructive testing of materials and structural elements, methods of calculation of their strength and durability from the viewpoint of fracture mechanics, approaches to evaluation of the residual life of aircraft constructions considering material degradation during long-term operation are presented.

The book is intended for scientists and engineers dealing with the problem of design, diagnostics and exploitation of airplane constructions as well as for graduate and post-graduate students of corresponding specialities.

Fig. 468. Tabl. 526. Ref.: 921.

Друкується за постановою вченої ради
Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка
Національної академії наук України

ISBN 978-966-665-493-2
ISBN 978-966-665-498-7 Т. 9

© Фізико-механічний інститут
ім. Г.В. Карпенка, 2007
© Видавництво "СПОЛОМ", 2007

ВІД РЕДАКТОРА

Проблема технологічної безпеки промислових об'єктів базових галузей економіки для індустріально розвинутих країн, до яких належить Україна, набуває державно-суспільного значення. Тому забезпечення надійної експлуатації конструкцій, споруд, технологічного обладнання у видобувній, енергетичній, транспортній та інших галузях промисловості України – це важлива задача технологічного, економічного і соціального прогресу нашого суспільства. Ця проблема стає особливо гострою для об'єктів, які експлуатуються тривалий час і в багатьох випадках вичерпали призначений (парковий) ресурс роботи.

Розпорядженням Кабінету Міністрів України від 11 червня 2003 р. затверджено концепцію Державної програми забезпечення технологічної безпеки в основних галузях економіки. Для її реалізації зроблено конкретні кроки з метою дотримання та вдосконалення нормативної бази з питань надійності та безпеки експлуатації технологічного устаткування, виконання цільових програм з цієї проблематики. Чільне місце серед таких програм посідає цільова програма НАН України "Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин" ("Ресурс"). Вона передбачає, зокрема, підготовку серії довідникових посібників про досягнення науки та інженерної практики в галузі теорії та методів оцінки руйнування, міцності та довговічності конструкційних матеріалів, елементів конструкцій і споруд стосовно їх ресурсу роботоздатності у заданих експлуатаційних умовах.

Том 9 "Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій" цієї серії науково-технічних посібників базується, в першу чергу, на результатах багаторічної співпраці Фізико-механічного інституту НАН України та Авіаційного науково-технічного комплексу "Антонов". Він охоплює значний масив експериментальних даних про фізико-хімічні характеристики авіаційних матеріалів, їх тріщиностійкість під циклічними навантаженнями

в умовах впливу експлуатаційного середовища. Тут розглянуто шляхи і методи підвищення службових характеристик матеріалів, де значну увагу приділено титановим сплавам як одним з найперспективніших конструкційних матеріалів авіакосмічної техніки. В посібнику висвітлено досягнення в галузі неруйнівного контролю пошкоджуваності авіаконструкцій; методах розрахунку їх довговічності, у тому числі з урахуванням впливу деградації матеріалів і дефектності елементів конструкцій під час тривалої експлуатації. На підставі практичного досвіду наведено приклади профілактичних заходів для усунення експлуатаційної пошкоджуваності авіатехніки.

На основі підходів матеріалознавства, механіки і фізики матеріалів, а також методів діагностики їх властивостей в посібнику наведено об'ємний фактичний матеріал, який буде корисним для фахівців, що працюють у галузі проектування, виробництва і експлуатації авіаційної техніки, а також для викладачів вищих навчальних закладів та аспірантів відповідних спеціальностей.

В. В. ПАНАСЮК

FOREWORD

A problem of technological safety of industrial objects of main branches of economy for industrially developed countries, Ukraine among them, is very important from the state and social view point. Therefore ensuring the reliable operation of constructions, technical facilities in mining, power generating, transport and other branches of industry in Ukraine is an important task of technological, economic and social progress of our society. This problem is especially actual for objects, that have been operating for a long time and which design life has come to the end.

The Concept of the State Program of Ensuring Technological Safety in basic branches of industry has been approved by the Decision of the Cabinet of Ministers of Ukraine on June 11 2003.To implement this Concept concrete actions have been undertaken with the aim to keep and improve the standards on reliable and safe operation of technological facilities, to perform goal programs on this subject. A leading place among such programs occupies the program of the National Academy of Science of Ukraine "Problems of life time and safe operation of structures, constructions and machines" ("Resource"). Within the frames of this Program a number of reference books on the progress in science and engineering practice in the field of theory and methods of evaluation of fracture processes, strength and durability of structural materials as to their service life in the given service conditions are planned to be published.

Volume 9 "Strength and durability of aircraft materials and structural elements" of this series of scientific-technical books uses, first of all, the results of a long-term cooperation of the Physico-Mechanical Institute of the National Academy of Science of Ukraine and the Aircraft R&D Complex "Antonov". A huge amount of experimental data on physicochemical characteristics of materials, their crack growth resistance characteristics under cyclic loading in the conditions of service environment effect are presented. The ways and means of impro-

vement of service characteristics of materials, in particular of titanium alloys, as the most prospective structural aircraft material, are considered. The book illustrates a progress in the filed of NDT of airplane structural damages, methods of their durability calculation, including the effect of degradation and damaging of structural materials in long-term service conditions. Using practical experience, the case studies on the aircraft damages removal are presented.

Basing on the approaches of materials science, mechanics and physics of materials and also methods of their properties diagnostics, the book presents the material that could be interesting for experts in design, production and exploitation of aircraft technical means as well as for lecturers of higher educational establishments and post-graduate students of appropriate specialities.

V.V. PANASYUK

ВІД АВТОРІВ

Забезпечення надійної експлуатації відповідальних об'єктів транспортного призначення – одна з найактуальніших проблем інженерної практики. Враховуючи не тільки технічний, але й людський фактор, це в першу чергу стосується авіаційної техніки. Ресурс і надійність конструкції літака закладають під час проектування, надалі їх треба забезпечувати у процесі виготовлення і підтримувати на необхідному рівні під час його експлуатації. Прагнення підвищити економічну віддачу літаків і знизити масу конструкції, забезпечуючи при цьому їх надійну експлуатацію, зумовило впровадження нового підходу до визначення ресурсу – принципу допустимої пошкоджуваності. Ресурс літаків, який встановлюють за такого підходу, – це час, впродовж якого в елементах конструкції виникає певна кількість дефектів заданого розміру, які дозволяють її безпечну експлуатацію в межах періоду між технічними оглядами. Це ставить підвищені вимоги до міцності і тріщиностійкості конструкційних матеріалів з урахуванням впливу довкілля, засобів технічної діагностики стану елементів конструкцій, методів розрахунку їх довговічності тощо.

Більшість літаків вітчизняного і зарубіжного виробництва розраховано на 15–20 років експлуатації, проте окремі типи літаків, зокрема в Україні, мають термін служби 25–40 років. Тому виникає проблема обґрунтування методології продовження ресурсу старіючих літаків. Особливо це стосується встановлення кількісного зв'язку між деградацією конструкційних матеріалів і залишковим ресурсом авіаконструкцій після тривалої експлуатації.

Таким чином, проектування і експлуатація сучасної авіатехніки за принципом безпечної пошкоджуваності є комплексною науково-технічною проблемою, яку можна вирішити на основі цілого ряду міждисциплінарних досліджень. У цьому посібнику розглянуто тільки деякі її аспекти. Подано результати окремих досліджень і рекомендації, розроблені у ФМІ НАН України та АНТК "Антонов", що стосуються вибору авіаційних матеріалів, встановлення службових характеристик цих матеріалів і методів їх підвищення з урахуванням впливу експлуатаційного середовища; розробки методів і засобів неруйнівного контролю матеріалів і елементів авіаційних конструкцій, а також методів розрахунків їх міцності і довговічності з позицій механіки руйнування; оцінки залишкового ресурсу авіаконструкцій з урахуванням деградації властивостей матеріалів. Посібник містить дев'ять розділів.

У першому розділі (автор – *О.П. Осташ*) розглянуто основні механічні характеристики і механізми руйнування конструкційних матеріалів авіаційного призначення та методи їх визначення. Значну увагу приділено новим підходам в механіці руйнування, зокрема уніфікованій моделі втомного руйнування, на основі якої в наступних розділах представлено методики оцінки довговічності матеріалів і елементів конструкцій.

Другий розділ (автори – *О.Г. Моляр, В.М. Федірко, С.А. Бичков*) містить опис і аналіз механічних і фізичних властивостей матеріалів, призначених для певних елементів конструкції літака. Матеріал базується на апробованих на практиці результатах і поданий, в основному, у вигляді таблиць, де зібрано воєдино комплекс довідкових даних про авіаційні матеріали та їх призначення.

Третій розділ (автор – *О.П. Осташ*) присвячений впливу корозивного фактора і низької температури довкілля на міцність і довговічність алюмінієвих, титанових і магнієвих сплавів залежно від їх структурно-фазового складу. На підставі діаграм конструкційної міцності показано переваги окремих сплавів, які оптимально поєднують в цих умовах високу міцніть і циклічну тріщиностійкість.

У четвертому розділі (автори – *В.М. Федірко, О.П. Осташ*) розглянуто методи підвищення службових властивостей алюмінієвих і титанових сплавів та високоміцних сталей і їх зварних з'єднань. Значну увагу тут приділено встановленню режимів вакуумної термообробки титанових сплавів та їх зварних з'єднань з метою підвищення їх міцності, пластичності і витривалості. Детально проаналізовано проблему газонасичення титанових сплавів.

П'ятий розділ (автори – *В.М. Федірко, О.Г. Моляр*) містить результати досліджень зносотривкості титанових сплавів. Проаналізовано методи нанесення і властивості покриттів, а також рекомендовано оптимальні технології їх створення на виробах з титанових сплавів, зокрема для підвищення надійності вузлів тертя літаків "Антонов".

Шостий розділ (автори – *В.М. Учанін, А.Я. Дереча*) присвячений задачам і методам неруйнівного контролю авіаційних конструкцій. Основна увага приділена вихрострумовому методу та засобам (первинним перетворювачам і дефектоскопам) для виявлення дефектності елементів авіаконструкцій. Розглянуто технології вихрострумового контролю корозійної і втомної пошкоджуваності ряду конструктивних елементів з визначенням параметрів дефектів. Рекомендовано методи і засоби структуроскопії авіаційних матеріалів та дефектоскопії захисних діелектричних покриттів.

У сьомому розділі (автори – *С.А. Бичков, О.І. Семенець, О.Г. Моляр*) проаналізовано методи і профілактичні заходи для усунення експлуатаційних пошкоджень авіаконструкцій, зокрема детально розглянуто проблему корозії деталей з алюмінієвих сплавів та руйнування шасі літаків "Антонов".

У восьмому розділі (автори – *В.С. Кравець, О.І. Семенець, О.П. Осташ*) представлено типові розрахунки на міцність і витривалість елементів кон-

струкцій, методики визначення їх граничного стану за наявності концентраторів напружень і тріщин з урахуванням впливу підкріплювальних елементів (стрингерів, накладок), а також методики оцінки їх втомної довговічності на стадіях зародження і субкритичного росту тріщини.

Дев'ятий розділ (автори – *О.П. Осташ, О.І. Семенець*) присвячений ресурсу авіаційної техніки після тривалої експлуатації – проблемі старіючих літаків. Констатовано, що вона знаходиться тільки на початковій стадії вирішення. Введено поняття деградації матеріалів і елементів конструкцій, подано результати досліджень впливу експлуатаційної і модельної деградації сплавів типу Д16Т на втомну довговічність зразків з конструктивними концентраторами напружень. Проаналізовано застосування засобів структуроскопії для моніторингу деградації матеріалів під час тривалої експлуатації.

Автори висловлюють подяку доктору техн. наук І.М. Погрелюк, кандидатам техн. наук І.М. Андрейкові, О.Г. Лук'яненкові, Г.Г. Луценкові, А.Т. Пічугіну і Р.В. Чепілю, інженерам Ю.В. Головатюку, Т.М. Гуревич і І. І. Кириченко, а також проф. Г. Моку (Магдебурзький університет) за надані результати досліджень та допомогу в підготовці рукопису до друку.

AUTHORS' PREFACE

One of the most important problems of engineering practice is ensuring the reliable operation of responsible transport objects. Considering not only technical but also a human factor the above concerns first of all aircraft technical means. Life time and reliability of an airplane is calculated during design, further these are to be maintained on the desired level during manufacturing, and in operation. An attempt to improve the efficiency of airplanes and to decrease the weight of the structures, providing their reliable operation, resulted in the implementation of the new approach to life time evaluation – a principle of the damage tolerance. The airplane life calculated by this approach is the time during which a certain number of defects of a given size appear in the elements of the structure that allow its safe operation between inspections. It puts forward higher requirements as to the strength and crack growth resistance of structural materials with the account of the environment effect, means of technical diagnostics of the structural elements state, methods of their life calculation and so on.

A majority of home and foreign airplanes are intended for a 15–20 year operation period, however there are special types of planes, particularly in Ukraine, which operation life is 25–40 years. So it is necessary to substantiate the methodology of extension of the aged planes life. First of all it concerns the establishment of the quantitative relationship between the degradation of structural materials and residual life of aircraft constructions after long-term operation.

Thus, the design and exploitation of modern aircraft technique by the principle of safe damaging, is a complex scientific and technical problem which can be solved by considering a number of interdisciplinary investigations. This book presents only some of its aspects. Results of some investigations and recommendations developed in the Karpenko Physico-Mechanical Institute of NASU and R&D Aircraft Complex "Antonov" on the choice of aircraft materials, evaluation of service characteristics of these materials, the influence of service environments, development of methods and means of NDT of materials and structural elements and also methods of strength and durability calculation from the viewpoint of fracture mechanics, assessment of the residual life of aircraft structures with the account of material properties degradation are presented. The book consists of 9 chapters.

The first chapter (author – *O.P. Ostash*) presents the main mechanical characteristics and mechanisms of fracture of structural materials used in aircraft engineering and methods of their determination. A particular attention is paid to the

new approaches in fracture mechanics, especially to a unified fatigue fracture model, which is used in next chapters as a basis for methods of assessing the life and durability of structural elements.

The second chapter (authors – *O.H. Moliar, V.M. Ferdirko, S.A. Bychkov*) contains a description and analysis of the mechanical and physical properties of materials intended for special airplane structural elements. Practically verified results which form the basis of the information are presented as tables. Material is given as a brought together reference data on aircraft materials and their application.

The third chapter (author – *O.P. Ostash*) is devoted to the influence of corrosion factor and low temperature of environment on strength and durability of aluminium, titanium and magnesium alloys depending on their structure and phase composition. Using the diagrams of structural strength the advantages of some alloys that combine best the high strength and fatigue crack growth resistance under these conditions are shown.

In the fourth chapter (authors – *V.M. Ferdirko, O.P. Ostash*) the methods of improvement of service properties of aluminuim and titanium alloys as well as high-strength steels and their welded joints are presented. Great attention is paid to establishment of the conditions of vacuum heat treatment of titanium alloys and their welded joints in order to improve their strength, plasticity and endurance. Gas saturation of titanium alloys is analyzed in detail.

The fifth chapter (authors – *V.M. Fedirko, O.H. Moliar*) presents investigation results on wear resistance of titanium alloys. Methods of application of coatings and their properties are analyzed and also optimal technologies of their formation on the titanium alloy products in particular the improvement of reliability of friction units in “Antonov “ airplanes are proposed.

The sixth chapter (authors – *V.M. Uchanin, A.Ya. Derecha*) deals with problems and NDT methods of airplane structures. A particular attention is paid to the eddy-current method and means (sensing devices and flaw detectors) for defects localization in airplane structural elements. Technologies of the eddy-current control of corrosion and fatigue damaging of a number of structural elements with evaluation of defects parameters are considered. Methods and means of flaw detection of aircraft materials and flaw detection of dielectric coatings are recommended.

In the seventh chapter (authors – *S.A. Bychkov, O.I. Semenets, O.H. Moliar*) the analysis of methods and preventive measures for removal of operation damages of airplane constructions is done. In particular, the problem about corrosion of aluminium alloy elements and failure of the “Antonov” airplane landing is considered in detail.

The eighth chapter (authors – *V.S. Kravets, O.I. Semenets, O.P. Ostash*) presents typical strength and endurance calculations of structural elements, methods of evaluation of their limitimg state in the presence of stress concentrators and cracks with the account of the effect of reinforcing elements (stringers and

straps) and also methods for evaluation of their fatigue life at stages of crack initiation and subcritical propagation.

The ninth chapter (authors – *O.P. Ostash, O.I. Semenets*) is devoted to the aircraft constructions life time after long-term operation – the problem of aging airplanes. It is stressed out that the problem is at the initial stage of its solution. The notion of degradation of materials or structural elements is introduced. Experimental results on the effect of in-service and model degradation of Д16Т aluminium alloy on fatigue life of specimens containing structural stress concentrators are given. The usage of non-destructive methods for monitoring the materials degradation in long-term operation is analyzed.

The authors are grateful to Doctor of Sciences (Eng.) I.M. Pohreliuk, Candidates of Sciences (Eng.) I.M. Andreiko, O.H. Lukianenko, G.G. Lutsenko, A.T. Pichuhin, and R.V.Chepil, engineers Yu.H. Holovatiuk, T.M. Hurevych and I.I. Kyrychenko and also to Professor G. Mock (Magdeburg University) for the kindly provided test results and assistance in the preparation of this manuscript for printing.

РОЗДІЛ 1

СЛУЖБОВІ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАТЕРІАЛІВ ТА МЕТОДИ ЇХ ВИЗНАЧЕННЯ

1.1. ПРИНЦИПИ ПРОЕКТУВАННЯ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЛІТАКІВ

1.1.1. Безпечний ресурс

Однією з найактуальніших проблем інженерної практики сьогодення є оцінка ресурсу безпечної експлуатації відповідальних об'єктів (у першу чергу, авіаційних), особливо після їх довготривалої експлуатації (20–50 років) за умов дії змінних і нестаціонарних (випадкових) навантажень та різних фізико-хімічних факторів [1]. Сучасний літак – це складна дорога конструкція, яка повинна економічно експлуатуватися тривалий час. Ресурс і надійність конструкції літака закладають під час проектування, надалі їх треба забезпечити у процесі виготовлення і підтримувати на потрібному рівні в експлуатації. Рентабельність літака є функція його ефективності, яку визначає відношення корисної роботи літака, виконаної ним протягом експлуатації, до різних видів витрат на його створення, серійний випуск і експлуатацію [2]:

$$E = \frac{V_p G_k R}{S_0 + S_n + S_e}, \tag{1.1}$$

де V_p – середня рейсова швидкість, км/год; G_k – маса корисного вантажу, т; R – технічний ресурс (кількість годин польотів); S_0 – витрати на створення дослідних зразків, віднесені на один серійний літак; S_n – середні витрати на виробництво серійного літака; S_e – середні експлуатаційні витрати на один літак. Параметри, які входять у формулу (1.1), залежать від конструкції і технології виготовлення літака. Зокрема, маса корисного вантажу є функція маси його конструкції і витрат палива; витрати на створення і обслуговування залежать від конструкції, умов виробництва, рівня технологій, технічного і організаційного обслуговування, а також від загального і міжремонтного ресурсу літака, його агрегатів та їх надійності [2]. Прагнення збільшити вагову віддачу літака обумовлює використання в його конструкції матеріалів підвищеної міцності. Але це може знизити надійність конструкції, оскільки високоміцні матеріали чутливіші до концентрації напружень і впливу різних технологічних і експлуатаційних факторів (що розглянемо нижче).

Ресурс літака визначається, головно, опором елементів конструкції* вто-

* Тут і далі під конструкцією розуміємо конструкцію планера (крила, оперення, фюзеляжу), шасі і механічних елементів їх випуску, механічних елементів системи управління, а також елементів, що забезпечують взаємний силовий стик частин планера і агрегатів.

мі [2–5]. Для перших поколінь літаків не допускали пошкод втомного характеру [3]. Тому вони характеризувалися надлишком міцності, що задовольняло вимоги безпечного ресурсу (терміну служби). Згідно з нормативними вимогами Авіаційних правил (АП 25.571), зокрема введених у дію в грудні 1996 р. Методів визначення відповідності (МВВ) "Гарантування безпечності конструкції за умовами міцності під час тривалої експлуатації", безпечний ресурс – властивість конструкції і спосіб гарантування її безпечності за умовами міцності шляхом встановлення допустимого напрацювання (вираженого в польотах, посадках, польотних годинах, роках), протягом якого в конструкції не виникатимуть пошкоди, що зменшують міцність нижче допустимого рівня. При цьому не вимагають спеціального контролю в експлуатації. Найпростіше безпечний ресурс визначає співвідношення [4]

$$T = N / \eta , \qquad (1.2)$$

де N – середня довговічність; η – коефіцієнт надійності (запасу). Через зміну властивостей конструкційних матеріалів, вплив умов виробництва і експлуатаційного середовища на їх опір втомі кількість циклів навантаження N, які конструкція повинна витримати протягом експлуатації, зазвичай приймають з (3–5)-кратним запасом [2]. Величину η вибирають так, щоб у межах безпечного (призначеного) ресурсу імовірність втомного руйнування була б практично рівна нулю (до 0,001 [6]). Значення коефіцієнта η залежить від принципу проектування (табл. 1.1).

Таблиця 1.1

Значення коефіцієнта надійності η для деяких типів літаків [4]

Тип літака	Принцип проектування	Розрахункові навантаження	η
АН-24	Безпечний ресурс	Середні	4
ИЛ-86	–//–	–//–	4
ЯК-42	–//–	–//–	4
ИЛ-96	Безпечна пошкоджуваність	Максимальні	2...3
А-300	–//–	–//–	3...4
А-310	–//–	–//–	2...3
Б-747	–//–	–//–	1,5...2
Б-767	–//–	–//–	1,2

Загалом, згідно з вищезгаданими МВВ, сумарний коефіцієнт надійності η визначають за даними натурних випробувань та результатами аналізу реальних умов експлуатації літака: $\eta = \eta_1 \cdot \eta_2 \cdot \eta_3 \cdot \eta_4 \cdot \eta_5$. Коефіцієнт η_1 враховує відповідність програми стендових випробувань на втому реальним навантаженням в експлуатації і приймається в діапазоні $1 < \eta_1 < 1{,}5$. Коефіцієнт η_2 враховує ступінь небезпеки і контрольованість руйнування: $\eta_2 = 1$, коли часткове руйнування резервованих елементів буде гарантовано зафіксовано за технічного

обслуговування найменшої періодичності, і $\eta_2 = 1{,}2$, якщо це зробити неможливо; $\eta_2 = 1{,}5$, коли втомне руйнування виникає у відповідальному елементі. Коефіцієнт η_3 враховує відмінності типових (середніх) умов навантаженості окремих груп або екземплярів літаків, спричинені особливостями їх експлуатації, географічними умовами, довжиною трас тощо. Його розраховують на основі спеціального аналізу впливу можливих варіацій умов експлуатації на навантаженість конкретних критичних місць, тобто деталей, елементів, зон, локальних місць конструкції, довговічність і експлуатаційна живучість яких визначають рівень безпеки за умовами міцності конструкції загалом. Вважають $1 < \eta_3 < 2$ залежно від надійності експериментальних даних для встановлення навантаженості критичних місць конструкції. Коефіцієнт η_4 враховує розсіювання характеристик опору втомі і кількість випробуваних ідентичних конструкцій: $3 < \eta_4 < 5$ під час визначення безпечного ресурсу і часу першого огляду; $2 < \eta_4 < 3$ під час встановлення інтервалу між оглядами. Коефіцієнт η_5 враховує вплив реальних умов експлуатації, у тому числі довкілля, температури і т. п. на тривалість росту втомних тріщин і дорівнює одиниці, якщо показано, що реальні умови експлуатації достатньо відтворено під час випроб і прийнятим методом враховано у розрахунках; $\eta_5 = 1{,}5$ в усіх інших випадках.

1.1.2. Експлуатація за технічним станом. Принцип живучості

Призначений термін служби, тобто календарна тривалість експлуатації літака, з досягненням якої експлуатацію слід припинити незалежно від його стану, для літаків типу “Антонов” без заміни частин планера становить 40 тис. польотних годин, у тому числі до появи тріщин – 30 тис. год. Економічно вигідний технічний ресурс –60 тис. год з ремонтом і заміною окремих частин планера. Тобто приблизно половину технічного ресурсу літак повинен гарантовано експлуатуватися без пошкод, а решту – з допустимими пошкодами елементів конструкції та їх заміною під час ремонту. При цьому пошкодження допускають, у першу чергу, в конструкції крила і фюзеляжу, які найбільше сприймають експлуатаційні впливи. Завдяки сучасним досягненням науки і технології можна суттєво продовжити тривалість експлуатації об’єктів, встановлену на стадії проектування, яку визначали за принципом безпечного ресурсу. Прагнення використати економічну віддачу літаків, знизити масу конструкції їх широкофюзеляжних модифікацій і т.п., зберігаючи їх безпечну експлуатацію, зумовило новий підхід до визначення ресурсу – принцип підвищеної живучості або допустимої пошкоджуваності. Згідно з МВВ, експлуатаційна живучість – це узагальнений термін, що характеризує властивості конструкції і способи гарантії її безпечності за умовами міцності та включає допустимість пошкод і безпечність руйнування (пошкодження).

Допустимість пошкодження передбачає гарантію безпечності конструкції шляхом встановлення термінів першого і наступних її оглядів в експлуатації з метою виявити можливі пошкоди і провести ремонт конструкції або замінити пошкоджений елемент; безпечність руйнування (пошкодження) – це

створення такої конструкції, коли після можливого суттєвого пошкодження або руйнування одного з основних її силових елементів залишкова міцність (незважаючи на невідремонтований стан) зменшиться не нижче допустимого рівня за інтервал часу, впродовж якого пошкодження (руйнування) буде гарантовано виявлено.

Таким чином, ресурс, який встановлюють за принципом підвищеної живучості, – це час, коли в об'єкті виникає певна кількість дефектів типу тріщин заданого розміру, але його можна безпечно експлуатувати між технічними оглядами або ремонтами [6]. Тут збільшити ресурс за формулою (1.2) можна, зменшуючи коефіцієнт надійності η (див. табл. 1.1). Тоді особливого значення набувають розрахунки безпечної пошкоджуваності конструкції літака, які у першу чергу ґрунтуються на методах механіки руйнування, а основними заходами, щоб створити безпечно пошкоджувану конструкцію, є [4]:

- підвищення залишкової міцності;
- обґрунтування коефіцієнта η з урахуванням живучості;
- обґрунтування критеріїв проектування за умовами живучості і методів розрахунку швидкості росту тріщин;
- розробка методів розрахунку і експериментального визначення залишкової міцності конструкції;
- забезпечення необхідного об'єму випробувань елементів і натурних конструкцій;
- впровадження обмежувачів та інших конструктивних заходів для гальмування росту тріщин;
- вдосконалення методів і засобів неруйнівного контролю (НК) матеріалів і елементів конструкцій;
- розробка методик періодичного контролю пошкоджених конструкцій тощо.

При цьому стає вагомим підхід до вибору конструкційних матеріалів з урахуванням конкретних умов експлуатації всієї конструкції або її окремих вузлів і деталей. Під цими умовами тут потрібно розуміти не тільки активність довкілля, температуру, але й передбачуваний термін служби, тобто розрахункові напруження, спектр експлуатаційного навантаження, форму деталі тощо [5]. Тому в матеріалах повинні оптимально поєднуватись висока статична міцність, пластичність, критична тріщиностійкість (в'язкість руйнування), витривалість, корозійна тривкість, підвищений опір корозійному розстріскуванню (КР) під напруженнями і корозійно-механічній втомі, високий опір зародженню та мала швидкість росту втомної тріщини, підвищена зносотривкість і високий опір фретинг-втомі тощо.

Таким чином, проектування і експлуатація сучасної авіатехніки за принципом безпечної пошкоджуваності є комплексною науково-технічною проблемою, для вирішення якої потрібні зусилля науковців та інженерів – спеціалістів у галузі матеріалознавства, міцності і фізико-хімічної механіки руйнування, фізичних методів досліджень і НК, математичної статистики, комп'ютерних технологій тощо.

1.2. ХАРАКТЕРИСТИКИ МІЦНОСТІ І ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ЗА СТАТИЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ. ЗАЛИШКОВА МІЦНІСТЬ

Згідно з МВВ, для матеріалів визначають довідникові (базові) характеристики – властивості матеріалів та їх статистичні параметри (середні значення, розсіювання, закони розподілу, об'єм вибірки і т. д.), на основі яких формують розрахункові значення. За статичного короткотривалого навантаження базовими характеристиками матеріалів, встановлення яких регламентовано стандартом [7], є такі: $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{0,2\,ст}$ – умовна границя текучості за розтягу і стиску; σ_B, $\sigma_{B\,ст}$ – границя міцності за розтягу і стиску; $\tau_{Bзр}$ – опір руйнуванню за зрізу; $\sigma_{зм}$ – опір зминанню (напруження зминання за відносної овалізації отвору 6 %); E і $E_{ст}$ – модулі нормальної пружності під розтягом і стиском, відповідно; G – модуль пружності за зсуву; μ – коефіцієнт Пуассона, а також діаграми деформування "$\sigma - \varepsilon$" і "$\tau - \gamma$" за розтягу, стиску, закруту, зминання і згину.

Під час встановлення ресурсу за принципом безпечного пошкодження допускають тріщини в силових елементах літака, зокрема в підкріплених панелях і обшивці, проте їх необхідно гарантовано зафіксувати до моменту досягнення ними критичних розмірів під максимальним експлуатаційним навантаженням. Тому, оцінюючи несучу здатність підкріплених панелей, залишкову міцність використовують як деякий критичний рівень статичного навантаження, що зумовлює нестабільне (неконтрольоване) і повне руйнування зразка (рис. 1.1 *а*) або панелі (рис. 1.1 *б, в*) з тріщиною. Залишкова міцність σ_m^N характеризується руйнівним напруженням, розрахованим в ослабленому нетто-перерізі (деколи розглядають непошкоджений брутто-переріз) за формулою [5, 8]

$$\sigma_m^N = \frac{P_m}{2t\left(W - l_0\right)} \quad , \tag{1.3}$$

де P_m – максимальне навантаження на діаграмі статичного розтягу; t і $2W$ – відповідно товщина і ширина пластини; $2l_0$ – довжина початкового надрізу $2h$ і заздалегідь створених втомних тріщин $a_{тр}$ (рис. 1.1 *а*).

Залишкову міцність пластин, що містять допустимий дефект, розраховують також, використовуючи характеристики статичної тріщиностійкості (в'язкості руйнування) матеріалів за плосконапруженого стану в умовах пружної нестабільності в зоні передруйнуваня (рис. 1.2 *а*):

$$K_c^y = \frac{P_m}{2tW}\sqrt{l_0}\,Y\left(l_0/W\right) \quad , \tag{1.4}$$

де $Y\left(l_0/W\right)$ – функція геометрії зразка і способу його навантаження, яка для пластини з центральною тріщиною під розтягом має вигляд [8]

$$Y(l/W) = 1,77[1 + 0,128(l/W) - 0,288(l/W)^2 + 1,525(l/W)^3]. \tag{1.5}$$

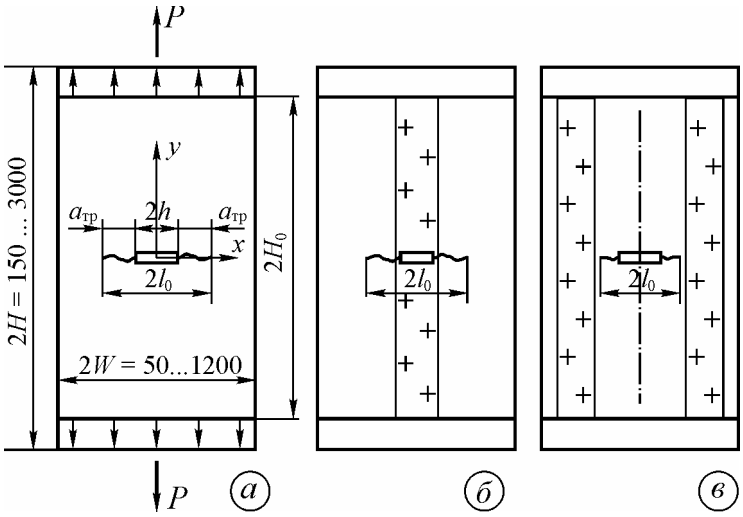


Рис. 1.1. Схеми зразків для випробувань на залишкову міцність

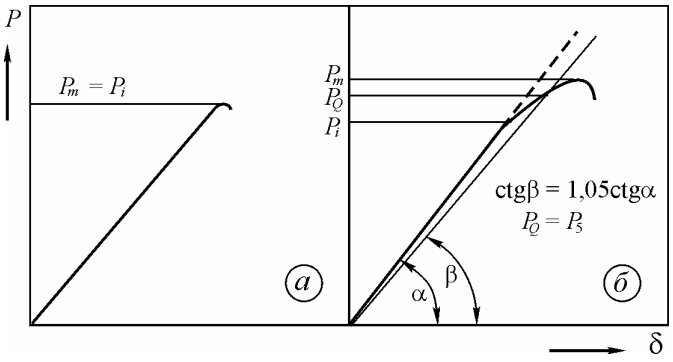


Рис. 1.2. Схеми діаграм статичного розтягу зразків з тріщиною за пружної (*а*) і пружно-пластичної (*б*) нестабільності в зоні передруйнування

Коли реалізується пружно-пластична нестабільність (рис. 1.2 *б*), з досягненням максимального навантаження P_m вихідна тріщина l_0 може підростати на величину Δa_m і біля її вершини утворюється пластична зона розміром $r_p = (1/2\pi)\,(K_c^y/\sigma_{0,2})^2$, тобто довжина тріщини l_m у момент нестабільного росту

$$l_m = l_0 + \Delta a_m (1/2\pi)(K_c^y/\sigma_{0,2})^2. \tag{1.6}$$

Тоді граничний стан пластини з тріщиною визначає залежність

$$K_c = \frac{P_m}{2tW}\sqrt{l_m}\,Y\left(l_m/W\right) \ . \tag{1.7}$$

У матеріалах, коли чітко проявляється підростання тріщини, на діаграмі розтягу фіксують значення не P_m, а P_i, що відповідає старту тріщини і початку нелінійності на діаграмі розтягу зразка з тріщиною (рис. 1.2 *б*). Тоді маємо:

$$K_c^i = \frac{P_i}{2tW}\sqrt{l_0}\,Y\left(l_0/W\right). \tag{1.8}$$

Величини K_c^y, K_c і K_c^i називають характеристиками статичної тріщиностійкості матеріалу за плосконапруженого стану, якщо задовольняється умова $\sigma_m^N \le 0{,}8\sigma_{0,2}$ [8–10]. Однак розрахунок залишкової міцності за параметром K_c неможливий, бо величина l_m для конструкції наперед невідома [11]. Тому інженерною характеристикою вважають K_c^y, за допомогою якої можна не тільки вибрати кращий матеріал, але й реально оцінити несучу здатність тонкостінного елемента, пошкодженого тріщиною, проте тільки тоді, коли ширина і товщина елемента відповідають цим розмірам зразка, на якому визначали характеристику K_c^y [5], оскільки вона залежить від геометричних розмірів елемента конструкції (що розглядатимемо нижче). Характеристика K_c^i поряд з залишковою міцністю служить визначальним критерієм для встановлення допустимих (критичних) розмірів тріщин $l_{\text{кр}}$ через можливі в експлуатації перевантаження [5]. Зокрема, знаючи довжину тріщини в елементі, за формулою (1.4) розраховують його залишкову міцність, віднесену до брутто-перерізу $\sigma_m^{\text{бр}}$, яка для пластини шириною $2W$ з тріщиною завдовжки $2l_0$ пов'язана з характеристикою залишкової міцності σ_m^N так [5]:

$$\sigma_m^{\text{бр}} = \sigma_m^N/(1 - l_0/W). \tag{1.9}$$

З іншого боку, принцип безпечної пошкоджуваності реалізується, якщо конструкція з тріщиною витримує до руйнування навантаження, рівне максимальному експлуатаційному P_m. Ця умова визначає розрахунковий критичний розмір тріщини [5]

$$l_{\text{кр}} = (1/\pi)(K_c^y/[\sigma])^2, \tag{1.10}$$

де $[\sigma]$ – допустимі в експлуатації напруження, або фактично допустиму в експлуатації її довжину

$$[l] = (\alpha/\pi)(K_c^i/[\sigma])^2, \tag{1.11}$$

де $\alpha = 0{,}7...0{,}8$ – додатковий коефіцієнт запасу на довжину тріщини [5].

Опір руйнуванню в умовах плоскої деформації (для масивних елементів конструкцій, зокрема, достатньо великої товщини) нижчий, ніж за плосконапруженого стану. Тоді показником в'язкості руйнування матеріалу є критичне значення коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) $K_{\text{I}c}$, що відповідає моменту нестабільності за плоскої деформації. Умови плоскої деформації в першу чергу визначаються малим розміром пластичної зони r_p біля вершини тріщини відносно її довжини та товщини t плоских зразків (рис. 1.3–1.5) або діаметрів D і d циліндричних зразків. (рис. 1.6). Для більшості сталей, алюмінієвих і титанових сплавів дотримання умови

$$t \ge 2{,}5(K_{\text{I}c}/\sigma_{0,2})^2;\ D = 2{,}3(K_{\text{I}c}/\sigma_{0,2})^2;\ d = 1{,}6(K_{\text{I}c}/\sigma_{0,2})^2 \tag{1.12}$$

забезпечує коректні значення $K_{\text{I}c}$ як характеристики матеріалів, яка слабо залежить від геометрії зразків і способу їх навантаження [10].

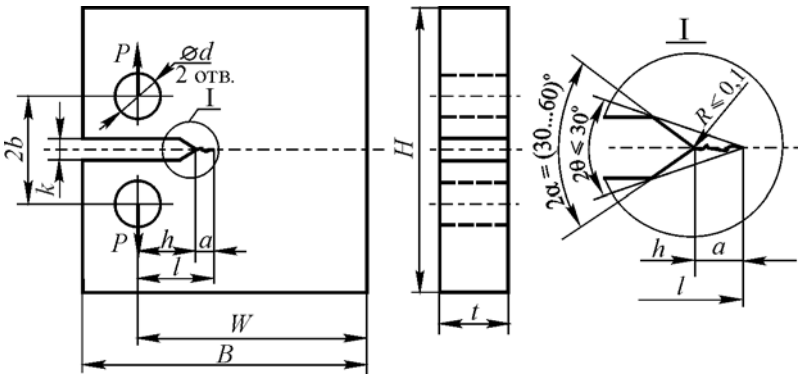


Рис. 1.3. Компактний прямокутний зразок з боковою тріщиною для випробувань позацентровим розтягом: $W = 2t$; $B = 1{,}25W$; $H = 1{,}2W$; $2b = 0{,}55W$; $d = 0{,}25W$; $h = (0{,}35\ldots0{,}50)W$; $l = (0{,}45\ldots0{,}55)W$; $k \le 0{,}06W$

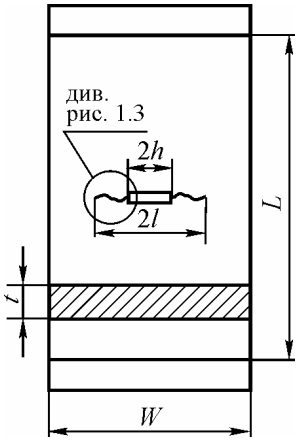


Рис. 1.4. Прямокутний зразок з центральною тріщиною для випробувань осьовим розтягом:
$W = 8t$; $L \ge 4W$;
$2h = (0{,}25\ldots0{,}35)W$;
$2l = (0{,}3\ldots0{,}5)W$

Характеристику K_{Ic} визначають за результатами однократних статичних випробувань спеціальних зразків (рис. 1.3–1.6) із заздалегідь створеною втомною тріщиною за позацентрового або осьового розтягу, триточкового згину за стандартною процедурою [10]. Малий розмір пластичної зони біля вершини тріщини забезпечується також певними вимогами до характеру діаграми навантаження–переміщення. Якщо вона має тільки лінійну ділянку (рис. 1.2 *а*), то величину K_{Ic} розраховують за відповідними формулами (табл. 1.2) безпосередньо за значенням $P_Q = P_{\max}$. Для багатьох авіаційних сплавів ця діаграма, особливо під час випроб найчастіше вживаних компактних зразків на позацентровий розтяг, має вигляд, як на рис. 1.2 *б*. Тоді у формули для визначення K_{Ic} підставляють навантаження P_Q, що відповідає 5%-му допуску на нелінійність (ctgβ = 1,05ctgα), при цьому необхідно дотримуватись умови $P_{\max}/P_Q \le 1{,}1$.

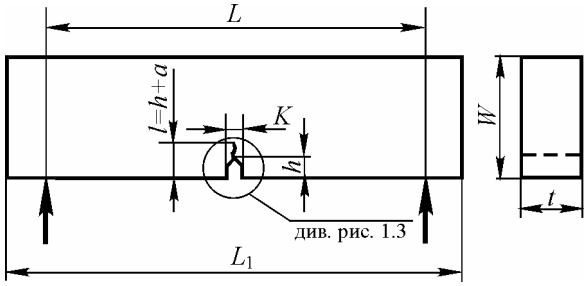


Рис. 1.5. Балковий зразок з боковою тріщиною для випробувань триточковим згином:
$W = 2t$; $L = 4W$; $L_1 = L + 0{,}5W$;
$h = (0{,}35\ \ldots\ 0{,}50)W$;
$l = (0{,}45\ \ldots\ 0{,}55)W$;
$k \le 0{,}06W$

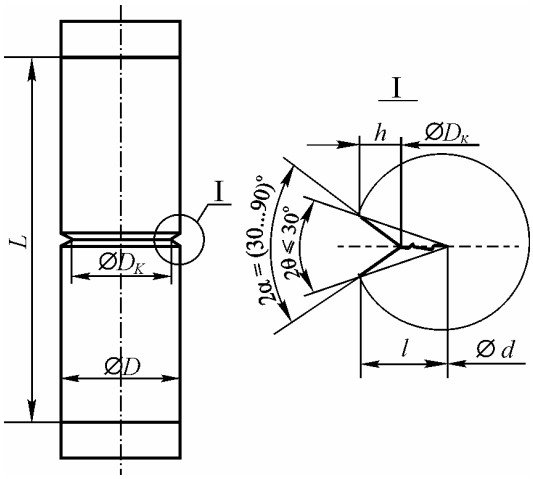
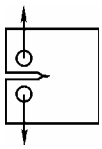
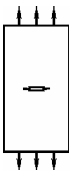
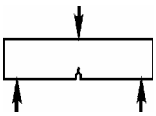
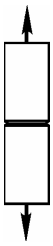


Рис. 1.6. Циліндричний зразок з кільцевою тріщиною для випробувань розтягом:

$L = 5D$;
$D_к = D - 2h \approx (0{,}65 \ldots 0{,}85)D$;
$d = (0{,}6 \ldots 0{,}7)D$;
$l = 0{,}5(D - d) > h + 1{,}5$ мм
і $l \geq 3{,}7h\text{tg}\alpha$

Таблиця 1.2

Формули для розрахунку K_{Ic}

Номер рисунка і схема навантаження	Формула	Номер формули і межі застосовності
1.3; 	$K_{Ic} = \frac{P_Q}{t\sqrt{W}} Y$; $Y = 13{,}74(1 - 3{,}38\lambda + 5{,}57\,\lambda^2)$, де $\lambda = l/W$; $l = h + a$	(1.13) $0{,}45 \leq \lambda \leq 0{,}55$
1.4; 	$K_{Ic} = \frac{P_Q}{t\sqrt{W}} Y$; $Y = 0{,}38(1 + 2{,}31\,\lambda + 2{,}44\,\lambda^2)$, де $\lambda = 2l/W$; $2l = 2h + 2a$	(1.14) $0{,}3 \leq \lambda \leq 0{,}5$
1.5; 	$K_{Ic} = \frac{P_Q \cdot L}{t\sqrt{W^3}} Y$; $Y = 3{,}49(1 - 3{,}40\,\lambda + 5{,}84\,\lambda^2)$, де $\lambda = l/W$; $l = h + a$	(1.15) $0{,}45 \leq \lambda \leq 0{,}55$
1.6; 	$K_{Ic} = \frac{P_Q}{\sqrt{D^3}} (Y_1 + Y_2)$; $Y_1 = 6{,}53(1 - 1{,}82\,\lambda + 0{,}92\,\lambda^2)$, $Y_2 = 3{,}1(2S/d)$ де $\lambda = d/D$	(1.16) $0{,}6 \leq \lambda \leq 0{,}7$ $2S < 0{,}08d$ (див. [10])

1.3. ХАРАКТЕРИСТИКИ ОПОРУ ВТОМНОМУ РУЙНУВАННЮ

1.3.1. Витривалість матеріалів

Втома, як явище зниження несучої здатності матеріалів, спостерігається під час тривалих повторних, циклічно змінних навантажень. Втома матеріалу – це поступове накопичення його структурних пошкод під циклічним навантаженням, що зумовлює зародження і поширення тріщини, яке закінчується руйнуванням виробу з цього матеріалу. Втомне руйнування відбувається за напружень, значно нижчих границь міцності (σ_B) і текучості ($\sigma_{0,2}$) матеріалів. У макромасштабі таке руйнування крихке, часто без видимих ознак пошкоджуваності на поверхні виробів, тому воно, як правило, раптове і може призводити до катастрофічних наслідків.

Найпоширеніший синусоїдальний цикл навантаження, який характеризується максимальним ($P_{\max}$) і мінімальним ($P_{\min}$) значеннями та частотою $f = 1/T$ циклу навантаження (рис. 1.7), а також розмахом (ΔP) або амплітудою (P_a) напружень:

$$\Delta P = P_{\max} - P_{\min}; \quad P_a = 0,5(P_{\max} - P_{\min}). \tag{1.17}$$

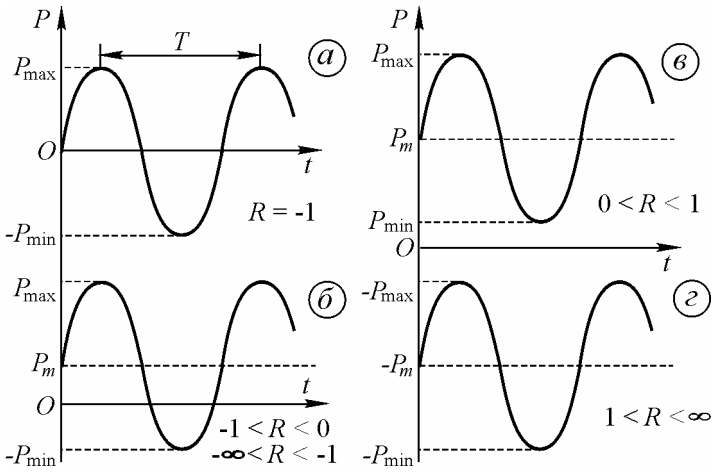


Рис. 1.7. Синусоїдальні цикли навантаження:
а – симетричний знакозмінний; *б* – асиметричний знакозмінний; *в* – асиметричний розтягувальний; *г* – асиметричний стискальний

Крім симетричного знакозмінного (розтяг–стиск) циклу (рис. 1.7 *а*), використовують асиметричний, який може бути знакозмінним (рис. 1.7 *б*) і знакопостійним розтягувальним (рис. 1.7 *в*) чи стискальним (рис. 1.7 *г*). Тому асиметричний цикл додатково характеризується коефіцієнтом асиметрії (R) і середнім значенням (P_m) циклу навантаження:

$$R = P_{\min} / P_{\max}; \quad P_m = 0,5(P_{\max} + P_{\min}). \tag{1.18}$$

У формулах (1.17) і (1.18) приймаємо алгебричні, а не абсолютні значення величин.

Для встановлення опору матеріалів втомному руйнуванню використовують криву втоми (криву Веллера), яку будують згідно з ГОСТ 25.502-79 на підставі експериментального визначення кількості циклів до руйнування N_f стандартних гладких зразків за різних рівнів розмаху номінальних напружень $\Delta\sigma$ (або амплітуди σ_a чи максимального значення σ_{max}) для заданих частоти, форми і коефіцієнта асиметрії циклу навантаження та умов випробування (довкілля, температура тощо) [12–14]. Криву втоми за силового підходу будують у координатах $\Delta\sigma - \lg N_f$ (рідше $\lg \Delta\sigma - \lg N_f$). З пониженням $\Delta\sigma$ вона асимптотично виходить на рівень напружень, коли зразок не руйнується взагалі або протягом певної (більше 10^7) кількості циклів навантаження (рис. 1.8). Цей рівень напружень позначають $\Delta\sigma_R$ і називають у першому випадку фізичною границею витривалості, а в другому – умовною границею витривалості (fatigue limit). Для симетричного циклу навантаження границю витривалості зазвичай позначають $\Delta\sigma_{-1}$ (індекс від значення коефіцієнта асиметрії циклу $R = -1$). Фізична границя витривалості на базі $10^5 \ldots 10^6$ циклів виявлена для багатьох чистих металів з ГЦК, ОЦК, ГК (ГЩУ) ґратками. Для ряду матеріалів з ГЦК ґраткою, а також у більшості випадків руйнування в корозивних середовищах вона не спостерігається навіть на базах порядку $10^9 \ldots 10^{11}$ циклів.

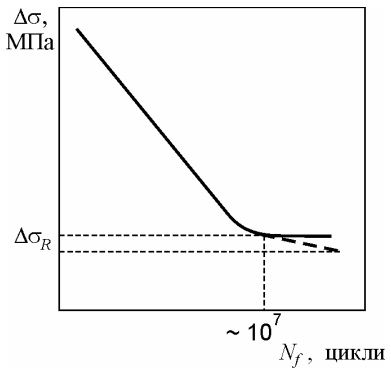


Рис. 1.8. Крива втоми матеріалу з фізичною (суцільна лінія) або умовною (штрихова) границею витривалості

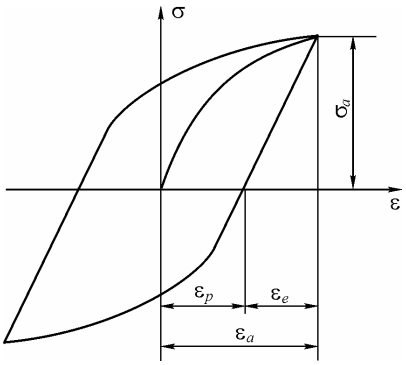


Рис. 1.9. Залежність між напруженням і деформацією за циклічного навантаження

На витривалість випробовують або за сталого розмаху напружень (м'яке навантаження) або деформацій (жорстке навантаження). Діаграма напруження–деформація за циклічного навантаження має форму замкнутої петлі механічного гістерезису (рис. 1.9), площа якої характеризує роботу, затрачену на деформацію матеріалу в кожному циклі [5, 12]. Розмах повної деформації $\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p$ в циклі рівний сумі пружної ($\Delta\varepsilon_e$) і пластичної ($\Delta\varepsilon_p$) складових, значення яких визначають кількість циклів до руйнування гладких зразків, коли будуть криві втоми $\Delta\varepsilon - \lg N_f$. Величина $\Delta\varepsilon_e$ відіграє роль у багатоцикловій області втоми (на границі витривалості), де ширина петлі, яка визначає

пластичну складову $\Delta\varepsilon_p$, настільки мала, що петля вироджується у лінію. В малоцикловій області втоми ($N_f < 10^4$–10^5 циклів) величина $\Delta\varepsilon_p$, навпаки, визначальна, тому будують криві втоми $\Delta\varepsilon_p - \lg N_f$, причому параметр $\Delta\varepsilon_p$ встановлюють за стабілізованою шириною петлі гістерезису. Справа у тому, що в умовах пружно-пластичного деформування матеріалу петля спочатку, як правило, змінюється, але після 100–200 циклів стабілізується. Цей процес для різних матеріалів протікає по-різному: в циклічно зміцнюваних, наприклад у сплаві Д16Т після природного старіння, ширина петлі зменшується проти початкової, а в циклічно знеміцнюваних (той самий сплав після штучного старіння) зростає [5].

Криву втоми будують за середніми значеннями довговічності N_f, що відповідає 50% імовірності руйнування. За результатами статистичної обробки [15] можна побудувати криві втоми з різною імовірністю руйнування (наприклад, 5 або 10%).

Конструкційні матеріали проявляють різну чутливість до циклічних навантажень, що пов'язано з реалізацією різноманітних механізмів втомного руйнування. В табл. 1.3 наведено дані про міцність на розрив, границю витривалості деяких сплавів [13], а також про характеристику опору втомі – коефіцієнт циклічної міцності $æ_\sigma = \sigma_{-1}/\sigma_B$, який оцінює для кожного сплаву потенційні можливості використання його структурних і субструктурних особливостей за циклічного навантаження. Границі витривалості матеріалів, як правило, не перевищують половину границі міцності. Коефіцієнт циклічної міцності вищий у чистого металу, ніж у створеного на його основі сплаву, проте абсолютні значення границь витривалості сплавів набагато вищі. При цьому зниження границі витривалості тим більше, що міцніший матеріал. Поведінка авіаційних сплавів узгоджується із вказаними закономірностями (табл. 1. 3).

Таблиця 1.3

Границі міцності та витривалості сплавів

Матеріал		σ_B	σ_{-1}	$æ_\sigma$
		МПа		
Армко-залізо		294	185	0,63
Сталь	середньовуглецева	465	230	0,49
	хромонікелева поліпшена	1000	510	0,51
	високоміцна гартована	1700	695	0,41
Ковкий чавун		385	185	0,48
Високоміцний чавун		980	290	0,30
Титан		570	340	0,68
Високоміцний титановий сплав		1200	440	0,37
Високоміцні алюмінієві сплави		450	130	0,29
		540	125	0,23

Якщо гладкий зразок навантажений рівномірно у всіх перерізах, то його довговічність визначається опором матеріалу та його поверхневого шару зародженню і розвитку втомного пошкодження залежно від розмаху діючих номінальних напружень $\Delta\sigma_N$. У конструкціях типовіші випадки, коли деталі мають конструктивні (геометричні) концентратори напружень, наприклад отвори для кріплення, вирізи під люки тощо. Вони обумовлюють локальні максимальні напруження $\Delta\sigma_y > \Delta\sigma_N$ (рис. 1.10), відповідальні за руйнування. Відношення цих напружень до номінальних називають теоретичним коефіцієнтом концентрації напружень

$$K_t = \Delta\sigma_y(0)/\Delta\sigma_N , \tag{1.19}$$

оскільки його розраховують у межах теорії пружності.

Для оцінки витривалості елементів авіаційних конструкцій з геометричними концентраторами напружень використовують смуги з центральним отвором (рис. 1.10), наприклад, шириною $W = 30$ мм, довжиною $L = 100$–120 мм і діаметром отвору $d = 5$ мм, коли $K_t = 2{,}6$. Отримувані так оцінки часто умовні, проте з економічних міркувань такі зразки найпоширеніші [5].

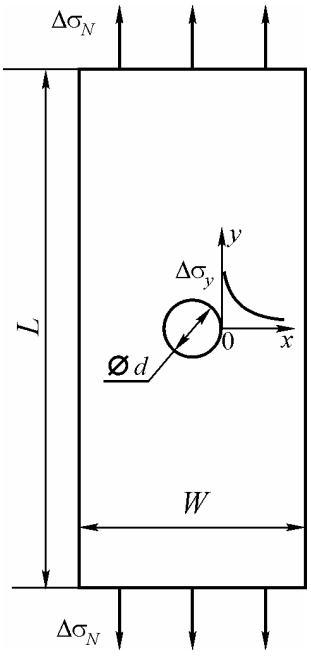


Рис. 1.10. Плоский зразок з центральним отвором для випробувань на витривалість

Витривалість матеріалу в зоні концентрації напружень завжди менша, ніж гладкого зразка; проте не настільки, як це прогнозують за величиною K_t, що зумовлено пружно-пластичними деформаціями в околі концентратора напружень. Тому реальний вплив концентрації напружень за циклічних навантажень характеризують ефективним коефіцієнтом концентрації циклічних напружень K_f (K_σ), який рівний відношенню границь витривалості (або границь обмеженої витривалості) гладкого і надрізаного зразків:

$$K_f = \Delta\sigma_R^{\text{гл}} / \Delta\sigma_R^{\text{н}} . \tag{1.20}$$

Коефіцієнт K_f, як правило, менший, ніж K_t. Що більша різниця між K_f і K_t, то менше матеріал чутливий до концентрації напружень. Мірою цієї чутливості є коефіцієнт

$$g = (K_\sigma - 1)/(K_t - 1). \tag{1.21}$$

Коли $q = 0$ ($K_\sigma = 1$) матеріал не чутливий до концентрації напружень; коли $q = 1$ ($K_\sigma = K_t$), він найчутливіший до геометрії перерізу зразка.

У деяких галузях машинобудування коефіцієнт K_f визначають на рівні границі витривалості, а в літакобудуванні – в області обмеженої і малоциклової втоми. Для авіаційних конструкцій типові випадки одночасної взаємодії

полів декількох концентраторів напружень. Залежно від геометрії конструкції, виду її навантаження та інших факторів це може або позитивно впливати на довговічність, або, навпаки, зумовлювати ріст коефіцієнта концентрації напружень [2].

В елементах конструкцій, які мають номінально гладкі поверхні ($K_t = 1$), внаслідок змін структури, твердості і т. п. приповерхневих шарів матеріалу коефіцієнт K_f може перевищувати одиницю. Концентрацію напружень можуть викликати також корозійні джерела, особливо фретинг-корозія. Це, наприклад, зумовлює ріст K_f, порівняно з K_t, у таких конструктивних елементах, як проушини та болтові з'єднання [2]. Деякі інші питання про коефіцієнт K_f розглянуто нижче (див. підрозд. 1.3.4.1).

Інтерпретація результатів досліджень витривалості гладких зразків часто суперечлива, бо під час визначення кількості циклів до руйнування (N_f), яке є сумою періодів зародження (N_i) і росту (N_p) втомної тріщини, не враховують стадійність втомного руйнування. Між цими стадіями існують певні об'єктивні відмінності, тому закономірності впливу структурних, температурно-силових, фізико-хімічних факторів на різних етапах втоми матеріалів можуть бути різні. Цю проблему вирішує структурна механіка втомного руйнування, яка вивчає механічні закономірності зародження і росту втомних тріщин у конструкційних матеріалах з урахуванням структури, а також розробляє методи їх структурної і металургійної оптимізації для забезпечення наперед заданих механічних властивостей у поєднанні з високим рівнем опору крихкому руйнуванню [16].

1.3.2. Стадійність втомного руйнування та узагальнена діаграма втоми матеріалів

За характером незворотних змін, спричинених циклічною пластичною деформацією, увесь втомний процес можна поділити на чотири послідовні і частково перекриті стадії (деякі дослідники виділяють п'яту – стадію долому) [17–23]. Для формування ознак стадій використовували також зміну тонкої кристалічної структури, що надало поділові певного фізичного обґрунтування [18, 19]. Умовний поділ на стадії втомного руйнування такий [21, 23].

1) Інкубаційний період, що характеризується зміною субструктури в усьому об'ємі навантаженого металу. Пластична деформація концентрується в смугах ковзання, що виникають у приповерхневих шарах тіла внаслідок їх підвищеної технологічної дефектності і пониженого опору течінню [24]. Під циклічним навантаженням відбувається втомне зміцнення або знеміцнення, що залежить, головно, від структурного стану матеріалу та амплітуди навантаження (деформації). Ці процеси обумовлені появою та рухом дислокацій і вакансій – дефектів на атомному рівні, які не викликають розрив міжатомних зв'язків.

2) Зародження системи субмікротріщин у малій частині загального об'єму, а точніше, в приповерхневому шарі, де в першу чергу матеріал розпушу-

ється й зростає концентрація напружень. У подальшому субмікротріщини ростуть і зливаються, перетворюючись у мікротріщини. Вони мають розмір елементів структури матеріалу (блоків, зерен, включень).

3) Поширення системи мікротріщин, коли одна з них стає домінантною і переростає в макротріщину.

4) Ріст макротріщини до критичного розміру. Контролює поширення макротріщини циклічна пластична деформація в пластичній зоні біля її вершини.

5) Досягнувши критичного розміру, макротріщина росте спонтанно за рахунок енергії деформації тіла (долом). Оскільки швидкість її росту під час долому велика, тривалість цієї стадії мала; її вивчення не має особливо практичного значення, тому її часто нехтують.

Така стадійність втомного руйнування відображена (рис. 1. 11) в узагальненій діаграмі накопичення втомних пошкод під час циклічного деформування металів (дещо модифікованій, порівняно з раніше пропонованою [19]).

Існує й інший поділ втомного руйнування [25, 26]. Наприклад, на два періоди з такими стадіями [26]:

1) зародження тріщини – стадія мікротекучості і зміцнення, зародження субмікротріщин;

2) росту втомної тріщини – стадія повільного, стабільного і пришвидшеного росту.

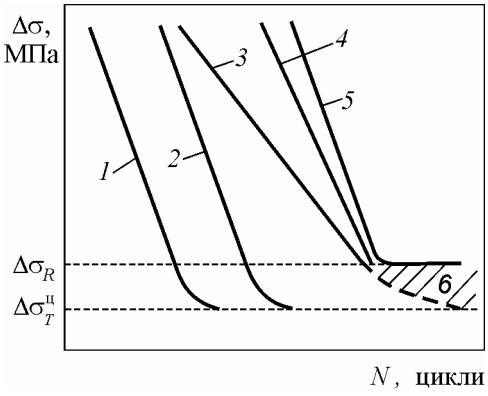


Рис. 1.11. Узагальнена діаграма накопичення втомних пошкод:
1 – початок мікроскопічного течіння; *2* – початок утворення субмікротріщин; *3* – зародження мікротріщин (лінія Френча); *4* – початок спонтанного руйнування; *5* – крива втоми; *6* – зона існування мікротріщин, що не поширюються; σ_R – границя витривалості; $\sigma_T^{ц}$ – циклічна границя текучості

Для зручності виділяють два періоди втомного руйнування. Три початкові його стадії об'єднують у період зародження втомної макротріщини (N_i), дві подальші відносять до періоду поширення втомної макротріщини (N_p). Принципова відмінність між цими періодами полягає ось у чому [21, 23].

1) У першому періоді початкова макротріщина зароджується в напружених об'ємах приповерхневих шарів тіла; у другому руйнування локалізоване біля вершини тріщини в об'ємі матеріалу.

2) Збурення напруженого стану, викликане мікротріщиною, поширюється в межах елементів структури (відповідно блоків, включень або зерен) і сумірне зі збуренням від дефектів структури матеріалу і технологічного походження. Тому розвиток цих тріщин контролюють локальні умови в межах елемента структури.

Макротріщина є дефектом вищого порядку, вплив якого розповсюджується на сукупність елементів структури. Тому її просування визначають напруження, спричинені нею і деякими інтегральними властивостями матеріалу.

3) Перший період спочатку (на стадії зародження і росту мікротріщин) тісно пов'язаний з пластичною деформацією і контролюється дотичними напруженнями (рис. 1. 12), а другий – нормальними, так що тріщина макроскопічно поширюється в площині дії максимальних розтягувальних напружень [27]. Між ними існує перехідний період, коли одна з мікротріщин стає домінантною і росте як тріщина нормального відриву. Такій зміні, зокрема, сприяє тривісність напруженого стану, ступінь якого збільшується з просуванням тріщини в тіло.

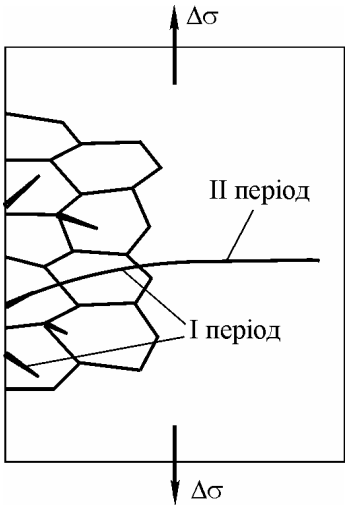


Рис. 1.12. Два основні періоди втомного руйнування

Як наслідок, розглядають [28] два принципово відмінні пороги втоми у полікристалічних металах. Перший сильно залежить від мікроструктури; він характеризує властивий металу опір втомі та формування й ріст втомної тріщини протягом періоду I (рис. 1. 12). Другий відноситься до росту довгих тріщин під порівняно низькими напруженнями. Він менше залежить від мікроструктури і стосується формування й поширення тріщини упродовж періоду II. Межа поділу між цими двома пороговими умовами, одна з яких відображає "мікроструктурно залежний стан", а друга – "механічний, що залежить від напружень та деформацій макрооб'єму", є складна зона переходу тріщини зсуву мікроструктурних розмірів, яка звичайно займає одне велике зерно, в тріщину відриву, що безперервно росте і фронт якої охоплює багато зерен. Саме ця складна перехідна зона фізично малої тріщини, котра поширюється надзвичайно повільно, в основному й визначає опір втомі та втомну довговічність металів. Тому частину довговічності, яка стосується періоду зародження втомної мікротріщини, тепер можна знехтувати, тобто вважати, що тріщина росте з мікроструктурних несуцільностей чи пошкод [29]. В результаті пропонують [29] розглядати втому матеріалів як процес, що складається з таких основних стадій:

1) ріст мікроструктурно коротких тріщин;

2) ріст фізично малих тріщин і утворення макротріщини;

3) ріст макротріщини до повного руйнування тіла.

За такого підходу границя витривалості матеріалу означає нездатність тріщини будь-якої довжини поширюватися до руйнування, тобто вона повинна долати певні потенціальні бар'єри, серед яких основним є мікроструктурний (межа двійника, межа зерна, перлітна колонія, мартенситний пакет тощо). Таким чином, границя витривалості визначається не лише напруженням (чи де-

формацією), а й деяким лінійним параметром, наприклад, віддаллю до найміцнішого бар'єра мікроструктури [30, 31].

Практикам необхідно знати і період N_i до зародження макротріщини, і період N_p, за який вона досягне своєї критичної довжини. Адже для різних матеріалів співвідношення цих періодів неоднакове. Тривалість періоду N_i змінюється в широких межах (за різними оцінками від 30 до 90 % загальної довговічності) [21, 32]. Однак такі оцінки достатньо умовні, оскільки до цього часу дискусійним залишається питання, що вважати моментом зародження макротріщини. В першу чергу це стосується кількісного критерію цього феномена (див. далі підрозд. 1.3.4).

1.3.3. Діаграма циклічної тріщиностійкості

Застосування підходів лінійної механіки руйнування до аналізу втоми на стадії поширення макротріщини призвело до досить ефективного методу кількісного опису та узагальнення закономірностей, отриманих експериментально. Це зумовило той факт, що дослідження росту втомної макротріщини хронологічно і за об'ємом результатів значно випереджують вивчення закономірностей її зародження. Суть такого підходу в тому, що прикладене навантаження (P), розміри тріщини (a) і геометрія тіла (функція Y, яка враховує форму і розміри тіла, а також розмір тріщини) під час визначення швидкості росту тріщини характеризують одним параметром – КІН $K_I = f_1(P, a, Y)$, який за відомих обмежень [33] описує поле напружень і деформацій біля вершини тріщини нормального відриву. Ріст втомних макротріщин вивчають за стандартною методикою [34]. Експериментальні дані про розвиток втомних тріщин у матеріалі прийнято зображати у вигляді $\upsilon - \Delta K$ кривих (рис. 1. 13), які називають діаграмами циклічної тріщиностійкості (ЦТ) матеріалів або діаграмами швидкостей росту втомної макротріщини.

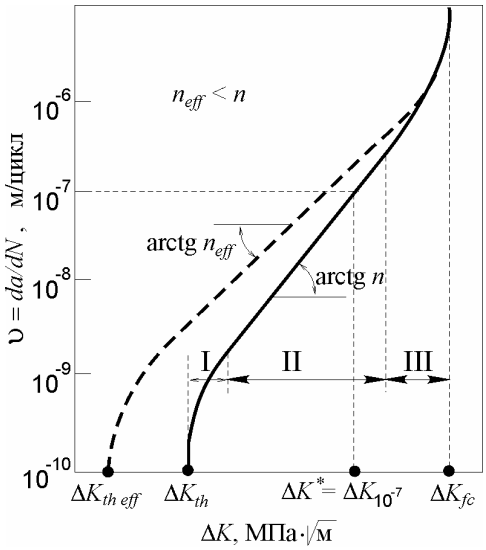


Рис. 1.13. Діаграма циклічної тріщиностійкості матеріалів (діаграма швидкостей росту втомної макротріщини) залежно від номінального ΔK (суцільна лінія) чи ефективного ΔK_{eff} (штрихова) розмаху КІН

Вони ілюструють залежність швидкості росту тріщини $\upsilon = da/dN$ (приросту її довжини Δa за відповідну кількість циклів ΔN) від розмаху (різниці максимального і мінімального значень) КІН за цикл $\Delta K = K_{Imax} - K_{Imin}$ або його максимального значення $K_{Imax} = \Delta K/(1 - R)$, які розраховують [34] за параметрами

циклу навантаження (див. рис. 1. 7). Повні $\upsilon - \Delta K$ криві в логарифмічних координатах ($\lg\upsilon - \lg\Delta K$) – це S-подібна крива, протяжність якої вдовж осі абсцис обмежена двома вертикальними асимптотами $\Delta K = \Delta K_{th}$ зліва і $\Delta K = \Delta K_{fc}$ справа (рис. 1. 13), де ΔK_{th} – порогове значення розмаху КІН, нижче якого тріщина не росте; ΔK_{fc} – критичне значення розмаху КІН, вище якого тріщина втрачає стійкість і починає розвиватися спонтанно. Практично за величину ΔK_{fc} беруть значення ΔK, яке відповідає $\upsilon > 10^{-5}$ м/цикл. На $\upsilon - \Delta K$ кривій виділяють три ділянки, що пов'язані (згідно з мікрофрактографічними і мікроструктурними дослідженнями) з різними механізмами росту тріщини [35]. Перша криволінійна ділянка низьких швидкостей відповідає ΔK, близьким до порогового значення $\Delta K_{th,}$ яке ще називають порогом втоми (fatigue threshold). Ця ділянка викликає практичний інтерес, бо саме на цей період росту тріщини в конструкції припадає більша частина її живучості. Друга ділянка діаграми – прямолінійна, або ділянка Періса. Він зі співробітниками вперше констатував [36], що інтенсивність поля напружень біля вершини тріщини, яка характеризується коефіцієнтом K, повинна визначати швидкість росту тріщини, а в подальшому запропонував [37] широко відому формулу $\upsilon = C(\Delta K)^n$, яка описує прямолінійну ділянку діаграми. Тут константа n – тангенс кута нахилу цієї прямої, константа C визначає її положення на осі ординат, якщо $\Delta K = 1$. Пізніше рівняння стали записувати [38, 39] в дещо зручнішій формі $\upsilon = 10^7(\Delta K/\Delta K^*)^n$, де ΔK^* – значення ΔK при $\upsilon = 10^{-7}$ м/цикл (рис. 1.13) має розмірність КІН та чіткіший фізичний зміст порівняно з константою C, розмірність якої до того ж залежить від n [39]. Третя ділянка діаграми пришвидшеного росту тріщини – криволінійна, кривина якої зростає з наближенням ΔK до критичного значення ΔK_{fc}. Значення ΔK_{fc}, отримане в умовах циклічного навантаження, може різнитися в той чи інший бік (хоча воно звичайно менше) від значення K_{Ic}, визначеного за статичних випроб [40, 41], і це супроводжується відмінностями в розмірі пластичної зони та мікробудові зламів [40]. Кожній ділянці діаграми швидкості росту втомної макротріщини відповідають свої домінантні механізми росту тріщини, що виявляються за мікрофрактографічними ознаками. Електронно-фрактографічний аналіз зруйнованих зразків виявив на втомних зламах залежно від рівня навантаження різні мікроособливості, котрі засвідчують різні мікромеханізми росту тріщини [35, 42]: розшарування у площинах ковзання та вздовж межі комірчастої і шаруватої дислокаційної структури; утворення втомних борозенок; об'єднання пор та розрив перетинок між ними (утворення ямок і деформаційних гребенів); череззеренний і міжзеренний відкол; квазівідкол (див. далі розділ 1.10) та ін. За низьких значень ΔK для ділянки I типовим мікрорельєфом є стрічковість [43], що обумовлена ростом втомної тріщини за зсувним мікромеханізмом руйнування вздовж меж шаруватої дислокаційної структури [44]. Борозенний механізм притаманний ділянці II $\upsilon - \Delta K$ кривої, де кінетика тріщини менше залежить від різних факторів [35]. Інші ж із вказаних вище механізмів поширення втомної тріщини характерні в основному для високоамплітудної ділянки III діаграми

швидкості росту втомної макротріщини і подібні до механізмів нетривалого статичного руйнування.

Встановлено, що одним із важливих і універсальних феноменів припорогового росту втомної тріщини є закриття тріщини (ЗТ) [45], яке вперше кількісно оцінив В. Ельбер [46]. Суть явища ЗТ полягає в тому, що втомна тріщина у багатьох випадках може бути закритою від змикання її берегів позаду вершини навіть протягом розтягувальної фази циклу навантаження. Вона розкривається під навантаженням P_{op}, яке вище за $P_{\min}$ (рис. 1. 14). Тоді напружений стан біля вершини тріщини визначає не ΔK, а деякий "ефективний" розмах $\Delta K_{eff} = K_{\max} - K_{op}$, де K_{op} – КІН, вище якого тріщина відкрита. Вважають [46], що це явище викликане збільшенням об'єму приповерхневих шарів тріщини внаслідок їх пластичної деформації.

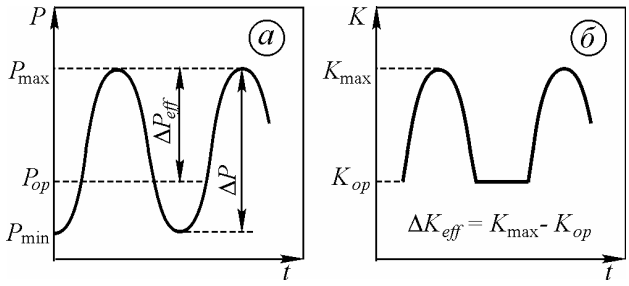


Рис. 1.14. Зміна форми розтягувального циклу навантаження внаслідок закриття втомної макротріщини

Однак, як випливає з виконаних досліджень [47–51], причинами цього експериментального феномена можуть бути декілька різних механізмів: закриття тріщини, спровоковане пружним стисненням матеріалу в результаті реверсивної пластичної деформації в околі вершини тріщини (ЗТП); закриття тріщини, викликане шорсткістю поверхні зламу (ЗТШ); закриття тріщини, обумовлене утворенням під час фретингу біля її вершини шару окислів (ЗТО); закриття тріщини внаслідок фазових перетворень (ЗТФ). Ефект ЗТ оцінюють коефіцієнтом U, який визначають зі співвідношення $U = (K_{\max} - K_{op})/(K_{\max} - K_{\min})$, тобто $U = \Delta K_{eff}/\Delta K = \Delta P_{eff}/\Delta P$ (рис. 1. 14). Методика встановлення величини P_{op}, за якою визначають $\Delta P_{eff} = P_{\max} - P_{op}$ і далі – $\Delta K_{eff} = f(\Delta P_{eff})$, відома [50]. Побудовані на базі ефективних розмахів КІН $\upsilon - \Delta K_{eff}$ криві (див. рис. 1. 13) у межах першої і частково другої ділянок виявились у багатьох випадках менш мінливими, ніж звичайні ($\upsilon - \Delta K$), а інколи й повністю інваріантними до умов випробувань: форми та розмірів зразка, асиметрії циклу навантаження, термообробки матеріалу, середовища тощо. Деяке фізичне обґрунтування величини ΔK_{eff} як параметра руйнування дають теоретичні дослідження закриття тріщини, викликаного пластичними деформаціями [52]. Вони показали, що значення ΔK_{eff} наближено пропорційне розмахові розкриття вершини тріщини, який у межах прийнятої моделі смуг пластичності еквівалентний розмаху пластичних деформацій.

Для аналітичного опису діаграм ЦТ запропоновано ряд залежностей $da/dN = f_2[\Delta K\ (\Delta P,\ a,\ Y)]$, параметрами яких є характеристики ЦТ матеріалів,

головні серед яких пороги втоми ΔK_{th} і $\Delta K_{th\ eff}$, критичне значення ΔK_{fc}, величини ΔK^* і n [53].

Висновки про опір матеріалів росту втомної макротріщини і вплив на нього параметрів циклу навантаження (асиметрії, частоти), мікроструктури матеріалів і зовнішніх умов (фізико-хімічних факторів) роблять, порівнюючи діаграми ЦТ, отримані в заданих умовах, з однією, яку вважають базовою [13]. На підставі характеристик ЦТ вибирають конструкційні матеріали, а за відомими функціями $da/dN = f_2\ [\Delta K(\Delta P,\ a,\ Y)]$ обчислюють довговічність елементів конструкцій з тріщинами, тобто період N_p, за формулою

$$N_p = \int_{a_i}^{a_c} \frac{da}{f_2[\Delta K(\Delta P, a, Y)]}, \qquad (1.22)$$

де a_i – початковий розмір макротріщини у матеріалі; a_c – критичний розмір втомної макротріщини, який знаходять з умов граничної рівноваги тіла з тріщиною a_c за величиною ΔK_{fc}.

Розмір a_i, пов'язаний з критеріями переходу мікро- в макротріщину, ще не має належного визначення. Один із шляхів розв'язання цієї проблеми розглянемо нижче (див. розд. 1.3.4). Якщо в елементі конструкції є довга макротріщина розміром $a_1 > a_i$, то у формулі (1.22) нижню межу інтегрування a_i слід замінити на a_1.

Розрахунок довговічності елементів авіаконструкцій складніший, оскільки потрібно враховувати нерегулярність (спектр) циклів навантаження, під час яких одно- або багатократні перевантаження зумовлюють затримки росту тріщини, та інші особливості (детальніше див. розд. 8).

1.3.3.1. Методика побудови діаграми швидкостей росту втомної тріщини

Діаграми будують за результатами випробовувань стандартних зразків з втомними макротріщинами [34], довжина яких на порядок перевищує структурний параметр матеріалу (розмір зерен, включень тощо), тобто у кілька разів більша, ніж вищерозглянута величина a_i. За базову приймають діаграму, отриману за коефіцієнта асиметрії $R \approx 0$ і частоти $f = 10...20$ Гц циклу навантаження в лабораторному повітрі нормальної температури (18...20ºС) і відносної вологості (60...80%). Суть випробовувань зводиться до послідовного вимірювання через деякі проміжки часу довжини (або глибини) тріщини a і визначення відповідної кількості циклів навантаження N заданого розмаху ΔP (або максимального значення $P_{\max}$), щоб встановити залежність ($a - N$). Далі методом графічного інтегрування (або деякими іншими [13]) визначають швидкість росту втомної тріщини

$$\upsilon_i = da/dN = (a_{i+1} - a_i)/(N_{i+1} - N_i), \qquad (1.23)$$

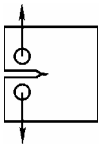
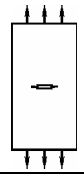
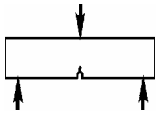
яку відносять до середньої довжини тріщини $\overline{a} = (a_{i+1} + a_i)/2$. На практиці швидкість росту тріщини часто визначають як $da/dN = \Delta a/\Delta N$ за умови, що $0{,}2 \le \Delta a \le 0{,}5$ мм. За величинами ΔP і $a = \overline{a}$, використовуючи K-тарувальні залежності відповідно до геометрії зразка [34], знаходять значення ΔK і буду-

ють діаграму υ – ΔK. При цьому кожному заданому циклу зміни КІН (за однакових інших обставин) повинна відповідати однакова швидкість росту тріщини в зразку, незалежно від довжини тріщини і параметрів циклу навантаження, взятих окремо [34]: коли маємо малу довжину тріщини і великий розмах навантаження або, навпаки, довгу тріщину і низький розмах ΔP. Тоді застосовна лінійна механіка руйнування, в якій параметром руйнування служить КІН нормального відриву (K_{I}), визначуваний за умови малості пластичної зони біля вершини тріщини, а втомна макротріщина поширюється в площині, перпендикулярній до осі розтягувальних напружень Такі умови часто порушуються під час випробувань пластичних матеріалів з високою амплітудою навантаження, за високих температур, у корозивних середовищах і т. п.

Маючи на увазі типові конфігурації напівфабрикатів авіаційних матеріалів, зокрема листи, панелі, плити тощо, для дослідження характеристик ЦТ можна рекомендувати такі ж типи зразків, як для випробувань на $K_{\mathrm{I}c}$ (рис. 1.3–1.5). Формули для розрахунку КІН (K-тарувальні залежності) подані в табл. 1.4. Значення ΔK, $K_{\max}$ і ΔK_{eff} розраховують за величинами ΔP, $P_{\max}$ і ΔP_{eff} відповідно, підставляючи їх у формули (1.24)–(1.26) замість P.

Таблиця 1. 4

Формули для розрахунку КІН

Номер рисунка і схема навантаження	Формула	Номер формули і межі застосовності
1.3; 	$K = \dfrac{P}{t\sqrt{W}} Y$; $Y = \sqrt{\dfrac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}(9{,}17 - 13{,}83\lambda + 11{,}82\lambda^2 - 3{,}06\lambda^3)$, де $\lambda = l/W$, $l = h + a$;	(1.24) $0{,}2 \le \lambda \le 0{,}9$
1.4; 	$K = \dfrac{P}{t\sqrt{W}} Y$; $Y = \sqrt{\dfrac{\pi\lambda}{2}\sec\dfrac{\pi\lambda}{2}}$, де $\lambda = 2l/W$; $2l = 2h + 2a$	(1.25) $0 \le \lambda \le 0{,}9$
1.5; 	$K = \dfrac{M}{tW^{3/2}} Y$; $Y = \sqrt{\dfrac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}(1+2\lambda)^{-1} \times$ $\times [1{,}99 - \lambda(1-\lambda)(2{,}15 - 3{,}93\lambda + 2{,}70\lambda^2)]$, де $\lambda = l/W$, $l = h + a$, $M = PL/2$	(1.26) $0{,}1 \le \lambda \le 0{,}9$

Інші деталі методики (чистота обробки поверхонь зразків, урахування анізотропії структури матеріалу, способи створення втомних тріщин та закріплення зразків, методи вимірювання довжини тріщини і т.д.) регламентовані методичними вказівками [13, 34].

1.3.4. Нові підходи в механіці втомного руйнування матеріалів

Обчислення періоду N_i під час втомного руйнування – одна з найважливіших проблем сучасної механіки руйнування матеріалів. Значний інтерес вона викликає у літакобудуванні, де довговічність окремих відповідальних елементів конструкцій необхідно розраховувати на ранніх стадіях втоми, які сумарно представляє період N_i зародження початкової макротріщини. Однак успіхи у розв'язанні цієї задачі значно менші, ніж для періоду N_p. Методологія таких досліджень ще не стандартизована. Серед основних проблем відмітимо, по-перше, відсутність критерію початкового розміру макротріщини; по-друге, обґрунтованість вибору параметрів, що описують процес, особливо біля конструктивних концентраторів напружень (вирізів, галтелей тощо), де переважно зароджуються втомні тріщини.

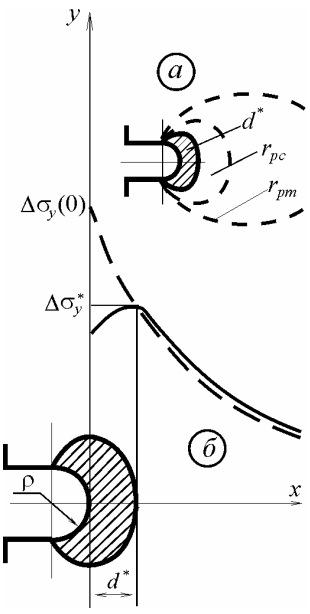


Рис. 1.15. Схеми утворення пластичних зон і зони передруйнування (*а*) і розподілу напружень (*б*) біля вершини вирізу

На основі аналізу відомих літературних і власних даних про ранні стадії втоми матеріалів з'ясували [54, 55], що під циклічним навантаженням зразків із конструктивними концентраторами напружень в їх околі утворюється специфічний приповерхневий шар матеріалу, т. зв. зона передруйнування (process zone). Під цією зоною розуміють об'єм матеріалу, де відбулися мікро- або макропластичні циклічні деформації й виникли початкові пошкоди його структури [55]. Формується вона в межах статичної (r_{pm}) і циклічної (r_{pc}) пластичних зон біля вершини концентратора напружень (рис. 1.15 *а*). Її розмір d^* (рис. 1.15 *б*) визначають властивості матеріалу (мікроструктура, аномальне падіння границі текучості і швидкість циклічного деформаційного зміцнення приповерхневих шарів) та умови випробувань (амплітуда навантаження, середовище) [55].

Як наслідок, зона передруйнування обумовлює локалізацію деформацій біля вершини концентратора і релаксацію напружень, розрахованих за пружною моделлю тіла. Їх максимум знаходиться на віддалі d^* від вершини вирізу (рис. 1.15 *б*), що підтверджено експериментально [55] й розрахунково [56, 57]. Надалі зона передруйнування визначає особливості зародження та розвитку мікротріщин (структурно коротких і фізично малих). Тоді вищеописана стадійність втоми матеріалів (див. розд. 1.3.2) така [55]. Протягом інкубаційного періоду формується приповерхнева макрозона завдовжки d^* (рис. 1.16). Одночасно виникають мікрообласті, в яких напруження досягають критичних значень, що призводить до утворення системи мікротріщин по контуру вирізу: поблизу поверхневих екс-

трузій та інтрузій у циклічно в'язких матеріалах і біля приповерхневих включень у циклічно крихких. Мікроструктурно короткі тріщини ростуть, як правило, згідно з способом II руйнування (рис. 1.16), а далі відбувається поступовий перехід до способу I. Кінетика цих мікротріщин має дві особливості, які спричиняють т. зв. проблему малих тріщин (рис. 1.17):

1) за однакової інтенсивності напружень швидкість росту малих тріщин вища, ніж довгих макротріщин;

2) швидкість росту малих тріщин зменшується зі збільшенням їх довжини і тріщина стає непоширною (що типово для низькоамплітудної ділянки втоми) або знову зростає.

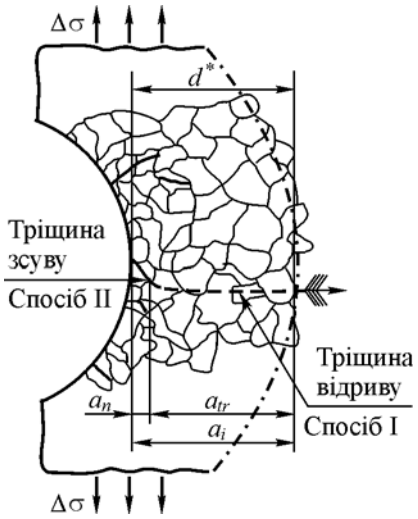


Рис. 1.16. Схема росту мікроструктурно коротких і фізично малих втомних тріщин у межах характеристичної зони передруйнування d^* біля вершини вирізу

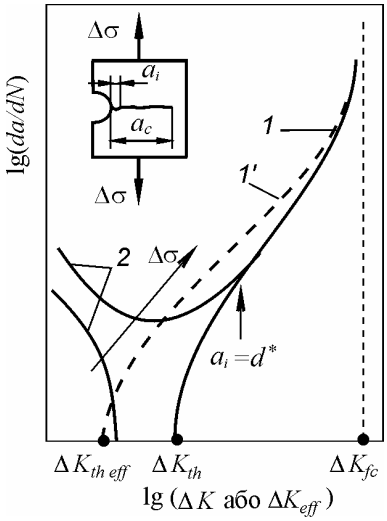


Рис. 1.17. Діаграми швидкостей росту втомної макро- (криві *1* і *1'*) та мікротріщини (криві *2*)

Першу особливість треба пов'язувати з нижчою границею текучості приповерхневих шарів проти об'єму матеріалу і відсутністю ефекту закриття малих тріщин [55]. Друга особливість обумовлена характеристичною зоною d^*, яка є головним потенційним бар'єром для малих тріщин, де з віддаленням від поверхні наростає ступінь попередньої пластичної деформації матеріалу [55]. Якщо інтенсивність напружень у вершині мікротріщини не забезпечує подолання макробар'єра, то вона стає непоширною, що спостерігається за напружень, близьких до границі витривалості. За вищих напружень система початкових мікротріщин розвивається шляхом росту найсприятливіше орієнтованих або злиттям зустрічних мікротріщин, поки одна з них стане домінантною і досягне межі характеристичної зони d^*. Як тільки домінантна мікротріщина виходить з цієї зони, тоді все контролюється тільки ситуацією біля її вершини, де задовольняються умови автомодельності, тобто вона перетворю-

ється в макротріщину з властивою їй пластичною зоною. Час, необхідний для цього, визначає період зародження макротріщини N_i. Надалі настає період N_p росту макротріщини довжиною $a > d^*$, який вже описує стандартна діаграма $da/dN - \Delta K$, бо швидкість росту тріщини завдовжки $a \geq d^*$ збігається зі швидкістю довгих макротріщин [55]. Отже, характеристична віддаль d^* визначає початковий розмір макротріщини, а всі тріщини довжиною $a < d^*$ безпечні, оскільки їх ріст загальмований або вони стають непоширними.

З такої схеми зародження втомної макротріщини можна зробити два важливих висновки. По-перше, характеристична зона d^*, яка залежить від структури і фізико-механічних властивостей матеріалу та умов його навантаження, визначає початковий (мінімальний) розмір a_i макротріщини за критерієм $a_i = d^*$. По-друге, зародження втомної макротріщини є дійсно не одно-, а двопараметричний процес, який залежить від амплітуди локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ або деформацій $\Delta\varepsilon^*$ і лінійного (структурно-механічного) параметра матеріалу d^* [55, 58].

1.3.4.1. Роль зони передруйнування для визначення концентрації напружень у циклічно деформованих матеріалах

Хоча зона передруйнування формується у межах пластичної зони, закономірності її утворення, очевидно, відрізняються. Наприклад, для заданої гостроти вирізу (ρ = const) зі збільшенням амплітуди навантаження величини r_{pm} і r_{pc} зростають, а розмір d^* падає або залишається сталим [55]. Це є наслідком того, що зона передруйнування зумовлена, в основному, особливостями деформування приповерхневих шарів матеріалу, а розвиток пластичних зон – об'ємними властивостями матеріалу. Це вимагає спеціальних розрахункових чи експериментальних методів визначення параметра d^*.

Як вже вказували вище, внаслідок формування зони передруйнування напруження релаксують, тому теоретичний коефіцієнт концентрації напружень K_t за формулою (1.19) (див. розділ 1.3.1) зменшується до значення ефективного коефіцієнта концентрації напружень

$$K_\sigma = \frac{\Delta\sigma_y^*}{\Delta\sigma_N}, \qquad (1.27)$$

де $\Delta\sigma_y^*$ – розмах локальних напружень (рис. 1.15 *б*). Оскільки розмах $\Delta\sigma_y^*$ визначає розмір зони d^*, яка утворюється під циклічним навантаженням, то правомірно вважати, що $K_\sigma = K_f$, де K_f – коефіцієнт концентрації циклічних напружень, який прийнято визначати за границею витривалості гладкого і надрізаного зразків за формулою (1.20).

Таким чином, значення K_f встановлюють еспериментально для кожного матеріалу, геометрії зразка та концентратора напружень. Загальноприйнятих методів розрахунку коефіцієнта K_f ще не існує [57, 59]. Видається перспективним співвідношення типу (1.27), яке дає змогу встановлювати коефіцієнт K_f залежно від амплітуди навантаження.

У цьому розділі наведено дані порівняльного аналізу можливих методів визначення розміру зони передруйнування d^* та коефіцієнта концентрації циклічних напружень K_f [60].

Методи визначення параметра d^*. Серед прямих експериментальних методів одним з найефективніших (хоча трудомістких) може бути метод мікроаналізу (зокрема, рентгеноструктурного) зони передруйнування циклічно навантажених зразків [55]. Тому треба шукати простіші підходи, вимірюючи структурно-чутливі фізичні характеристики мікрооб'ємів матеріалу. Зону формування початкової макротріщини іноді можна встановити, аналізуючи поверхню зламу за допомогою мікрофрактограм [55, 61]. Ця методика дає добрі результати, коли під час переходу від мікро- до макротріщини різко змінюється мікромеханізм руйнування, як наприклад, при низьких температурах випробування [55]. Параметр d^* можна встановити безпосередньо, досліджуючи кінетику мікротріщини. Виявлено [62], що у повітрі і корозивному середовищі різко збільшується швидкість росту домінантної мікротріщини (рис. 1.18), коли її довжина перевищує розмір зони передруйнування ($a \geq d^*$).

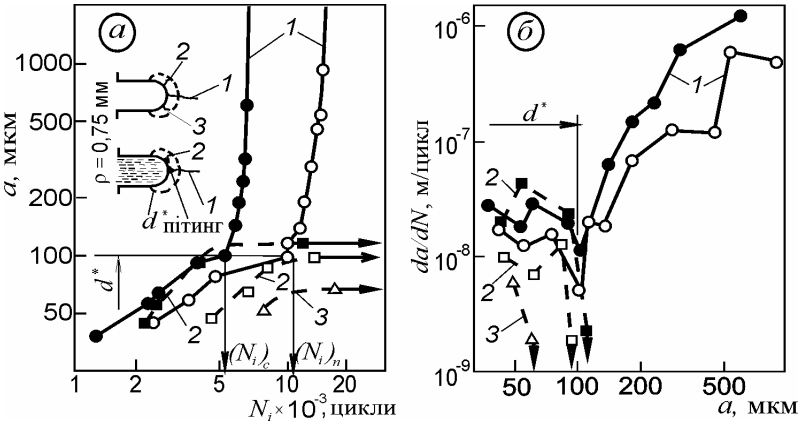


Рис. 1.18. Залежності довжини тріщини a від кількості циклів навантаження N ($а$) та відповідної швидкості росту da/dN від її довжини a ($б$) біля вирізу з радіусом ρ = 0,75 мм на повітрі (○, □, Δ) та в 3,5 %-му розчині NaCl (●, ■):
1 – домінантна тріщина; *2*, *3* – непоширні тріщини

З-поміж непрямих експериментальних методів визначення параметра d^* універсальним (хоча доволі трудомістким) є підхід, що базується на обробці залежностей $[\Delta\sigma_y(0), N_i]$, де N_i – кількість циклів навантаження до зародження початкової макротріщини (докладніше див. [55]). Він ґрунтується на таких трьох припущеннях.

1) Параметр d^* не залежить від радіуса вирізу ρ або, у крайньому випадку, в доволі широкому інтервалі значень ρ слабо залежить від нього. Це узгоджується з даними рентгеноструктурного аналізу приповерхневих шарів зразків з різною гостротою вирізу [55].

2) Розмах локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ можна розрахувати, знаючи розподіл (ґрадієнт) напружень в околі концентратора з радіусом вирізу ρ, визначений у пружній поставі задачі [55]:

$$\Delta\sigma_y^* = \Delta\sigma_y(x) = \Delta\sigma_y(0)\cdot f(x/\rho)\Big|_{x=d^*} . \qquad (1.28)$$

Розрахунки методом скінченних елементів підтверджують це припущення, оскільки при $x \ge d^*$ пружний і пружно-пластичний розв'язки збігаються [56, 57, 63]. Треба зауважити, що наш порівняльний аналіз точності і простоти відомих виразів для розподілу напружень (і деформацій) дає підставу рекомендувати відому [64, 65] формулу

$$\Delta\sigma_y(x) = \frac{\Delta\sigma_y(0)}{\sqrt{1+4{,}5\,x/\rho}} . \qquad (1.29)$$

Але, враховуючи певні застереження [55], в разі дуже гострих вирізів ($\rho < d^*$) функцію розподілу напружень $f(x/\rho)$ у формулі (1.28) краще записати у вигляді [60]

$$f(x/\rho_{eff}) = (1+4{,}5x/\rho_{eff})^{-\frac{1}{2}}, \qquad (1.30)$$

де ефективний радіус вирізу $\rho_{eff} = \rho + d^*$.

3) Для двох вирізів із радіусами ρ_1 і ρ_2 розмах локальних напружень в околі їх вершин однаковий, якщо кількість циклів до зародження початкової макротріщини в обох випадках така сама, тобто при $(N_i)_1 = (N_i)_2$ маємо $(\Delta\sigma_y^*)_1 = (\Delta\sigma_y^*)_2$, звідки, використовуючи формулу (1.28), можна знайти параметр d^*. Це припущення підтверджується [55] інваріантністю (відносно геометрії зразків і вирізів) експериментальних діаграм ($\Delta\sigma_y^*$, N_i).

Таблиця 1.5

Механічні характеристики матеріалів

Матеріал	Характеристики								
	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	$\Delta\sigma_R$, $^{+}$	ΔK_{th} $^{++}$	ΔK_{fc} $^{++}$	$\Delta K_{th\,eff}$ $^{++}$	$\Delta\varepsilon_{th}$, %
					МПа$\sqrt{\text{м}}$				
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Алюмінієві сплави									
Д16Т	70	350	460	15	–	–	–	–	–
Д16чАТ	– // –	334	452	19	130	3,2	34,1	2,0	–
Д16чАТ1	– // –	442	475	10	195	2,2	27,7	2,2	–
Д16чАТН	– // –	417	533	17	168	2,6	33,7	1,5	–
Д16очТ	– // –	330	454	22	138	3,3	42,4	1,9	–
В95пчТ1	– // –	479	541	11	125	2,8	30,5	1,6	–

Продовження табл. 1.5

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
В95пчТ2	– // –	456	510	12	125	2,4	35,2	1,5	0,35
В95пчТ3	– // –	432	498	14	165	2,1	36,3	1,3	–
АМг-6	– // –	175	340	22	150	3,2	33,0	–	0,30
1420Т1	– // –	282	431	19	250	4,2	32,8	2,2	–
1201Т1	– // –	340	442	10	135	2,5	33,6	1,5	–
Сталі									
08кп	200	190	270	48	190	6,7	66,2	3,5	0,18
У8А	– // –	450	630	21	300	–	–	–	0,35
35ХС2Н3МФА	– // –	1700	1950	10	850	3,5	–	2,8	–

\+ – величини $\Delta\sigma_R$ і $\Delta\varepsilon_{th}$ визначали на базі $N_i = 10^6$ циклів.

++ – за величину ΔK_{th} ($\Delta K_{th\ eff}$) приймали значення ΔK (ΔK_{eff}) при $\upsilon = 10^{-10}$ м/цикл, а за ΔK_{fc} – значення ΔK при $\upsilon = 10^{-5}$ м/цикл.

Таблиця 1.6

Порівняння екпериментальних і розрахованих розмірів зони передруйнування

Матеріал	Експеримент. d^*, мкм +		Розрахунок за формулами, мкм							
	$N_i = 10^2 \ldots 10^4$	$N_i = 10^5 \ldots 10^6$	(1.31)	(1.32)	(1.33)	(1.34)	(1.35)	(1.36)	(1.38)	(1.39)
Алюмінієві сплави										
Д16Т	100/100	100/140	–	–	–	–	–	–	–	–
Д16чАТ	80	300	296	134	396	396	158	333	–	–
Д16чАТ1	40	180	159	124	362	362	58	316	–	–
Д16чАТН	60	80	100	102	294	294	77	292	–	–
Д16очТ	160/180	200/220	237	133	392	393	172	451	–	–
В95пчТ1	60	350	205	99	286	287	70	321	–	–
В95пчТ2	100	100	180	110	318	319	62	412	16	61
В95пчТ3	80	80	78	115	332	333	57	396	–	–
АМг-6	100	270	–	197	660	661	1028	515	–	147
1420Т1	110	110	97	144	431	431	495	365	–	–
1201Т1	130	130	154	139	412	412	97	604	–	–
Сталі										
08кп	200	250	208	249	1000	1001	1058	306	40	56
У8А	120	120	–	73	218	218		–	–	–
35ХС2Н3МФА	5	10	7	1	28	29	31	–	–	–

\+ – у знаменнику значення d^*, визначені за залежністю (N_i, ρ), всі інші – за залежностями [$\sigma_y(0)$, N_i].

Аналіз одержаних цим методом даних для різних матеріалів (табл. 1.5) показує (табл. 1.6), що існує певна тенденція до зменшення d^* з ростом границь текучості $\sigma_{0,2}$ і міцності σ_B матеріалу, що чітко простежується для сталей у мало- і багатоцикловій областях, а для алюмінієвих сплавів – лише в малоцикловій (рис. 1.19). Переходячи від багато- до малоциклової області значення d^* часто зменшується або залишається сталим. Водночас матеріали різного класу за однакових границь текучості або міцності мають помітно відмінні (у 2–3 рази) параметри d^*, особливо за низьких амплітуд навантаження (рис. 1.19), внаслідок дії структурного фактора.

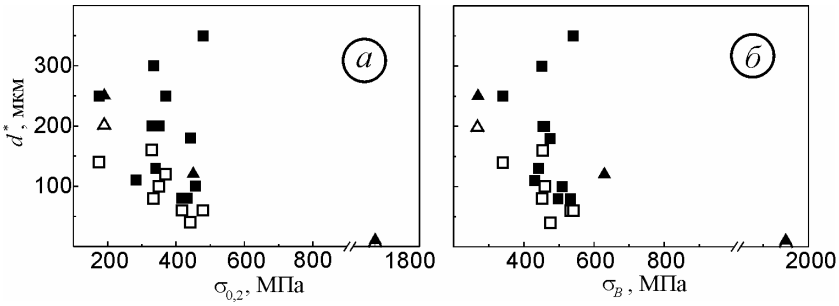


Рис. 1.19. Залежності розміру зони передруйнування d^* від границь текучості $\sigma_{0,2}$ (*а*) і міцності σ_B (*б*) для алюмінієвих сплавів (□, ■) і сталей (△, ▲) в мало- (□,△) та багатоцикловій (■, ▲) областях

Параметр d^* можна визначити простіше, будуючи залежності (N_i, ρ), коли на зразках з різними радіусами вирізу ρ встановлюють період зародження початкової макротріщини N_i за сталих довжини h вирізу і розмаху $\Delta\sigma_N$ номінальних напружень [60, 66]. Зі зменшенням ρ вихід цієї залежності на горизонтальну ділянку (рис. 1.20 *а*) відповідає моменту, коли $\rho = d^*$ [55], що підтверджують експериментально [66]. Встановлені так значення d^* (рис. 1.20 *б*) добре узгоджуються з оцінкою за залежністю [$\Delta\sigma_y(0)$, N_i] (див. дані в чисельнику і знаменнику в табл. 1.6).

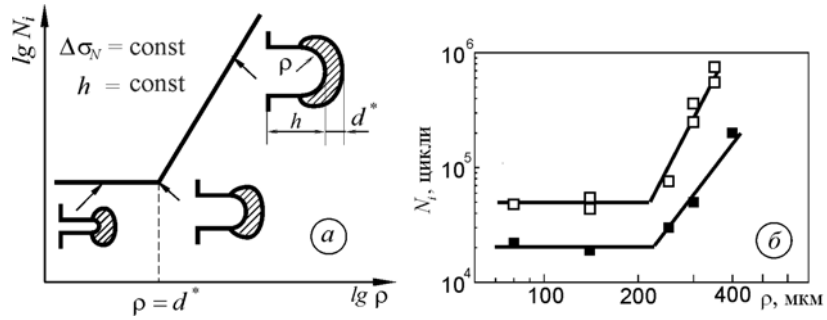


Рис. 1.20. Схематична (*а*) та експериментальна (*б*) залежності кількості циклів до зародження макротріщини N_i від радіуса вирізу ρ для визначення розміру зони передруйнування d^* алюмінієвого сплаву Д16очТ на повітрі (□) і в 3,5 %-му розчині NaCl (■)

Розглянемо тепер деякі розрахункові оцінки параметра d^*. На підставі взаємозв'язку між стадіями зародження і росту втомної макротріщини запропоновано співвідношення між параметром d^* і характеристиками опору руйнуванню матеріалу [67]:

$$d^* = 1,25\beta^2 \left(\frac{\Delta K_{th\ eff}}{\Delta\sigma_R} \right)^2, \tag{1.31}$$

де $\Delta K_{th\ eff}$ – ефективний поріг втоми зразка з макротріщиною; $\Delta\sigma_R$ - границя витривалості гладкого зразка; $\beta = 1$ – для алюмінієвих сплавів; $\beta = 0,7$ – для сталей. Необхідні характеристики матеріалів для цієї та наступних оцінок наведено в табл. 1.5. Як видно з табл. 1.6, оцінка за формулою (1.31) добре узгоджується з експериментом для багатоциклової області.

Багато дослідників, розглядаючи НДС та умови руйнування біля вирізів і тріщин, вводили певні параметри матеріалу, які пов'язували з зоною передруйнування (process zone). Тому доцільно порівняти ці підходи з викладеними вище. Деякі з них запропоновані для конкретного класу матеріалів, зокрема сталей, але в даному порівнянні вони формально використані і для інших матеріалів.

Стосовно вирізів для відомого структурного параметра Нойбера пропонують залежність [68, 69], яку можна апроксимувати рівнянням

$$\rho^* = 624,8\exp(-0,0034\sigma_B), \tag{1.32}$$

де ρ^* – в мкм; σ_B – в МПа. Подібні емпіричні співвідношення вказані для сплавів на основі заліза в моделі Петерсона [70]

$$a_p = \left(\frac{270}{\sigma_B} \right)^{1,8} \tag{1.33}$$

та в довіднику [71]

$$a' = 0,0254 \left(\frac{2079}{\sigma_B} \right)^{1,8}, \tag{1.34}$$

де a_ρ і a' – в мм. Досліджуючи зародження втомних тріщин біля вирізів [72] і будуючи залежності (N_i, ρ), перегин на них пов'язували з певним структурним параметром матеріалу, визначуваним за формулою

$$\rho' = 0,02\ \exp\left(1,87\sqrt{r_y}\right), \tag{1.35}$$

де $r_y = \Delta K^2 / 6\pi(2\sigma_{0,2})^2$, коли номінальні напруження $\Delta\sigma_N < \sigma_{0,2}$. (У розрахунках приймали $\Delta K = \Delta K_{th}$). Під час розробки деформаційного критерію локального руйнування біля гострих вирізів також розглядають структурний параметр матеріалу [73]

$$\rho_0 = \frac{4K_{Ic}^2}{\pi E \sigma_{0,2} \varepsilon_c}, \tag{1.36}$$

де E – модуль Юнґа; ε_c – критична деформація руйнування за розриву. (У розрахунках приймали $\varepsilon_c = \delta$ і $K_{Ic} = \Delta K_{fc}$).

Дані розрахунків за формулою (1.32) певною мірою узгоджуються з експериментальними (табл. 1.6) не тільки для сплавів заліза, але й алюмінію; за формулою (1.35) – тільки для деяких алюмінієвих сплавів, але здебільш, особливо для сталі, вони значно (у кілька разів) відрізняються; за формулами (1.33), (1.34) і (1.36) перевищують експериментальні результати, хоча не так суттєво, як за формулою (1.35).

У літературі для тріщин також відомі аналогічні параметри матеріалів. За підходами механіки руйнування запропоновано співвідношення [74]

$$\Delta\varepsilon_{th} = \frac{\Delta K_{th\ eff}\, x_i}{E\sqrt{2\pi\rho^*}}, \tag{1.37}$$

звідки при $x_i = 1{,}633$ одержано:

$$\rho^* = 0{,}42\left(\frac{\Delta K_{th\ eff}}{E\Delta\varepsilon_{th}}\right)^2, \tag{1.38}$$

де $\Delta\varepsilon_{th}$ – розмах деформації біля вершини тріщини на границі витривалості. На підставі подібного підходу показано [59], що

$$a_0 = \frac{1}{\pi}\left(\frac{\Delta K_{th}}{CE\Delta\varepsilon_{th}}\right)^2, \tag{1.39}$$

де $C = 0{,}71$. Як видно з табл. 1.6, розрахунки за формулами (1.38) і (1.39) дають помітно нижчі від експериментальних значення d^*.

Підсумовуючи отримані результати (табл. 1.6), можна зробити висновок, що для інженерної оцінки розміру зони передруйнування оптимальними є формули (1.31) і (1.32). Проте перша видається перспективнішою, оскільки містить характеристики, які відображають структуру матеріалів. Формула (1.32), яка базується лише на границі міцності, недостатня, бо різні матеріали з однаковими $\sigma_{0,2}$ і σ_B мають різне d^* (див. рис. 1.19 *а, б*).

Обчислити величину d^* можна аналітично, однак зробити це в точній поставі важко. Для цього треба розв'язати пружно-пластичну задачу з урахуванням циклічного зміцнення (знеміцнення) на рівні мікроструктури матеріалів та аномальних властивостей їх приповерхневих шарів. Тут треба відзначити праці [57, 75, 76]. Досліджуючи розподіл пружно-пластичних деформацій і напружень та умови втомного руйнування в околі концентраторів напружень, в них розглядали зародження втомних тріщин, подібно до підходу [55], як двопараметричний процес, де одним із параметрів є ефективна віддаль x_{eff} [57]. Але на відміну від d^* його не вважають характеристикою матеріалу. В цих розрахунках властивості матеріалу враховують через залежність "напруження–деформація" гладкого зразка і не беруть до уваги аномальні властивості приповерхневих шарів. На підставі одержаних даних, що на віддалі від вершини вирізу $x \geq x_{eff}$ пружний і пружно-пластичний розв'язки задачі збігаються,

можна стверджувати, що параметри d^* і x_{eff} подібні (див. рис. 1.15 *б*). На жаль, літературні дані не дають змогу їх порівняти для різних матеріалів, геометрії зразків і вирізів та амплітуди напружень. Встановлено [63], що для маловуглецевої сталі ($\sigma_{0,2}$ = 270 MPa) залежно від амплітуди навантаження, коли $\Delta\sigma_N < \sigma_{0,2}$, x_{eff} = 0,125...0,16 мм, а в корозивному середовищі ріст втомної тріщини завдовжки 0,1...0,2 мм різко пришвидшується. Враховуючи вищевикладені міркування (рис. 1.18), а також дані про величину d^* = = 0,12...0,25 мм для вуглецевих сталей (табл. 1.6), можна зробити висновок, що параметри d^* і x_{eff} визначають розмір зони передруйнування і тоді є близькі за значеннями.

Методи визначення коефіцієнта K_f . Конструктивні концентратори напружень суттєво знижують витривалість зразків під циклічним навантаженням, наприклад, для компактних зразків тим більше, що гостріший виріз (рис. 1.21 *а*). Проте це зниження є меншим від очікуваного, яке прогнозують за теоретичним коефіцієнтом концентрації напружень K_t (рис. 1.21 *б*), бо тут не враховують локальні пластичні деформації, їх особливості під циклічним навантаженням, багатовісність напружень та їх ґрадієнт [59]. Тому для втомного руйнування розглядають коефіцієнт концентрації циклічних напружень K_f, який пов'язують із коефіцієнтом K_t і певними характеристиками матеріалу [57, 59]. Серед найвідоміших є співвідношення, запропоновані Нойбером [77],

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\rho^* / \rho}}, \tag{1.40}$$

де параметр матеріалу ρ^* визначає залежність (1.32), а також Петерсоном [78]

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + a_p / \rho}, \tag{1.41}$$

де параметр матеріалу a_p визначається залежністю (1.33). Однак розраховані за формулами (1.40) і (1.41), а також за деякими іншими, відомими в літературі [57, 59], та експериментально встановлені значення K_f у багатьох випадках відрізняються [57, 59].

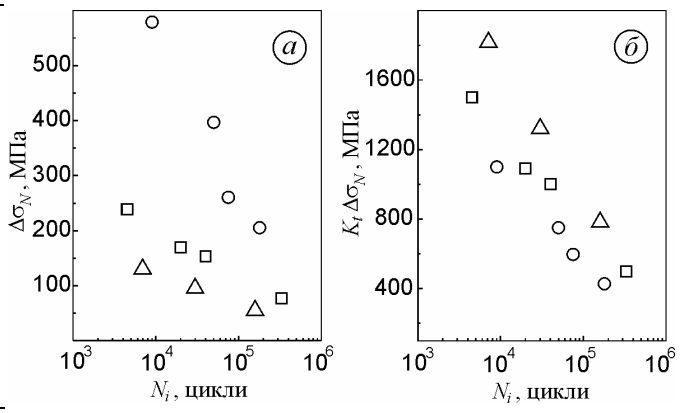


Рис. 1.21. Залежності кількості циклів до зародження початкової макротріщини N_i від розмаху номінальних напружень $\Delta\sigma_N$ (*а*) та максимальних напружень $K_t\Delta\sigma_N$ (*б*) для сталі 08кп, отримані на компактних зразках з вирізом радіуса ρ = 0,15 мм (Δ), 0,75 мм (□) і 4 мм (○)

Як показує аналіз, точність встановлення коефіцієнта K_f ґрунтується на реальності розрахунку ґрадієнта пружно-пластичних деформацій і напружень біля концентраторів, при цьому вирішальну роль відіграє достовірність розміру зони передруйнування: d^* [55], x_{eff} [57] і т.п. Тоді величину K_f можна розрахувати за залежностями (1.27), (1.28) і (1.30) [60] або співвідношенням, отриманим Плювінажем зі співробітниками з пружно-пластичного розв'язку задачі методом скінченних елементів [57, 76]:

$$K_f = \frac{\Delta\sigma_{eff}}{\Delta\sigma_N} = \frac{1}{x_{eff}\Delta\sigma_N}\int_0^{x_{eff}} \Delta\sigma_y\left(1-\varphi x\right)dx\,, \qquad (1.42)$$

де $\Delta\sigma_{eff}$ – розмах ефективних напружень в околі концентратора; $\Delta\sigma_y(x)$ – розподіл напружень розтягу по осі x; $\varphi = \frac{1}{\Delta\sigma_y\left(x\right)}\cdot\frac{d\sigma_y(x)}{dx}$ – відносний ґрадієнт напружень; x_{eff} – ефективна відстань, яка відповідає мінімуму відносного ґрадієнта напружень. Перший підхід простіший, бо ґрунтується на розв'язках у пружній поставі. При цьому розмах $\Delta\sigma_y(0)$ можна знайти за формулою (1.19), якщо значення K_t для заданої геометрії зразка і вирізу відоме [70], або для компактних зразків – за рівнянням

$$\Delta\sigma_y\left(0\right) = \frac{\Delta K}{\sqrt{\rho}}\,f\left(\rho/W\right), \qquad (1.43)$$

де ΔK – розмах КІН для еквівалентної тріщини [79]. Проте, як вже вказували вище, на віддалі від вершини концентратора $x \geq d^*$ і $x \geq x_{eff}$ пружний і пружно-пластичний розв'язки збігаються, тому ці два підходи повинні бути подібними, що підтверджують дані, подані в табл. 1.7. Ці розрахунки зроблені для згину балки з боковим півколовим вирізом радіусом ρ = 5 мм (K_t = 1,6 [70]), а параметр d^* = 0,15 мм прийнятий як середнє значення a^* = 0,1...0,2 мм довжини початкової макротріщини [55, 63].

Тому видається, що достовірність коефіцієнта K_f обумовлена точністю визначення зони передруйнування як лінійного (структурного) параметра матеріалів. Цей висновок підтверджує аналіз відповідних даних, отриманих на компактних зразкак (табл. 1.8), де розмах $\Delta\sigma_y(0)$ і коефіцієнт K_t встановлювали за співвідношеннями (1.43) і (1.19), а значення структурних параметрів d^*, ρ^* і a_p для розрахунку коефіцієнта K_f брали з табл. 1.6. Перевагу того чи іншого способу розрахунку коефіцієнта K_f (табл. 1.8) оцінювали під час обробки експериментальних даних про витривалість на стадії зародження початкової макротріщини зразків з різним радіусом вирізу ρ (рис. 1.21). Саме на стадії зародження (N_i), а не росту (N_p) втомної макротріщини відіграє важливу роль коефіцієнт K_f, тому аналіз його достовірності на кривих (K_f $\Delta\sigma_N$, N_f), де $N_f = N_i + N_p$ – кількість циклів до повного руйнування зразків, може виявитися не зовсім точним. Видно (рис. 1.22 *а–в*), що підхід, запропонований Осташем [60], має перевагу, бо тільки він дає практично інваріантну відносно радіуса ρ криву (рис. 1.22 *в*). Значення K_f найбільше відрізняються для гострих

вирізів ($\rho < d^*$), при цьому обчислені за формулою (1.40) тільки дещо менші, а за формулою (1.41) – суттєво нижчі проти розрахованих за формулами (1.27), (1.28) і (1.30). Для тупих вирізів (ρ = 4 мм) всі підходи дають однаковий результат (табл. 1.8).

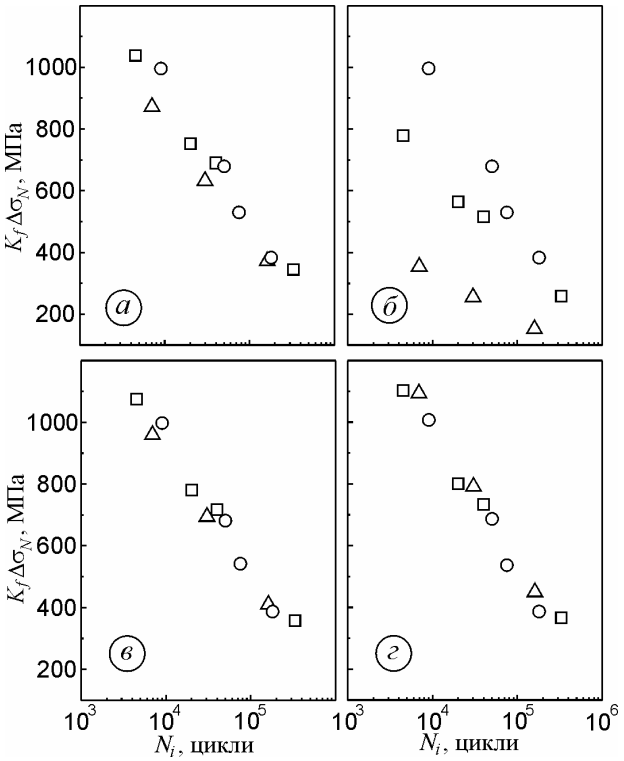


Рис 1.22. Залежності кількості циклів до зародження початкової макротріщини N_i від розмаху локальних напружень $K_f\Delta\sigma_N$ для сталі 08кп, отримані на компактних зразках з вирізом радіусом ρ = 0,15 мм (Δ), 0,75 мм (□) і 4 мм (○), коли коефіцієнт K_f розраховували за формулами:
а – (1.40);
б – (1.41);
в – (1.27), (1.28) і (1.30);
г – (1.44)

Таблиця 1.7

Порівняння значень K_f, розрахованих для балки з боковим вирізом (K_t = 1,6) із маловуглецевої сталі [63]

$\Delta\sigma_N$, МПа	Розрахунки згідно з залежністю (1.42)			Власний підхід за залежностями (1.27); (1.28) і (1.30)			
	x_{eff}, мм	$\Delta\sigma_{eff}$, МПа	$K_f = \frac{\Delta\sigma_{eff}}{\Delta\sigma_N}$	$\Delta\sigma_y(0) = K_t\Delta\sigma_N$, МПа	d^*, мм	$\Delta\sigma_y^*$, МПа	$K_f = \frac{\Delta\sigma_y^*}{\Delta\sigma_N}$
100	0,125	158	1,58	160	0,15	150	1,50
120	0,13	190	1,52	192	–//–	181	1,51
160	0,16	253	1,58	256	–//–	241	1,51
180	0,16	283	1,57	288	–//–	271	1,51
200	0,16	308	1,54	320	–//–	301	1,51

Таблиця 1.8

Порівняння значень K_f, розрахованих для компактного зразка зі сталі 08кп

ρ, мм	h/W	$\Delta\sigma_N$, МПа	N_i, цикли	$\Delta\sigma_y(0)$, МПа	K_t	K_f, розрахований за формулами				
						(1.27), (1.28), (1.30)	(1.40)	(1.41)	(1.44)	(1.45)
0,15	0,26	56	160 000	780	13,80	7,30	6,59	2,67	8,29	9,15
0,15	0,25	95	30 000	1318	13,84	7,32	6,61	2,67	8,31	9,17
0,15	0,28	132	7000	1820	13,78	7,29	6,58	2,67	8,28	9,13
0,15	0,31	228	1200	3115	13,65	7,22	6,52	2,65	8,20	9,05
0,75	0,23	77	330 000	500	6,53	4,68	4,51	3,37	4,79	5,57
0,75	0,23	153	40 000	1000	6,53	4,68	4,51	3,37	4,79	5,57
0,75	0,26	170	20 000	1090	6,42	4,60	4,44	3,32	4,72	5,48
0,75	0,27	239	4500	1500	6,28	4,50	4,35	3,26	4,62	5,36
4,00	0,58	205	180 000	427	2,08	1,89	1,86	1,86	1,89	2,03
4,00	0,50	261	75 000	597	2,29	2,08	2,03	2,03	2,06	2,23
4,00	0,60	397	50 000	750	1,89	1,72	1,71	1,71	1,73	1,85
4,00	0,59	579	9000	1100	1,90	1,72	1,72	1,72	1,74	1,86

Проте, коли у співвідношеннях (1.40) і (1.41) за параметр матеріалу взяти величину d^*, а також, подібно до формули (1.30), прийняти $\rho = \rho_{eff}$ [60], тобто

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{d^* / \rho_{eff}}}; \tag{1.44}$$

або

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + d^* / \rho_{eff}}, \tag{1.45}$$

то ситуація змінюється. Використовуючи формулу (1.44), також одержуємо практично інваріантну криву (рис. 1.22 *г*). Формула (1.45) дає вже завищені результати (табл. 1.8).

Аналогічні дані маємо для розглянутого балкового зразка, коли $K_t = 1{,}6$ і $d^* = 0{,}15$ мм (див. табл. 1.7): коефіцієнт K_f за підходом [60] та за формулою (1.44) рівний 1,51; за формулою (1.45) становить 1,58.

1.3.4.2. Методологія визначення характеристик опору матеріалів зародженню втомних макротріщин

Випробовують зразки, геометрія і схема навантаження яких відповідає використовуваним для дослідження росту макротріщини (див. розд. 1.3.3.1), тільки початковий виріз виконують з певним радіусом заокруглення ρ (рис. 1.23), який може змінюватися в широких межах (0,1...10 мм). Змінною є

також відносна довжина вирізу $\lambda = h/W$, наприклад, $0{,}2 < \lambda < 0{,}6$ для компактного зразка, при цьому різниця $W - h$ повинна бути не менша (8...10) ρ [55, 58]. Параметрами зародження втомної макротріщини біля конструктивного концентратора напружень є розмах локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ за силового [55] або розмах локальних деформацій $\Delta\varepsilon^*$ за деформаційного підходів [58], а також структурно-механічний параметр матеріалів d^*, методика визначення якого, зокрема залежності (d^*, N_i), описана вище (див. розд. 1.3.4.1).

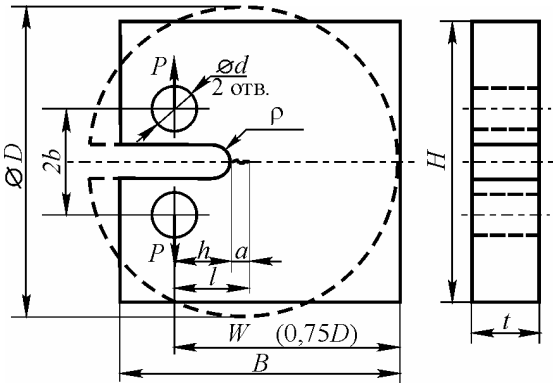


Рис. 1.23. Схема компактного зразка для визначення характеристик опору зародженню втомної макротріщини

Силовий підхід. Якщо для заданої геометрії зразка і вирізу відомий теоретичний коефіцієнт концентрації напружень K_t, наприклад за довідником [80], то розмах локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ можна розрахувати за формулами (1.27) і (1.44), де $K_\sigma = K_f$. В інших випадках необхідно знати розподіл напружень $\Delta\sigma_y(x)$ вздовж осі OX концентратора з радіусом вершини ρ (див. рис. 1.15 *б*), підрахований за методами теорії пружності. Тоді за формулами (1.28) і (1.30) встановлюють величину $\Delta\sigma_y^*$. Для компактного зразка (рис. 1.23) розмах $\Delta\sigma_y(0)$ у формулі (1.28) визначають через розмах КІН $\Delta K(\lambda)$ для еквівалентної тріщини [81]:

$$\Delta\sigma\,(0) = \frac{\Delta K(\lambda)}{\sqrt{\rho}}\,(1{,}128 + 6{,}595\alpha - 116{,}5\alpha^2 + 705\alpha^3), \qquad (1.\,46)$$

де $\alpha = \rho/W$. Значення $\Delta K(\lambda)$ обчислюють за формулою (1.24), в якій приймають $\lambda = h/W$.

Деформаційний підхід. Складність розрахунку НДС біля концентраторів у конструкціях, особливо з урахуванням пружно-пластичних деформацій, змушує дослідників шукати нові підходи та критерії, щоб оцінити довговічність елементів конструкцій простішими засобами. Таким вимогам найкраще відповідають деформаційні параметри та критерії, оскільки деформації можна не тільки розрахувати, але й виміряти [82].

Серед розрахункових найвідоміший підхід Нойбера [83], який вивів співвідношення між локальними пружно-пластичними деформаціями ε і напруженнями σ у вершині вирізу та номінальними напруженнями $\Delta\sigma_N$ і деформаціями e_n:

$$K_t^2 = K_\sigma K_\varepsilon = \frac{\sigma}{\sigma_N} \cdot \frac{\varepsilon}{e_n}, \tag{1.47}$$

де K_t і K_σ – теоретичний та ефективний коефіцієнти концентрації напружень; K_ε – ефективний коефіцієнт концентрації деформацій.

Щоб визначити локальні циклічні деформації і напруження у пружно-пластичному матеріалі, необхідно враховувати нелінійну залежність між напруженнями та деформаціями і циклічність навантаження. Тому такі залежності встановлюють [84] на основі експериментальної кривої циклічного деформування гладких зразків, яку описує рівняння Рамберга–Осґуда:

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p = \frac{\Delta\sigma}{E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{K}\right)^{1/n}, \tag{1.48}$$

де $\Delta\sigma$ – розмах напружень; $\Delta\varepsilon_e$ – розмах пружної складової загальної деформації $\Delta\varepsilon$; $\Delta\varepsilon_p$ – розмах пластичної складової деформації; n – показник циклічного деформаційного зміцнення; K – модуль пластичності. Тоді, у разі локалізованої пластичності в околі вирізу, рівняння Нойбера набуває вигляду [85]

$$\frac{K_t^2 \Delta\sigma_N^2}{2E} = \frac{\Delta\sigma\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2}\left[\frac{\Delta\sigma}{E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{K}\right)^{1/2}\right]. \tag{1.49}$$

Однак експериментально показано [85], що система рівнянь (1.48) і (1.49) дає завищені значення локальних деформацій. Як альтернативу Мольский та Ґлінка [86] запропонували метод розрахунку, що ґрунтується на критерії густини енергії пружно-пластичної деформації. Використовуючи стабілізовану криву циклічного деформування гладких зразків, яку описує рівняння (1.48), можна визначити локальні пружно-пластичні напруження $\Delta\sigma$ і деформації $\Delta\varepsilon$ у вершині концентратора для номінальних напружень $\Delta\sigma_N$ і теоретичного коефіцієнта концентрації напружень K_t за системою рівнянь (1.48) і (1.50):

$$\frac{K_t^2 \Delta\sigma_N^2}{2E} = \frac{\Delta\sigma^2}{2E} + \frac{\Delta\sigma}{(n+1)}\left(\frac{\Delta\sigma}{K}\right)^{1/n}. \tag{1.50}$$

Зіставлення розрахункових та експериментальних даних показало [85], що за енергетичним методом Ґлінки вдається досить точно визначати деформації у вершині вирізів з K_t = 1,97–4,6 на зразках різної форми, якщо деформації не перевищують 1,5... 2,0%. Проте у кожному випадку необхідно мати розрахункову схему обчислення параметрів $\Delta\sigma_N$ і K_t, що за складної конфігурації досліджуваних об’єктів робить розрахунки трудомісткими. Крім цього, застосовність моделі обмежена для пластичних матеріалів ($n \to 0$) з гострими вирізами, тобто за високих значень K_t. Залишається також відкритим питання, наскільки правомірно моделювати руйнування в околі вирізів за кривою циклічного деформування гладких зразків. Результати досліджень [87] показують, що біля вирізів, особливо гострих, локальні напруження у 2–3 рази перевищують границі текучості та міцності, визначені на гладких зразках.

Стадник і Різничук [88] пропонують оцінювати розмах пластичної деформації $\Delta\varepsilon_p$ у вершині концентратора (x = 0) за формулою, виведеною з рівняння густини енергії деформування:

$$\Delta\varepsilon_p(0) = \frac{4(K_{\mathrm{Imax}}^2(h) - K_{\mathrm{Imin}}^2(h))}{\pi\rho E\sigma_{\mathrm{т}}\left(1+(\rho_0/\rho)^2\right)^{1/2}}, \tag{1.51}$$

де $K_{\mathrm{I}}(h)$ – КІН для еквівалентної тріщини довжиною, рівною глибині вирізу h; $\rho_0 = 4K_{\mathrm{I}c}^2/(\pi E\sigma_{\mathrm{т}}\varepsilon_c)$ – константа матеріалу; ε_c – руйнівна деформація розтягу для статичного навантаження; $\sigma_{\mathrm{т}}$ – границя текучості; E – модуль пружності; $K_{\mathrm{I}c}$ – в'язкість руйнування; ρ – радіус вирізу.

У віднульовому циклі $K_{\mathrm{Imin}}(h) = 0$, а $\Delta K(h) = K_{\mathrm{Imax}}(h)$. Крім цього, для тонколистових матеріалів з урахуванням циклічності навантаження замість статичної в'язкості руйнування $K_{\mathrm{I}c}$ логічніше вживати циклічну ΔK_{fc}. Оскільки параметр ΔK_{fc} для тонколистових пластичних матеріалів встановити точно неможливо, то за величину ΔK_{fc} можна взяти значення ΔK за дуже високих швидкостей росту втомної тріщини ($v > 10^{-5}$ м/цикл). Тоді формула (1.51) набуде вигляду

$$\Delta\varepsilon_p(0) = \frac{4\Delta K^2(h)}{\pi\rho E\sigma_{\mathrm{т}}(1+(\rho_0/\rho)^2)^{1/2}}, \tag{1.52}$$

де $\rho_0 = 4\Delta K_{fc}/(\pi E\sigma_{\mathrm{т}}\varepsilon_c)$.

Залежність (1.51) запропоновано для опису малоциклового руйнування ($N < 10^3$), коли його спричиняє пластична складова деформації. Проте зі збільшенням кількості циклів до руйнування пластична деформація стає сумірною з пружною. Тому при $N > 10^3$ необхідно враховувати також пружну складову деформації, наприклад, у вигляді [89] $\Delta\varepsilon_e = \Delta\sigma_R/E$, де $\Delta\sigma_R$ – границя витривалості гладкого зразка. В результаті пропонуємо таке співвідношення [82]:

$$\Delta\varepsilon(0) = \frac{4\Delta K^2(h)}{\pi\rho E\sigma_{\mathrm{т}}(1+(\rho_0/\rho)^2)^{1/2}} + \frac{\Delta\sigma_R}{E}. \tag{1.53}$$

Одночасно з розрахунковими застосовують експериментальні способи визначення розподілу пружно-пластичних деформацій в околі вершини тріщини або вирізу. Для цього використовують малогабаритні тензодавачі [85, 90], метод позначок і малобазових сіток [91, 92], світлочутливих покриттів [93] тощо. Враховуючи, що руйнування тіл із вирізами контролює не стільки вся пластична зона, скільки зона передруйнування, локалізована в приповерхневих шарах уздовж контуру вершини вирізів [54], ці методи мають певні недоліки. За гострих вирізів тензодавачі не можуть визначити локальність деформації, оскільки їх база на порядок перевищує розмір зони передруйнування. Тоді доцільніший метод позначок, що вимагає складного оптичного обладнання. У разі тупих вирізів цим методом не завжди можна встановити інтегральну деформацію зони передруйнування. Згадані методи ґрунтуються на спостереженнях поверхні, тому не враховують ґрадієнт деформації по товщині зразка.

Ефективніше обчислювати локальні деформації через розкриття δ вершини вирізу або тріщини [94–96]. Проте загальним недоліком відомих експериментальних методів оцінки розкриття [97–99] є те, що вони апробовані тільки для тріщин, і розкриття δ розраховують методом подібності трикутників за заміра-

ми на певній віддалі від вершини тріщини. Це істотно обмежує їх використання і для пружно-пластичних тіл, і для тіл з вирізами, бо прямі експериментальні заміри та розрахунки показали [100], що залежність між розкриттям концентратора на деякій віддалі від його вершини δ_x і в самій вершині δ_A не є прямолінійна. Необхідність замірів розкриття біля самої вершини концентратора і ефективність їх використання як параметрів руйнування підтверджують застосування величини δ_5 [101] для тріщин.

Щоб визначити розмах локальних деформацій $\Delta\varepsilon^*$ експериментально, пропонують вимірювати розмах розкриття біля вершини вирізу [58], тобто переміщення точок контуру вирізу під час навантаження розмахом ΔP. Для цього використовують давач лінійних переміщень з базою, щоб контактні ніжки давача знаходились за межами пластичної зони в околі вирізу, а вимірюють по лінії, що проходить через центр радіуса вирізу (рис. 1.24).

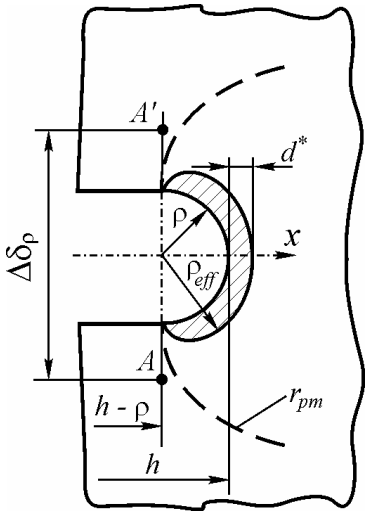


Рис. 1.24. Схема вимірювання локальних деформацій в околі вершини вирізу

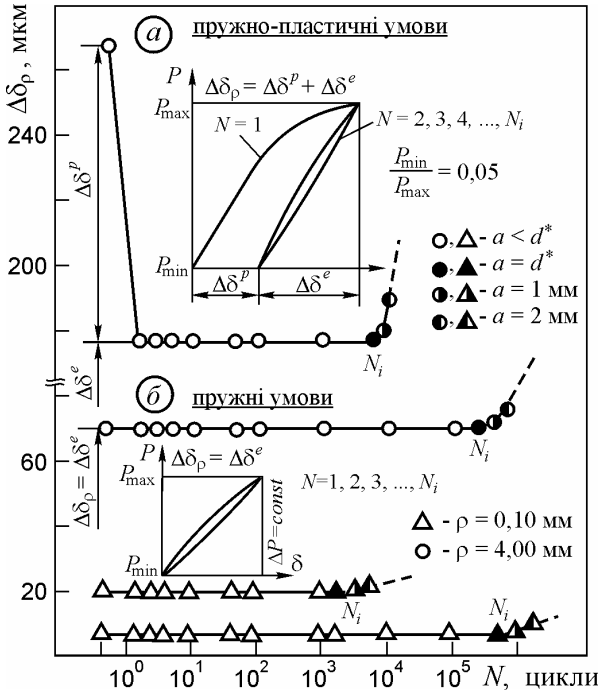


Рис. 1.25. Зміна розкриття вирізу $\Delta\delta_\rho$ від кількості циклів заданої амплітуди навантаження для алюмінієвого сплаву АМг6

За високих амплітуд віднульового (пульсівного) навантаження в першому його циклі залежність між напруженням і деформацією (навантаженням і розкриттям (див. схему на рис. 1.25 *а*)) нелінійна, що чітко видно для тупих вирізів. Нелінійність відсутня (рис. 1.25 *б*) або слабо проявляється у разі достатньо гострих вирізів. Проте, починаючи з другого циклу, розмах розкриття $\Delta\delta_\rho$ зменшується і не змінюється аж до моменту зародження макротріщини

($N = N_i$). Подальше зростання $\Delta\delta_\rho$ при $N > N_i$ пов'язано з розвитком макротріщини завдовжки a (рис. 1.25). Значення, на яке вкорочується розмах розкриття після першого циклу навантаження, приймали за пластичну складову $\Delta\delta^p$, а стабілізоване його значення – за пружну складову $\Delta\delta^e$ повного розмаху розкриття $\Delta\delta_\rho$.

Тоді формули для розмаху пружної $\Delta\varepsilon_e^*$ і повної $\Delta\varepsilon^*$ локальної деформацій мають вигляд [102]

$$\Delta\varepsilon_e^* = \ln\left[1 + \frac{\Delta\delta^e}{\pi(\rho + d^*)}\right], \tag{1.54}$$

$$\Delta\varepsilon^* = \ln\left[1 + \frac{\Delta\delta^e + \Delta\delta^p}{\pi(\rho + d^*)}\right], \tag{1.55}$$

де $\Delta\delta^e$ і $\Delta\delta^p$ – відповідно пружна та пластична складові повного розкриття $\Delta\delta_\rho$.

За низьких амплітуд навантаження (довговічність $N > 10^5$ циклів) пластична складова зменшується до нуля (рис. 1.25 *б*). Подібний розподіл пружної і пластичної складових розмаху деформації залежно від довговічності отримано на гладких зразках [103]. Відношення $\Delta\varepsilon_p^* / \Delta\varepsilon_e^*$ зростає зі збільшенням радіуса вирізу [102].

Деформація в околі гострих вирізів (тріщин) проявляється "пружна" (схема на рис. 1.25 *б*) навіть за високих амплітуд навантаження, досягаючи значень (табл. 1.10), що істотно перевищують пружні деформації в гладких зразках (які менші 0,2 %). Це пов'язано з тим, що локальна пластична деформація протікає в малих об'ємах, оточених масивом пружно-деформованого матеріалу. Цей факт вимагає глибшого вивчення фізичної природи деформованого металу в таких локальних об'ємах. Він повинен зумовлювати похибку прогнозування довговічності тіл з гострими вирізами (тріщинами) за результатами випробувань гладких зразків.

Визначені розрахунково-експериментально розмахи локальних деформацій $\Delta\varepsilon_e^*$ та $\Delta\varepsilon^*$ з використанням формул (1.54) і (1.55) порівнювали з обчисленими за співвідношеннями (1.49), (1.50) і (1.53) для двох різних матеріалів (табл. 1.9).

Таблиця 1.9

Характеристики матеріалів

Матеріал	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	δ, %	E, ГПа	ΔK_{fc}, МПа·$\sqrt{\text{м}}$	K, МПа	n	d^*, мкм
Сплав АМг6	175	340	22	71	33	405	0,08	$\frac{270}{100}$
Сталь 08кп	190	270	48	206	72	285	0,02	$\frac{250}{200}$

Примітка: у чисельнику значення d^* для довговічності $N_i = 10^5$–10^6 циклів, у знаменнику – для $N_i = 10^3$–10^5 циклів.

Таблиця 1.10

Порівняння локальних деформацій, отриманих розрахунково та експериментально

Матеріал	ρ, мм	h/W	K_t	$K_t\Delta\sigma_N$, МПа	Розрахунок за формулами						Експеримент	
					$\Delta\varepsilon$ при $x = 0$ (%)			$\Delta\varepsilon(x)$ при $x = d^*$ (%)			$\Delta\varepsilon_e^*$	$\Delta\varepsilon^*$
					(1.49)	(1.50)	(1.53)	(1.49) і (1.30)	(1.50) і (1.30)	(1.53) і (1.30)	%	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Сплав АМг6	0,10	0,21	15,77	416	1,34	0,95	0,35	0,71	0,50	0,19	0,50	0,50
		0,24	15,76	620	3,09	1,95	0,83	1,64	1,03	0,44	1,05	1,05
		0,20	15,77	1100	9,80	5,71	2,09	5,19	3,03	1,12	2,04	2,04
		0,21	15,77	1428	16,06	9,13	3,36	8,51	4,84	1,78	2,63	2,63
	0,75	0,19	5,99	344	0,90	0,67	0,95	0,73	0,54	0,77	0,55	0,55
		0,25	5,79	550	2,49	1,58	2,05	2,02	1,28	1,66	1,20	1,20
		0,36	5,71	733	4,43	2,67	3,46	3,59	2,16	2,80	1,71	1,85
		0,48	5,14	1387	14,97	8,81	11,76	12,13	7,14	9,76	2,54	2,90
	1,50	0,28	4,37	352	0,82	0,70	1,04	0,72	0,62	0,91	0,57	0,60
		0,45	3,86	490	1,95	1,30	1,79	1,72	1,14	1,57	1,05	1,23
		0,60	3,20	685	3,83	2,40	3,36	3,37	2,11	2,96	1,56	1,90
		0,67	2,88	1041	9,13	4,94	7,22	8,03	4,35	6,35	1,98	2,60
	4,00	0,29	2,72	207	0,31	0,31	0,52	0,29	0,29	0,49	0,39	0,39
		0,36	2,51	570	2,52	1,64	2,33	2,39	1,56	2,20	0,96	1,60
		0,56	2,13	702	3,34	2,49	3,41	3,17	2,36	3,22	1,43	2,17
		0,43	2,48	997	8,20	4,76	6,63	7,79	4,52	6,27	1,72	3,26

Продовження табл. 1.10

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Сталь 08кп	0,15	0,26	13,80	780	2,11	1,14	0,76	1,05	0,57	0,38	0,51	0,51
		0,25	13,84	1318	6,12	3,19	1,87	3,06	1,55	0,94	1,35	1,35
		0,28	13,78	1820	11,77	6,01	3,42	5,88	3,01	1,71	1,62	1,98
		0,31	13,65	3115	33,43	17,53	9,73	16,72	8,66	4,86	2,07	2,68
	0,75	0,23	6,53	500	0,71	0,41	0,68	0,50	0,29	0,48	0,30	0,30
		0,23	6,53	1000	3,55	1,30	2,34	2,52	0,92	1,66	0,73	0,90
		0,26	6,42	1090	4,11	2,22	2,63	2,92	1,57	1,87	0,94	1,34
		0,27	6,28	1500	7,89	4,10	4,84	5,60	2,91	3,44	1,46	2,25
	4,00	0,58	2,08	427	0,56	0,33	0,53	0,50	0,30	0,48	0,30	0,30
		0,50	2,29	597	1,18	0,66	0,89	1,07	0,60	0,81	0,50	0,60
		0,60	1,89	750	1,95	1,05	1,31	1,77	0,95	1,19	0,68	0,85
		0,59	1,90	1100	4,13	2,26	2,64	3,76	2,05	2,38	0,94	1,83

Як видно (табл. 1.10), для тупих вирізів (K_t = 2–4) розраховані за формулою (1.50) величини добре узгоджуються з експериментальними, за винятком отриманих за достатньо високих амплітуд навантаження. Розрахунок за Нойбером дає завищені результати, що корелює з літературними даними [85]. З переходом до гострих вирізів (K_t = 5–16) розрахункові значення (за Нойбером і за Ґлінкою) набагато більші за експериментальні: що гостріший виріз, то суттєвіша розбіжність. Це також не протирічить висновкам праці [85]: при $n \to 0$ і високих значеннях K_t рівняння (1.50) може виявитися непридатним. Розрахунок за формулою (1.53) збігається з експериментом тільки для дуже гострих вирізів (ρ = 0,1 мм) і низьких та середніх амплітуд навантаження; зі зростанням радіуса вирізу розрахункові величини починають істотно перевищувати визначені експериментально.

Максимум локальних напружень і деформацій знаходиться на певній віддалі від вершини вирізу [104, 105]. На цьому ґрунтується й описана вище модель втомного руйнування матеріалів, згідно з якою максимум досягається в точці $x = d^*$ (див. рис. 1.15). Зауважимо також, що автор енергетичного підходу [85] намагається використати для аналізу руйнування біля гострих вирізів (тріщин) не максимальні деформації у вершині, а їх значення на деякій віддалі від неї. Тому відкоректовано розраховані за співвідношеннями (1.49), (1.50), (1.53) деформації з урахуванням їх ґрадієнта, тобто встановлено деформації на віддалі $x = d^*$ від вершини вирізу. Для цього застосовано формулу (1.29) розподілу напружень і деформацій біля концентратора. Такий підхід відповідає принципові розглянутого вище експериментально-розрахункового визначення локальних деформацій. Значення Δε(0) у вершині вирізу обчисляли за співвідношеннями (1.49), (1.50) і (1.53), а розподіл Δε(x) – за формулою (1.30) при $x = d^*$.

Формули (1.50) і (1.30) забезпечують найкраще узгодження розрахункових та експериментальних даних для будь-яких радіусів ρ, коли деформація не перевищує 1,5...2,0 % (табл. 1.10 та рис. 1.26). Це дає підставу вважати достовірними значення $\Delta\varepsilon^*$ і Δε. Якщо деформації більші 2%, для всіх досліджених матеріалів і різних радіусів ρ розрахунок дає завищені результати. Тут перевагу слід віддати запропонованій екпериментальній методиці ($\Delta\varepsilon^*$), оскільки її придатність для отримання інваріантних характеристик опору матеріалів зародженню втомних макротріщин апробовано [58] в широкому діапазоні амплітуд деформації (0,2...5,0%).

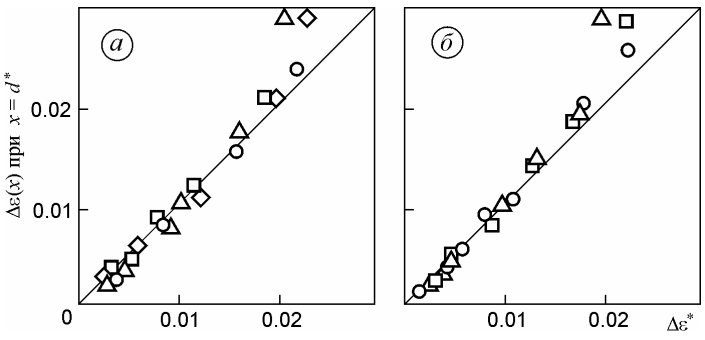


Рис. 1.26. Порівняння локальних деформацій, отриманих розрахунково (Δε) за формулами (1.50) і (1.30) та експериментально-розрахунково ($\Delta\varepsilon^*$) для алюмінієвого сплаву АМг6 (*а*) і сталі 08кп (*б*)

Отже, якщо параметр d^* матеріалу відомий, тобто для заданих умов випробовування встановлена залежність (d^*, N_i), то для різних розмахів навантаження ΔP, розраховуючи за вищевказаними формулами розмах локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ або деформацій $\Delta\varepsilon^*$, визначають період N_i зародження макротріщини завдовжки $a_i = d^*$ і будують експериментальні залежності ($\Delta\sigma_y^*$, N_i) або ($\Delta\varepsilon^*$, N_i). Одержані результати показують [55, 58], що вони не залежать від конфігурації зразка, геометрії вирізу, способу прикладання навантаження (рис. 1.27), тобто характеризують опір матеріалу зародженню втомних макротріщин. Подібно до кривих втоми гладких зразків ці залежності можна описати рівняннями за силового [55]

$$\Delta\sigma_y^* \cdot N_i^m = C \tag{1.56}$$

і деформаційного [58]

$$\Delta\varepsilon^* = \varepsilon'_f \left(N_i\right)^a + \frac{\sigma'_f}{E}\left(N_i\right)^b \tag{1.57}$$

підходів, де C, m, ε'_f, a, σ'_f і b – сталі матеріалу, які визначають з експерименту.

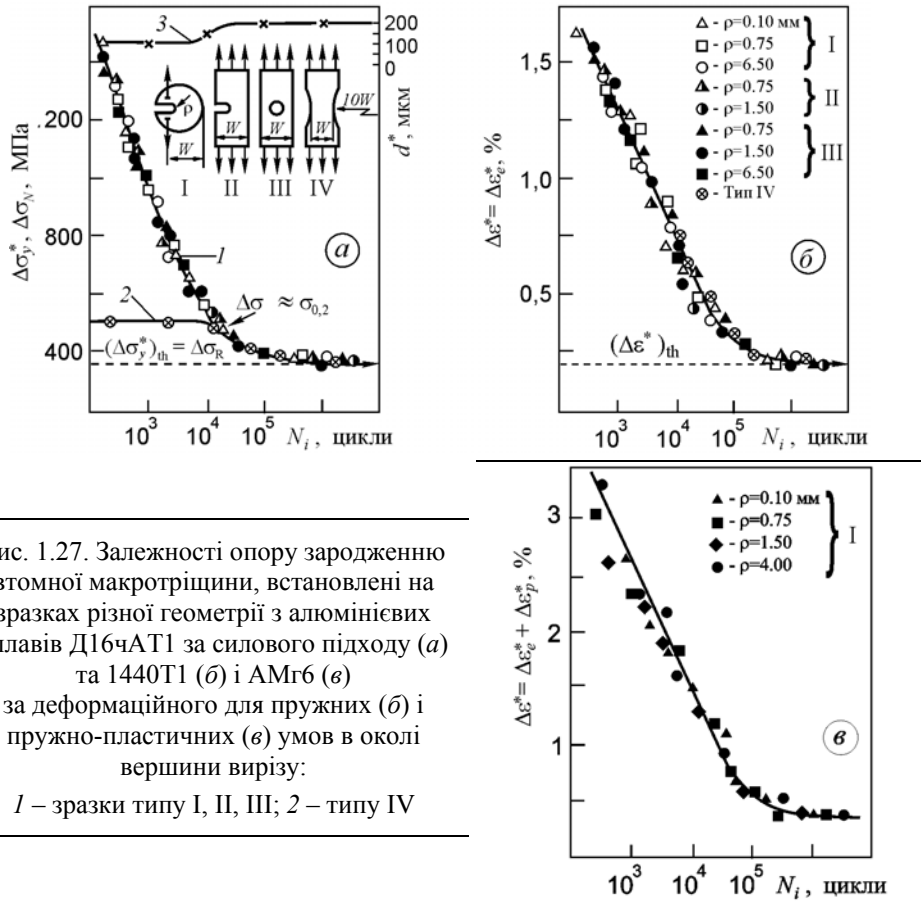


Рис. 1.27. Залежності опору зародженню втомної макротріщини, встановлені на зразках різної геометрії з алюмінієвих сплавів Д16чАТ1 за силового підходу (*а*) та 1440Т1 (*б*) і АМг6 (*в*) за деформаційного для пружних (*б*) і пружно-пластичних (*в*) умов в околі вершини вирізу:

1 – зразки типу I, II, III; *2* – типу IV

Залежності ($\Delta\sigma_y^*$, N_i), ($\Delta\varepsilon^*$, N_i) та (d^*, N_i) є фундаментальними (базовими) характеристиками конструкційного матеріалу. На їх підставі, знаючи розмах локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ чи деформацій $\Delta\varepsilon^*$, можна встановити період (кількість циклів навантаження) до зародження втомної макротріщини завдовжки $a_i = d^*$ біля довільного концентратора напружень у різних деталях машин і споруд, які зазнають циклічних навантажень, а також порогові значення $(\Delta\sigma_y^*)_{th}$ і $(\Delta\varepsilon^*)_{th}$, нижче яких втомна макротріщина біля концентратора напружень не зароджується (рис. 1.27), хоча мікротріщини, що не поширюються (довжиною $a < d^*$), тут можуть існувати.

1.3.5. Зв'язок між стадіями зародження і росту макротріщини

Для оцінки витривалості конструкційного матеріалу найпоширеніші такі характеристики: границі витривалості σ_R і σ_R^H відповідно гладких і надрізаних зразків, а також поріг втоми K_{th} зразків із макротріщиною. Ці характеристики часто по-різному корелюють з іншими механічними і фізичними параметрами матеріалів, оскільки їх встановлюють на різних стадіях втомного руйнування, використовуючи критерії руйнування для граничного стану макро- або мікрооб'єму матеріалу. Вважають, що закономірності зародження і росту макротріщини мають суттєві відмінності і тому вивчають їх окремо. Проте втому матеріалів (зародження макротріщини та її поширення) можна досліджувати з єдиних позицій, використовуючи уніфіковані підходи та параметри і трактуючи ріст втомної макротріщини як поетапно повторюваний процес її зародження [54, 67]. Існує тільки одна суттєва відмінність між цими процесами: на стадії зародження початкової макротріщини ефект закриття відсутній [55], а на стадії її росту він відіграє помітну роль (див. розд. 1.3.3).

Макротріщину моделюють гострим вирізом з радіусом заокруглення її вершини ρ (див. схему на рис. 1.28 *а*). Таке трактування в механіці руйнування відоме [83]. Експериментально встановлено [66, 72, 106, 107], що кількість циклів до зародження макротріщини біля концентратора не залежить від радіуса ρ, коли він менший за деяке значення, обумовлене властивостями матеріалу. Вважають [54], що такий стан наступає тоді, коли $\rho \le d^*$, де d^* – характеристичний розмір зони передруйнування, який не залежить від радіуса ρ [55]. Тоді макротріщину можна розглядати як виріз (рис. 1.28 *а*) з ефективним радіусом $\rho_{eff} = d^*$ [54], а розподіл напружень біля його вершини – як для концентратора з радіусом $\rho = d^*$ [55].

Встановлено, що ріст втомних мікро- і макротріщини залежить від структури матеріалу тільки на мікрорівні, бо у макромасштабі він обумовлений певним мезооб'ємом матеріалу – зоною передруйнування розміром d^* [108]. Згідно з уніфікованою моделлю [67] ріст втомної макротріщини умовно стрибкоподібний, а стабільний приріст тріщини формується в межах зони передруйнування, тобто $\Delta a = d^*$ (див. схему на рис. 1.28 *а*).

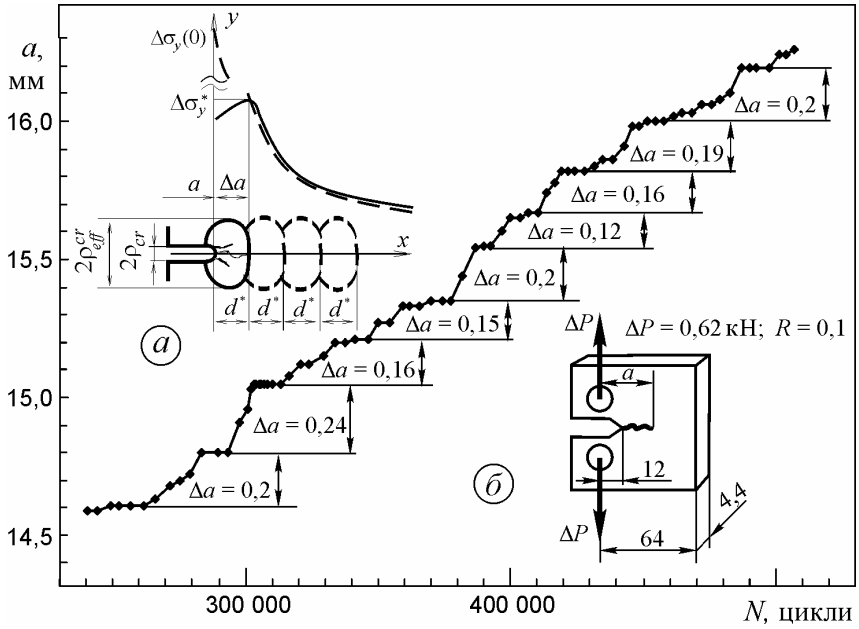


Рис. 1.28. Схема росту втомної макротріщини (*а*) та експериментальна залежність довжини тріщини *a* від кількості циклів навантаження *N* компактного зразка із алюмінієвого сплаву Д16очТ (*б*)

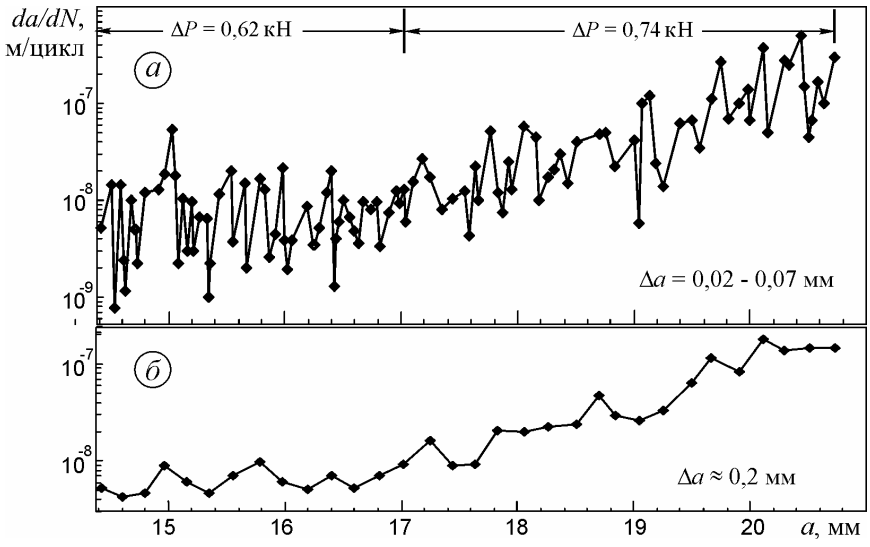


Рис. 1.29. Залежності швидкості росту втомної макротріщини *da/dN* від її довжини *a* за заданого розмаху навантаження ΔP, коли приріст тріщини $D < \Delta a < d^*$ (*а*) і $\Delta a \approx d^*$ (*б*)

Аналіз експериментальних даних (рис. 1.28 *б*) росту втомної макротріщини в алюмінієвому сплаві Д16очТ ($\sigma_{0,2}$ = 330 МПа, σ_B = 454 МПа, середній розмір зерна D = 35 мкм і відстань між включеннями l = 20 мкм, d^* = 160…220 мкм [60]) підтверджує, що після певної затримки вона росте кроками, кожен з яких можна вважати малим макрострибком. Важливо, що стрибки (прирости тріщини Δa на рис. 1.28 *б*) сумірні з параметром d^*. Тріщина росте стрибкоподібно лише у макромасштабі, оскільки на мікрорівні процес неперервний (рис. 1.29 *а*). Проте, коли величина Δa більша за мікроструктурні параметри D і l, але менша за d^*, швидкість росту макротріщини дуже нестабільна і маємо десятикратний розкид даних (рис. 1.29 *а*). Подібну закономірність спостерігали під час формування початкової макротріщини в зоні передруйнування d^* біля вершини вирізу [55]. Коли прирости тріщини сумірні з параметром d^*, її ріст доволі стабільний (рис. 1.29 *б*). Це свідчить, що в околі вершини втомної макротріщини також є зона передруйнування, що регулює її приріст [54], який можна вважати сформованим, коли $\Delta a = d^*$.

Існує думка [54, 67], що підростання макротріщини ($\Delta a = d^*$) подібне до формування початкової макротріщини біля геометричного концентратора напружень ($\rho > d^*$), коли, по-перше, розмахи локальних напружень чи деформацій у зоні передруйнування в околі вершини концентратора і тріщини однакові; по-друге, не береться до уваги вплив ефекту закриття у вершині тріщини. Цей процес послідовно повторюється і макротріщина кроками за певну кількість циклів навантаження N_i поширюється на віддаль d^* (рис. 1.28 *а*), де N_i – період зародження макротріщини завдовжки $a_i = d^*$, який визначають на зразках з геометричним концентратором напружень (див. розд. 1.3.4.2). Для заданого НДС біля вершини макротріщини її підростання Δa відбувається протягом $\Delta N = N_i$ циклів навантаження, за які вона поширюється на віддаль d^*, тому швидкість росту втомної макротріщини da/dN визначає співвідношення

$$da / dN = \Delta d / \Delta N = d^* / N_i \ . \qquad (1.58)$$

Таким чином, одержані на стадії зародження макротріщини біля концентратора напружень (див. розд. 1.3.4.2) залежності ($\Delta\sigma_y^*$, N_i) і (d^*, N_i) за силового підходу та ($\Delta\varepsilon^*$, N_i) і (d^*, N_i) за деформаційного визначають також і закономірності її росту. Тоді за умови рівності розмахів локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ чи деформацій $\Delta\varepsilon^*$ у характеристичній зоні d^* біля вершини концентратора і макротріщини простим перерахунком цих залежностей можна отримати діаграми росту втомної макротріщини (da/dN, ΔK_{eff}) і (da/dN, $\Delta\varepsilon^*$) відповідно (рис. 1.30), припускаючи, що кожній парі точок A_i і A_i' (i = 1, 2, 3 ... n) на діаграмі опору зародженню макротріщини (криві *1* і *2* на рис. 1.30 *а*) відповідає точка B_i на діаграмі опору її росту (крива *3* на рис. 1.30 *б*). Принциповою умовою, на якій базується ця схема перерахунку, є рівність локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ або деформацій $\Delta\varepsilon^*$ в околі вершини концентратора і макротріщини відповідно:

$$(\Delta\sigma_y^*)^{\text{к}} = (\Delta\sigma_y^*)^{\text{тр}} \ ; \ \ (\Delta\varepsilon^*)^{\text{к}} = (\Delta\varepsilon^*)^{\text{тр}}. \qquad (1.59)$$

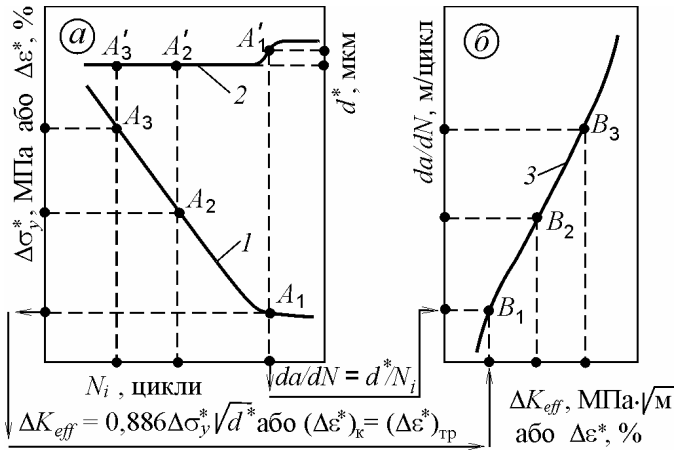


Рис. 1.30. Схема побудови розрахункової діаграми швидкостей росту втомної макротріщини

Розглянемо детальніше цю процедуру.

Задані напруження ($\Delta\sigma_y^*$). Нехай для матеріалу за рекомендаціями праці [55] встановлено залежності ($\Delta\sigma_y^*$, N_i) та (d^*, N_i) (рис. 1.30 *а* , криві *1* і *2*). Оскільки на стадії росту втомної макротріщини параметром процесу є розмах КІН ΔK (рис. 1.30 *б*), то необхідно знати залежність між розмахами $\Delta\sigma_y^*$ і ΔK біля вершини макротріщини. Для цього скористаємося наближеною формулою [72]

$$\Delta\sigma_y(0) = 2\Delta K/\sqrt{\pi\rho} = 1{,}128\Delta K/\sqrt{\rho}, \qquad (1.60)$$

де $\Delta\sigma_y(0)$ – розмах максимальних напружень у вершині гострого вирізу з радіусом заокруглення вершини ρ і глибиною h; ΔK – розмах КІН для тріщини еквівалентної довжини ($a = h$). Вершина макротріщини (див. рис. 1.28 *а*) має ефективний радіус заокруглення $\rho_{eff} = d^*$, а максимальні локальні напруження біля її вершини рівні $\Delta\sigma_y^*$. Враховуючи це і формулу (1.60), для визначення розмаху ΔK_{eff} (коли немає ЗТ) запропоновано рівність [54]

$$\Delta\sigma_y^* = 1{,}128\Delta K_{eff}/\sqrt{d^*}, \qquad \Delta K_{eff} = 0{,}886\Delta\sigma_y^*\sqrt{d^*}. \qquad (1.61)$$

Тепер, знаючи $\Delta\sigma_y^*$, N_i, d^* (координати точок A_1 і A_1' на рис. 1.30 *а*) і використавши співвідношення (1.58) і (1.61), обчислимо відповідно величини da/dN і ΔK_{eff} (координати точки B_1 на рис. 1.30 *б*). Поступивши аналогічно щодо точок A_2, A_3 ... A_n, одержуємо відповідні точки B_2, B_3 ... B_n, тобто повну діаграму (da/dN, ΔK_{eff}).

Випробування маловуглецевої сталі 08кп показали [109], що розрахункова крива (лінія на рис. 1.31), побудована за даними про зародження втомної макротріщини, коли асиметрія циклу навантаження R = 0,1, добре узгоджується з експериментально визначеною за стандартною методикою діаграмою (da/dN, ΔK), але тільки при R = 0,7 (символи **Δ**). Вона також добре узгоджується з кривою (da/dN, ΔK_{eff}), одержаною при R = 0,1, у припороговій і середньоамплітудній ділянках (символи ● на рис. 1.31). Це пояснюють тим, що на стадії зародження макротріщини ефект її закриття практично відсутній [55], а на стадії її росту в припороговій області він зникає тільки за високої ($0{,}5 \le R \le 0{,}7$) асиметрії циклу навантаження [51].

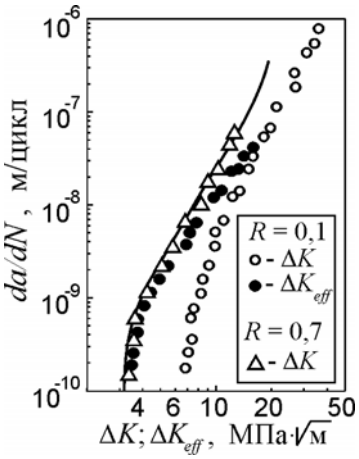


Рис. 1.31. Розрахунок-прогноз (суцільна лінія) та експериментальні значення (символи) швидкості росту втомної макротріщини в маловуглецевій сталі 08кп

Задані деформації ($\Delta\varepsilon^*$). Нехай для матеріалу за рекомендаціями праці [58] встановлено залежності ($\Delta\varepsilon^*$, N_i) та (d^*, N_i) (рис. 1.30 *а*, криві *1* і *2*). За деформаційного підходу (порівняно з силовим) така побудова спрощується, бо на стадіях і зародження (рис. 1.30 *а*), і росту (рис. 1.30 *б*) втомної макротріщини визначальним параметром НДС зони передруйнування є деформація $\Delta\varepsilon^*$, тобто точки A_i та B_i мають одну з координат однакову. Другу координату (da/dN) шуканої точки B_i для заданого розмаху $\Delta\varepsilon^*$ розраховують (як і за силового підходу) за величинами N_i та d^*, тобто за формулою (1.58).

Одержані діаграми (da/dN, $\Delta\varepsilon^*$) для асиметрії циклу навантаження R = 0,1 порівнювали зі встановленими експериментально (також при R = 0,1) на компактних дискових зразках з макротріщиною (див. схему на рис. 1.32 *а*), виготовлених з алюмінієвого сплаву АМг6 і сталі 08кп. Під час побудови експериментальних кривих (da/dN, $\Delta\varepsilon^*$) для кожного значення da/dN розмах локальних деформацій $\Delta\varepsilon^*$ в околі вершини макротріщини знаходили за формулою [102]

$$\Delta\varepsilon^* = \ln\left[1 + \Delta\delta_\rho / \pi(\rho_{тр} + d^*)\right], \qquad (1.62)$$

тут $\Delta\delta_\rho$ – розмах розкриття берегів тріщини біля вершини, яке вимірюють на лінії AA', що проходить через точку $x = a - \rho_{тр}$, де a – довжина макротріщини; $\rho_{тр}$ – фактичний радіус заокруглення її вершини (див. схеми на рис. 1.32). Радіус $\rho_{тр}$ вимірювали під мікроскопом за 400-кратного збільшення як половину розкриття між берегами тріщини біля її вершини у розвантаженому зразку [98]. Виявилося, що за низьких і середніх амплітуд навантаження $\rho_{тр} << d^*$, тобто величину $\Delta\varepsilon^*$ можна обчислити за спрощеним виразом [102]

$$\Delta\varepsilon^* = \ln(1 + \Delta\delta_\rho / \pi d^*), \tag{1.63}$$

а розкриття $\Delta\delta_\rho$ вимірювати по лінії BB', яка проходить через вершину макротріщини (в точці $x = a$; рис. 1.32 *б*), тобто подібно до процедури визначення параметра δ_5 [101].

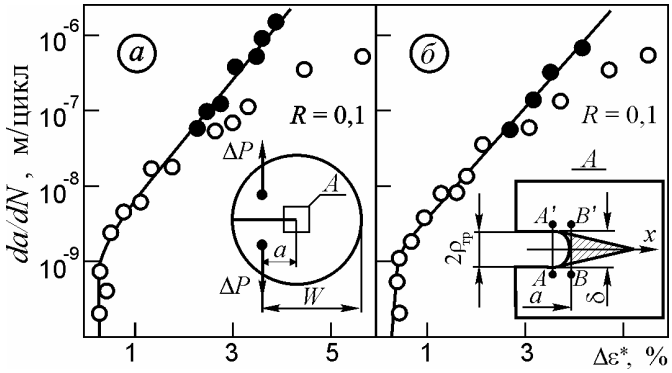


Рис. 1.32. Розрахунок-прогноз (суцільні лінії) та експериментальні значення (символи) швидкості росту втомної макротріщини в алюмінієвому сплаві АМг6 (*а*) і сталі 08кп (*б*):
○ – значення $\Delta\varepsilon^*$, обчислені за формулою (1.63);
● – за формулою (1.62)

Розрахункові криві (суцільні лінії) і дослідні дані (символи), встановлені з використанням формули (1.63), добре узгоджуються для малих і середніх амплітуд деформації (рис. 1.32). Однак для високих розмахів $\Delta\varepsilon^*$ експериментальні точки (символи ○) відхиляються вправо від розрахункових кривих. Як показали спостереження під мікроскопом, тут пластична зона біля вершини тріщини зумовлює її суттєве розкриття, так що радіус заокруглення $\rho_{тр}$ стає сумірним з величиною d^*, тому розмах локальних деформацій потрібно визначати за формулою (1.62). Врахування фактичних значень $\rho_{тр}$ (виміряних під мікроскопом) дало змогу узгодити розрахункові криві та експериментальні точки (символи ● на рис. 1.32).

Величину $\rho_{тр}$ можна оцінити також аналітично, використавши модель смуг пластичності [110], як половину розкриття δ пластичної зони біля вершини макротріщини (див. схему на рис. 1.32 *б*):

$$2\rho_{тр} = \delta = -\frac{8\sigma_0 a}{\pi E}\ln\left[\cos\left(\frac{\pi\Delta\sigma_N}{2\sigma_0}\right)\right], \tag{1.64}$$

де σ_0 – напруження течіння матеріалу в околі вершини макротріщини; a – довжина тріщини; E – модуль Юнґа; $\Delta\sigma_N$ – розмах номінальних напружень. Величину σ_0 приймали пропорційною границі текучості матеріалу $\sigma_{0,2}$ за співвідношенням: $\sigma_0 = \alpha\sigma_{0,2}$, де для алюмінієвих сплавів коефіцієнт $\alpha = 1$, для сталей $\alpha = 0{,}5$. Розраховані за формулою (1.64) й виміряні під мікроскопом величини $\rho_{тр}$ (табл. 1.11) свідчать про правомірність застосування цього рівняння для встановлення параметра $\rho_{тр}$ [67].

Таблиця 1.11

Експериментальні та розраховані значення радіуса заокруглення вершини макротріщини ($\rho_{тр}$) за високих амплітуд навантаження

Матеріал	a, мм	ΔP, кН	$\Delta\sigma_N$, МПа	da/dN, м/цикл	$\rho_т$, мкм	
					експ.	розр.
Сталь АМг6	20,4	3,9	134	$9{,}0\cdot10^{-7}$	130	132
	18,8	3,2	102	$6{,}7\cdot10^{-7}$	90	70
	17,3	2,0	59	$1{,}4\cdot10^{-7}$	30	22
Сталь 08кп	23,6	2,9	186	$2{,}9\cdot10^{-7}$	90	103
	22,3	2,2	134	$5{,}3\cdot10^{-8}$	20	25

Узгодженість розрахункових і експериментальних кривих (da/dN, $\Delta\varepsilon^*$) за однакової асиметрії циклу навантаження (R = 0,1) на стадії зародження і росту макротріщини, підтверджена також на інших матеріалах [111], вказує на те, що за деформаційного підходу можна уникнути труднощів, неминучих за силового й зумовлених ефектом закриття вершини макротріщини. Дійсно, за силового підходу різниця значень $\Delta K = f(\Delta P)$ і $\Delta K_{eff} = f(\Delta P_{eff})$, що фіксується при R = 0,1 (рис. 1.33 *а*), зникає тільки при R = 0,5...0,7 (рис. 1.33 *б*). У разі деформаційного підходу $\Delta\delta \approx \Delta\delta_{eff}$ вже при R = 0,1, оскільки $\delta_{min} \approx \delta_{op}$ (рис. 1.33 *а*). Очевидно саме тому, як переконують експериментальні дані [112, 113], асиметрія циклу навантаження несуттєво впливає на криві (da/dN, δ_{max}).

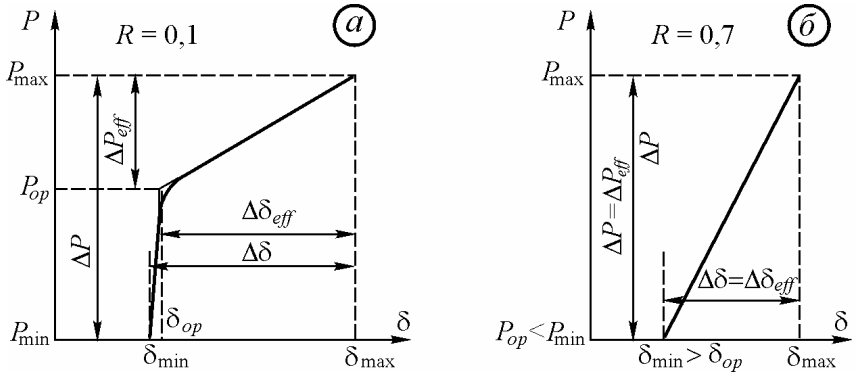


Рис. 1.33. Схеми діаграм "навантаження (P) – відносне зміщення берегів тріщини (δ)" за асиметрії циклу навантаження $R = P_{min}/P_{max}$ = 0,1 (*а*) та R = 0,7 (*б*)

Для оцінки довговічності елементів конструкцій деформаційний підхід механіки втомного руйнування використовують не так часто, як силовий. Проте він перспективніший для оцінки періоду зародження і швидкості росту втомної макротріщини в авіаконструкціях тривалої експлуатації, оскільки базується на прямих замірах локальних деформацій (розкриття) в околі дефектів чи конструктивних концентраторів напружень.

1.3.5.1. Визначення періоду зародження втомної макротріщини біля конструктивних концентраторів напружень

За описаним вище зв'язком між стадіями зародження і росту втомної макротріщини (див. рис. 1.30) можна розв'язувати обернену задачу, а саме: встановити період зародження втомної макротріщини поблизу концентратора за допомогою діаграм (da/dN, ΔK_{eff}) або (da/dN, $\Delta\varepsilon^*$) росту макротріщини. Розглянемо це на прикладі силового підходу [114]. Для вибраної геометрії зразка (рис. 1.34 *а*) і заданого розмаху навантаження ΔP обчислюють розмах номінальних напружень $\Delta\sigma_N = f(\Delta P, W, t)$, де W і t – відповідно ширина і товщина зразка. Потім для заданого ρ знаходять розмах максимальних напружень у вершині концентратора $\Delta\sigma_y(0)$. Якщо відомий теоретичний коефіцієнт концентрації напружень K_t, зокрема за довідником [80], то $\Delta\sigma_y(0) = K_t\,\Delta\sigma_N$. В інших випадках, наприклад для компактного зразка (рис. 1.34 *а*), розмах $\Delta\sigma_y(0)$ можна розрахувати через КІН ΔK еквівалентної тріщини [79]. Після цього, знаючи параметр d^* і розподіл напружень $\Delta\sigma_y(x, 0)$, визначають розмах локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ при $x = d^*$ (див. розд. 1.3.4.1). Це можна зробити також іншим шляхом за співвідношенням (1.27), де коефіцієнт $K_\sigma = K_f$ знаходять за формулою (1.44). Нарешті, за формулою (1.61) розраховують розмах ΔK_{eff}. Використовують діаграму (da/dN, ΔK_{eff}), яку аналітично можна виразити для даного матеріалу рівнянням

$$da/dN = C(\Delta K_{eff} - \Delta K_{th\ eff})^n \qquad (1.65)$$

(для сплаву 1420Т1 $\Delta K_{th\ eff} = 2$ МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$; $C = 2{,}8 \cdot 10^{-9}$ (м/цикл)/(МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$)^n; $n = 1{,}4$), за розрахованим значенням ΔK_{eff} встановлюють відповідну швидкість da/dN (рис. 1.34 *б,* точка *А*). Тоді, використовуючи співвідношення (1.58), за формулою

$$N_i = d^* / da/dN \qquad (1.66)$$

знаходять величину N_i – кількість циклів до зародження початкової макротріщини довжиною $a_i = d^*$ (рис. 1.34 *а,* точка *В*). Видно (рис. 1.34 *б*), що для цієї процедури придатна також експериментальна крива (da/dN, ΔK), отримана за високої ($0{,}5 \le R \le 0{,}7$) асиметрії циклу навантаження. Наведені прогнозовані результати (криві *1* і *2*) та експериментальні дані (символи) добре узгоджуються (рис. 1.34 *а*).

Простіше цю процедуру виконують за деформаційного підходу. Біля вершини концентратора заміряють розмах розкриття $\Delta\delta_\rho = \Delta\delta^e + \Delta\delta^p$ і за формулою (1.55) визначають розмах локальних деформацій $\Delta\varepsilon^*$. Далі за експериментально побудованою на стадії росту макротріщини кривою (da/dN, $\Delta\varepsilon^*$) встановлюють відповідну швидкість da/dN (рис. 1.32), а відтак за формулою (1.66) – період N_i.

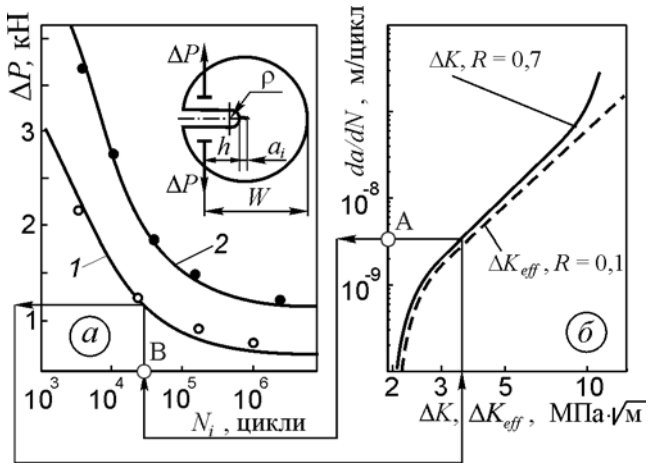


Рис. 1.34. Розрахунок-прогноз кількості циклів N_i до зародження втомної макротріщини довжиною $a_i = d^*$, коли заданий розмах навантаження ΔP (лінії *1, 2*), та відповідні експериментальні дані (символи) для дискового компактного зразка із алюмінієвого сплаву 1420Т1 при ρ = 0,75 мм (лінія *1* і символ ○) та ρ = 4,0 мм (лінія *2* і символ ●)

1.3.5.2. Зв'язок між параметрами механіки руйнування та границею витривалості матеріалів

Вважають, що тіло макротріщиною не руйнується під циклічним навантаженням, коли розмах КІН ΔK біля її вершини менший, ніж порогова характеристика ЦТ матеріалу ΔK_{th}. Тому дослідники вдаються до залежності [22]

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma_R \sqrt{\pi a_0}, \tag{1.67}$$

на підставі якої за величиною ΔK_{th} розраховують границю витривалості $\Delta\sigma_R$ гладкого зразка (або, навпаки), де a_0 – розмір безпечної тріщини, яка не поширюється під навантаженням на границі втоми. Користуватися залежністю (1.67) важко, оскільки відсутня загальноприйнята методика знаходження розміру a_0. За описаною вище уніфікованого моделлю стадій зародження і росту втомної макротріщини можна уточнити та розвинути цей підхід. Згідно з нею [55, 67]:

1) початковий розмір a_i макротріщини (або ж максимальний розмір a_0 мікротріщини, що не поширюється) обумовлений розміром зони передруйнування d^* і визначається із рівності $a_0 \le a_i = d^*$;

2) пороговий розмах $(\Delta\sigma_y^*)_{th}$ локальних напружень корелює не з характеристикою ΔK_{th}, а з параметрами $\Delta K_{th\,eff}$ або ΔK_{th} при $R = 0{,}7$ (див. рис. 1.31) і на підставі залежності (1.61) регламентується формулою

$$\Delta K_{th\,eff} = 0{,}886\left(\Delta\sigma_y^*\right)_{th}\sqrt{d^*}\,. \tag{1.68}$$

Крім цього, встановлено [55, 109], що для матеріалів із різною пластичністю границя витривалості $\Delta\sigma_R$ гладких зразків і пороговий розмах $(\Delta\sigma_y^*)_{th}$ локальних напружень зразків із вирізом співвідносяться як $\Delta\sigma_R = \beta(\Delta\sigma_y^*)_{th}$, де β – числовий коефіцієнт, який залежить від матеріалу. Для циклічно зміцнюваних пластичних сталей коефіцієнт $\beta = 0{,}7$; для циклічно знеміцнюваних високоміцних алюмінієвих сплавів $\beta = 1{,}0$ [55, 109]. З урахуванням викладеного формулу (1.68) записуємо так:

$$\Delta K_{th\ eff} = 0{,}886\Delta\sigma_R\sqrt{d^*}/\beta. \qquad (1.69)$$

Звідки маємо:

$$\Delta\sigma_R = 1{,}12\beta\left(\Delta K_{th\ eff}/\sqrt{d^*}\right);\ \ a_0 = d^* = 1{,}25\beta^2\left(\Delta K_{th\ eff}/\Delta\sigma_R\right)^2. \qquad (1.70)$$

Формула (1.70) дає можливість за механічними характеристиками $\Delta K_{th\ eff}$ і $\Delta\sigma_R$ оцінювати параметр d^*, що добре узгоджується з експериментальними даними (див. розд. 1.3.4.1).

1.4. КОРОЗІЙНЕ РОЗТРІСКУВАННЯ

КР – це специфічний вид руйнування, обумовлений тривалим статичним навантаженням в умовах дії різноманітних корозивно-активних робочих середовищ і пов'язаний із зародженням та субкритичним ростом тріщини [115]. Тут важливим показником роботоздатності і надійності матеріалів є корозійно-статична тріщиностійкість. Її визначають на основі підходів лінійної та нелінійної механіки руйнування [13, 116] , використовуючи зразки різної геометрії, подібно до випробувань на статичну і циклічну тріщиностійкість за нормальних умов (див. розд. 1.2 і 1.3.3.1).

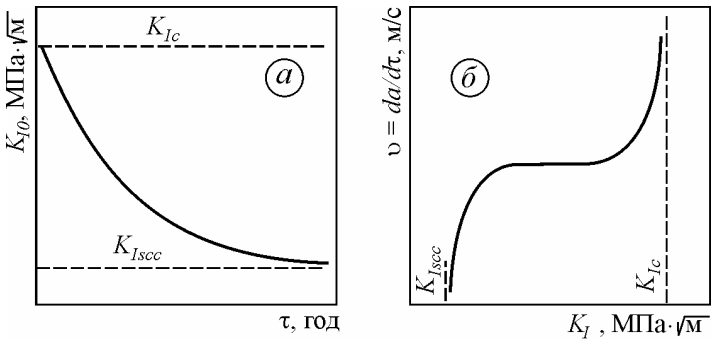


Рис. 1.35. Діаграма довговічності зразка з тріщиною (*а*) і кінетична діаграма розтріскування (*б*)

Для встановлення характеристик тривалої статичної тріщиностійкості матеріалів в умовах впливу заданого корозивного середовища застосовують [13]:

1) діаграму довговічності (рис. 1.35 *а*), тобто залежність довговічності зразків з наперед створеною тріщиною від рівня КІН K_{I0} у початковий момент навантаження;

2) кінетичну діаграму розтріскування (рис. 1.35 *б*) – залежність швидкості росту тріщини $da/d\tau$ від поточного значення КІН K_I.

Найважливішою характеристикою матеріалу, яка випливає з побудови цих діаграм, є поріг корозійно-статичної тріщиностійкості K_{Iscc} (рис. 1.35), нижче якого відсутнє корозійно-механічне підростання тріщини.

Для оцінки корозійно-механічної тривкості конструкційних матеріалів використовують також критичне напруження $\sigma_{кр}$, за якого гладкий, зокрема кільцеподібний (ГОСТ 9019-74), зразок після його періодичного занурювання в 3%-й водний розчин NaCl протягом заданого часу (наприклад, 90 діб) розтріскується.

1.5. КОРОЗІЙНО-МЕХАНІЧНА ВИТРИВАЛІСТЬ

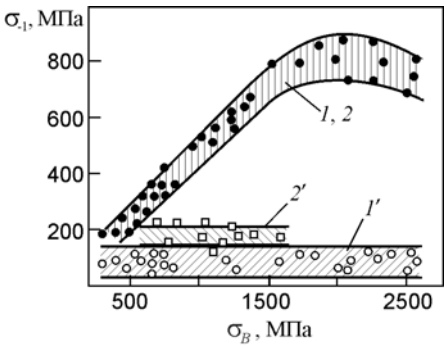


Рис. 1.36. Залежність границі витривалості від міцності помірно легованих (*1*, *1′*) і нержавних (*2*, *2′*) сталей на повітрі (*1, 2*) і 3 %-му розчині NaCl (*1′*, *2′*) [115]

Корозійну втому матеріалів вивчають на гладких зразках, ґрунтуючись на кривих втоми, які будують подібно до традиційних кривих Веллера. Матеріалам у корозивних середовищах властива не фізична, а умовна границя витривалості на заданій базі випробування (див. розд. 1.3.1). Корозивне середовище значно понижує витривалість матеріалів, причому тим більше, що вища статична міцність матеріалу і нижча амплітуда та частота циклу навантаження. Наприклад, різні за складом металічні сплави мають границю корозійно-механічної витривалості (рис. 1.36), що у 2–4 рази менша, ніж на повітрі [115, 117]. Зі збільшенням концентрації напружень у зразках з вирізом вплив корозивного середовища на границю витривалості слабшає (табл. 1.12). Проте воно може суттєво змінювати швидкість росту тріщини, тобто впливати на корозійно-циклічну тріщиностійкість матеріалів.

Таблиця 1.12

Вплив концентрації напружень на витривалість сплаву Д16Т у повітрі і в корозивному середовищі [2]

K_t	N_f, цикли	
	повітря	3 % NaCl
1,5	10^6	$3\cdot10^5$
3,0	$8\cdot10^4$	$8\cdot10^4$

1.5.1. Корозійно-циклічна тріщиностійкість

Корозійно-циклічну тріщиностійкість матеріалів визначають за діаграмою швидкостей росту корозійно-втомної тріщини, яка під впливом середовища та умов навантаження, в першу чергу частоти циклів, суттєво змінюється порівняно зі встановленою на повітрі (див. розд. 1.3.3). Методика її побудови також регламентована [13, 118]. Вплив корозивного середовища на ЦТ матеріалів якісно оцінюють, порівнюючи діаграми, отримані для цього середовища і в лабораторному повітрі; а кількісно – за коефіцієнтами $\beta_{th} = \Delta K_{thc}/\Delta K_{th}$ і $\beta_\upsilon = (da/dN)_c/(da/dN)$, тобто за значеннями порогів ЦТ і швидкостей росту тріщини за певного фіксованого розмаху ΔK у середовищі і на повітрі [13]. Корозивні середовища, як правило, не змінюють критичний розмах ΔK_{fc}. На рис. 1.37 наведено типи діаграм швидкостей росту корозійно-втомної тріщини. Прийнято розрізняти два види корозійної втоми: істинну і під напруженням [119]. За істинної швидкість росту тріщини зростає в результаті синергетичної дії корозії (в основному, анодних процесів) і циклічного навантаження. Це явище реалізується в матеріалах, не схильних до КР, при $\Delta K/(1-R) < K_{Iscc}$. У цьому випадку діаграма має вигляд, показаний на рис. 1.37 *а*, коли $\Delta K_{thc} < \Delta K_{th}$ ($\beta_{th} < 1$). Якщо корозійні процеси дуже інтенсивні, то за низької частоти циклічного навантаження може спостерігатися інверсія зміни припорогової тріщиностійкості (рис. 1.37 *б*).

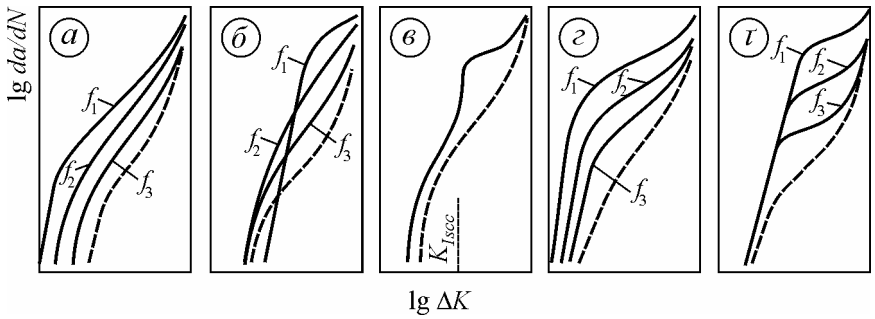


Рис. 1.37. Основні типи діаграм швидкостей росту корозійно-втомної тріщини за різної частоти циклу навантаження $f_1 < f_2 < f_3$. Штрихова лінія – діаграма, отримана на повітрі [115]

Корозійна втома під напруженням – це сукупність істинної корозійної втоми і КР матеріалу [119]. Вона реалізується під час втоми матеріалу в середовищі, коли $\Delta K/(1-R) > K_{Iscc}$. Тоді діаграма істотно змінюється: вище K_{Iscc}, як і під час КР (рис. 1.35 *б*), спостерігається платоподібна ділянка (рис. 1.37 *в*).

Залежно від умов випробувань одні і ті ж конструкційні матеріали можуть проявляти як істинну корозійну втому, так і втому під напруженням або їх змішані варіанти (рис. 1.37 *г*, *ґ*).

1.5.2. Базові діаграми корозійно-циклічної тріщиностійкості

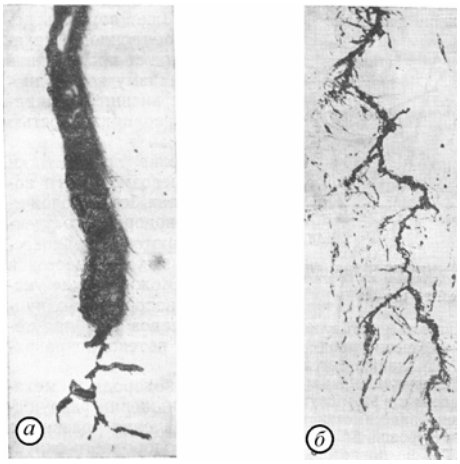


Рис. 1.38. Геометрія вершини (*а*) та галуження (*б*) корозійної тріщини [115]

Дослідження корозійно-статичної і корозійно-циклічної тріщиностійкості матеріалів порівняно із тріщиностійкістю в лабораторному повітрі пов'язані з двома особливостями, які значно ускладнюють випробування та інтерпретацію результатів. Перша з них обумовлена тим, що корозійні тріщини, які розвиваються під дією тривалого статичного чи циклічного навантажень, характеризуються періодичним відхиленням від магістрального напрямку, мікро- і макровідгалуженнями, затупленням вершини (рис. 1.38), а також особливостями прояву ефекту ЗТ [13, 119]. Це викликає зниження значень КІН K_{I} або ΔK у вершині тріщини, а за циклічного навантаження – також ефективного розмаху $\Delta K_{eff} = \alpha_i \Delta K$, де коефіцієнти α_i враховують ці явища. Методики їх визначення детально викладені в працях [13, 119].

Друга особливість обумовлена специфікою електрохімічних умов у вершині тріщини, які суттєво відрізняються від тих, що на поверхні зразка. Електрохімічну ситуацію у вершині тріщини характеризують двома параметрами [119]: водневим показником середовища pH і електродним потенціалом металу φ. Це послужило основою моделі [120], за якою зона передруйнування матеріалу, який деформують у водному корозивному середовищі, характеризується трьома параметрами: максимальним КІН циклу $K_{\max}$, а також pH_B і φ_B у вершині тріщини (рис. 1.39). При цьому швидкість росту корозійної тріщини визначатиме рівняння

$$da/dN = f(\alpha_i, K_{\max}, \mathrm{pH}_B, \varphi_B). \qquad (1.71)$$

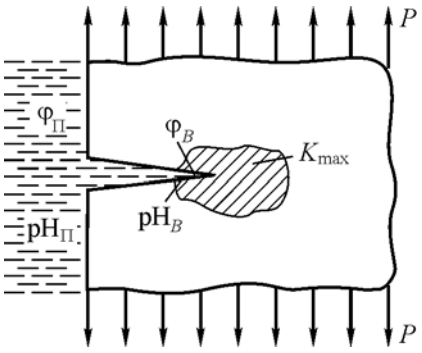


Рис. 1.39. Схематичне зображення основних факторів, які визначають стан зони передруйнування матеріалу в корозивному середовищі [119]

Параметри pH_B і φ_B змінюються в часі, тому запропоновано побудову базових (інваріантних) діаграм корозійної тріщиностійкості (рис. 1.40), що відповідають граничним електрохімічним станам, які реалізуються для заданої системи "матеріал–середовище" у вершині корозійної тріщини [119]. Область *A* (рис. 1.40) описує вплив робочого середовища порівняно з інертним (повітрям), область *B* – вплив зміни початкових електрохімічних умов у вершині початкової тріщини; область *C* – вплив зміни електрохімічних умов під час розвитку корозійної тріщини. Область, обмежена кривими *1* і *4*, описує максимально можливий діапазон збільшення швидкості росту корозійної тріщини під дією середовища; при цьому крива *4* є граничною базовою діаграмою для розрахунку довговічності елементів конструкцій, що експлуатуються в корозивних середовищах [119].

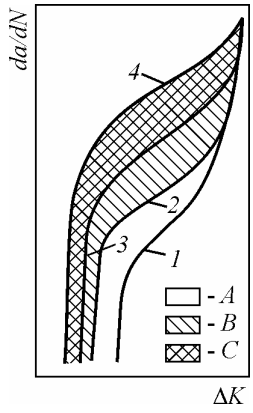


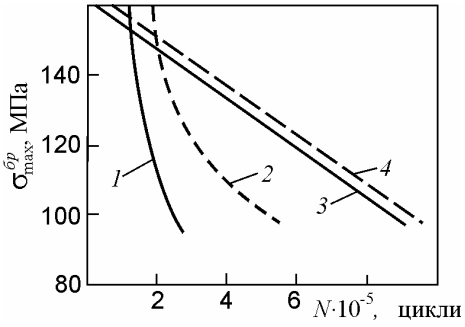
Рис.1.40. Базові діаграми для заданої системи „метал–середовище"

1.6. ФРЕТИНГ-ВТОМА

Специфічним, але досить ефективним джерелом пошкодження матеріалів є фретинг-руйнування в умовах повторного відносного руху (зазвичай тангенціального) з достатньо малою амплітудою переміщення між двома поверхнями, що контактують, а також фретинг-корозія, яка є різновидом фретингу, коли в зоні контакту протікають хімічні реакції, наприклад, окиснення матеріалів [121]. Цей відносний рух називають проковзуванням. Тому в деяких циклічно навантажуваних елементах конструкцій розвивається фретинг-втома, найчастіше – в площинах стиску деталей і на поверхнях отворів від контакту з поверхнями болтів, шпильок тощо; вона небезпечна, зокрема, в болтових і заклепкових з'єднаннях, валах з напресованими втулками [2, 5]. Фретинг-корозія знижує довговічність конструкцій з алюмінієвих сплавів у 3–4 рази (рис. 1.41), особливо значний її вплив за силового контакту деталей з титанових сплавів. Ліквідувавши вплив фретинг-корозії, довговічність з'єднань із титанових сплавів можна підвищити у 10–20 разів [2].

Рис. 1.41. Вплив фретинг-корозії на витривалість болтових стиків з алюмінієвого сплаву Д16Т:

1 і *2* – фретинг-втома;
3 і *4* – фретинг-корозія ліквідована;
суцільні лінії – натурні конструкції;
штрихові – модельні зразки [2]



Серед основних факторів, які впливають на фретинг-втому, виділяють такі: амплітуда проковзування, величина і розподіл тиску в контактній зоні, напружений стан у поверхневій зоні, кількість циклів навантаження, матеріал і стан обох поверхонь, частота циклів, температура, середовище [121].

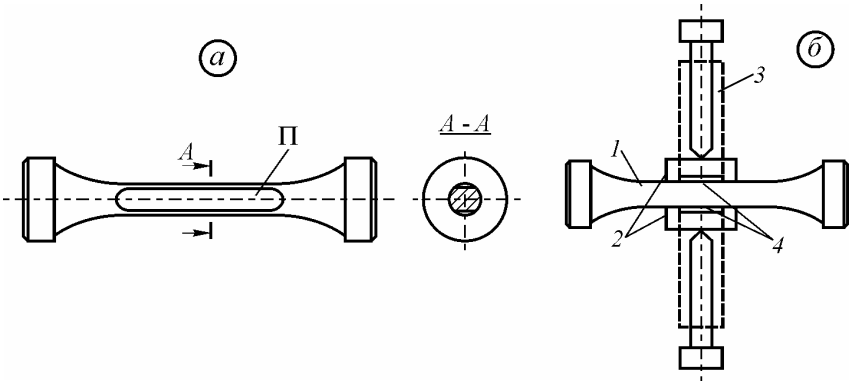


Рис. 1.42. Зразок (*а*) та засоби (*б*) для випробувань на фретинг-втому розтягом-стиском:

1 – зразок; *2* – фретинг-накладки; *3* – динамометричне кільце; *4* – поліровані площини (П)

Криві втоми, які отримують на зразках, що неперервно піддаються фретингу під час втомного випробування (наприклад, див. рис. 1.42), ілюструють суттєве (до 2–5 разів) зниження витривалості в багатоцикловій області ($N > 10^5$ циклів) і її незмінність у малоцикловій [5, 121]. При цьому важливу роль відіграє амплітуда проковзування: для більшості металів вона найнебезпечніша в діапазоні 4...14 мкм, нижче і вище якого пошкоджуваність від фретинг-втоми значно зменшується [5, 121]. Крива фретинг-втоми здебільш не має фізичної границі витривалості, чим нагадує криву корозійної втоми.

1.7. ДОВГОТРИВАЛА МІЦНІСТЬ І ПОВЗУЧІСТЬ

Авіаційні матеріали, які експлуатуються в умовах підвищених температур (обшивка надзвукових літаків, деталі двигунів тощо), повинні мати стабільні механічні властивості за тривалої сумісної дії температури і навантаження, тобто володіти високими границями повзучості і довготривалої міцності [5].

Повзучість – це явище неперервної деформації під дією сталих прикладених напружень, яке для заданої температури характеризується кривою повзучості (рис. 1.43) в координатах "відносна деформація (як правило, відносне видовження δ) – час (τ)", де ділянка *AB* – область усталеної повзучості [122]. Процедуру випробувань регламентує ГОСТ 3248-60; використовують, в основному, циліндричні зразки на розтяг, наприклад, діаметром $d_0 \geq 5$ мм і робочою довжиною $l_0 = 5d_0$ або $10d_0$.

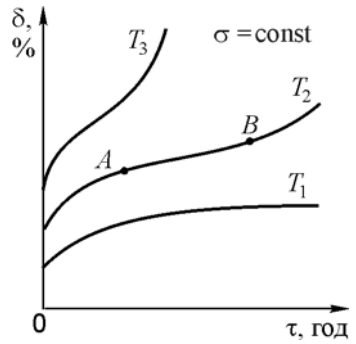


Рис. 1.43. Криві повзучості за різних температур ($T_1 < T_2 < T_3$)

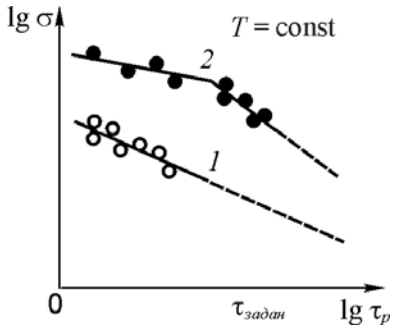


Рис. 1.44. Залежності довготривалої міцності за постійного (*1*) і змінного (*2*) мікромеханізмів руйнування матеріалів

Границею повзучості вважають те стале напруження, яке викликає за певний час при сталій температурі деформацію заданої величини. Наприклад, $\sigma^{250}_{1/1000}$ – границя повзучості при 250ºС, коли δ = 1 % досягається за 1000 год. Цю характеристику матеріалу використовують за тривалої експлуатації і малої швидкості повзучості $\upsilon_п$. У разі порівняно великих $\upsilon_п$ в умовах високих температур цей процес характеризують напруженнями і швидкістю деформації протягом заданого проміжку часу, яку встановлюють на ділянці кривої, що відповідає усталеній повзучості. Наприклад, $\sigma^{500}_{2\cdot10^{-4}}$ – це границя повзучості при 500ºС, коли $\upsilon_п = 2\cdot10^{-4}$ %/год.

Границя повзучості визначає напруження, під дією якого матеріал може тривалий час працювати без значної деформації. Проте це не дає інформації про опір матеріалу руйнуванню в цих умовах. Для цього проводять спеціальні випробування і визначають границю довготривалої міцності – умовне значення напружень, коли при певній температурі матеріал руйнується через заданий проміжок часу [122]. Методика випробувань передбачає використання зразків та інструментарію, прийнятих для дослідження повзучості матеріалів, а їх результатом є час до руйнування τ_p, коли задані напруження і температура. В логарифмічних координатах вона прямолінійна, що дає можливість екстраполювати результати на триваліший час (рис. 1.44). Деколи залежність $\lg\sigma - \lg\tau_p$ має точку перелому (крива *2*), зумовлену зміною мікромеханізму руйнування. В результаті визначають характеристику матеріалу, яку позначають, наприклад, σ^{400}_{1000} – границю довготривалої міцності, коли при 400ºС руйнування відбувається через 1000 год.

1.8. УДАРНА В'ЯЗКІСТЬ

Ударна в'язкість – це комплексна характеристика, залежна від ряду простіших міцнісних і пластичних властивостей матеріалу. Тому її не використову-

ють у розрахунках на міцність і довговічність деталей; вона є технологічною пробою для оцінки схильності матеріалів до крихкого руйнування. Випробовують ударним згином на маятникових копрах (ГОСТ 10708-76). Оскільки під час динамічних випробувань закон подібності не діє, потрібна жорстка уніфікація розмірів зразка і умов випроб. Основним зразком для визначення ударної в'язкості матеріалів є стрижень квадратного перерізу 10×10 мм і довжиною 55 мм [123], посередині якого наносять концентратор напружень у вигляді U- або V-подібного надрізу чи втомної тріщини (рис. 1.45). Робота деформації і руйнування, пропорційна різниці потенціальних енергій маятника у початковий і кінцевий моменти випробування, яка віднесена до площі поперечного перерізу зразка, визначає ударну в'язкість матеріалу, стандартна розмірність якої Дж/м^2.

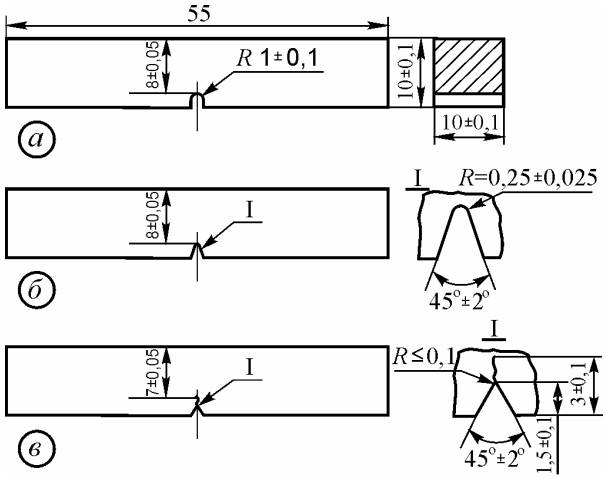


Рис. 1.45. Зразки для випробувань на ударну в'язкість

На ударну в'язкість випробовують за нормальної, низької і високих температур [123], а встановлену характеристику матеріалу позначають залежно від типу концентратора напружень: *KCU* (рис. 1.45 *а*); *KCV* (рис. 1.45 *б*); *KCT* (рис. 1.45 *в*) і умов випробування. Наприклад, KCU^{-70} – ударна в'язкість, встановлена на зразку з U-подібним концентратором за температури –70ºС. Для крихких матеріалів іноді визначають ударну в'язкість зразка без концентратора напружень, позначаючи її *KC*.

1.9. ЗНОСОТРИВКІСТЬ

Одним із поширених видів пошкодження рухомих елементів конструкцій є зношування – руйнування і відокремлення матеріалу з поверхні і (або) накопичення його залишкової деформації, що проявляється у поступовій зміні розмірів і (або) форми тіла в умовах зовнішнього тертя – явища опору відносному переміщенню, що виникає між двома тілами в зонах дотику їх повер-

хонь і супроводжується дисипацією енергії [124]. Тертя є наслідком дії сил адгезії і когезії в зоні контакту (рис. 1.46 *а*). Для зменшення зовнішнього тертя контактуючі поверхні розділяють шаром мастила, через що сухе тертя змінюється на рідинне або внутрішнє тертя змащувальної речовини (рис. 1.46 *б*). Коли під дією нормального навантаження N мастило витискається з простору між контактуючими поверхнями, між ними утворюється тонкий шар мастила, утримуваний силами взаємодії мастила з твердими тілами, який називають граничною плівкою мастила. Плівка не допускає сухого тертя, і його у цьому випадку називають граничним (рис. 1.46 *в*). Відношення сили F тертя двох тіл до сили N їх нормального притиску характеризує коефіцієнт тертя f (рис. 1.46). Властивість матеріалу чинити опір зношуванню в заданих умовах тертя називають зносотривкістю і оцінюють величиною, оберненою до швидкості чи інтенсивності зношування, вираженою в одиницях довжини, об'єму, маси і т.п., наприклад: I_h, мкм/км; I_m, мг/(см^2 · км).

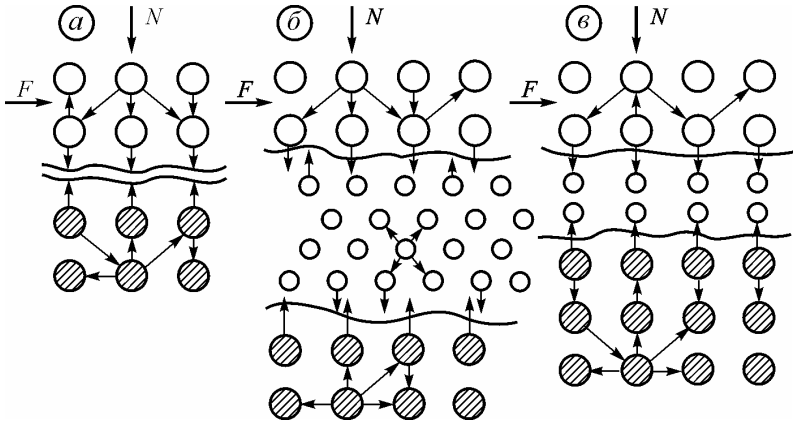


Рис. 1.46. Модельні схеми сухого (*а*), рідинного (*б*) і граничного (*в*) тертя

Коефіцієнти тертя і зношування матеріалів тісно пов'язані з багатьма чинниками, зокрема такими, як:

- природа матеріалу і технологія його виробництва (хімічний склад, теплофізичні, хімічні і механічні властивості, мікроструктура, залишкові напруження, мікрогеометрія і фізичні параметри поверхні тощо);
- робоче середовище (в'язкість, окиснювальна здатність, теплофізичні властивості, наявність поверхнево- і хімічно активних речовин, присадок, абразиву та інших домішок);
- зовнішні впливи (рівень навантаження, стаціонарність його режимів, швидкість взаємного переміщення, частота пусків і зупинок, робоча температура тощо).

Методики і засоби для визначення характеристик зносотривкості матеріалів детально описані в літературі [124, 125].

1.10. АНІЗОТРОПІЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛІВ

Анізотропними називають матеріали, властивості яких у різних напрямках різні, що пов'язано з особливостями їх внутрішньої будови і стану [126]. Тіла з аморфною структурою і полікристали з рівноймовірним просторовим розташуванням кристалів чи структурних елементів зазвичай є ізотропними. Монокристали і текстуровані полікристали (наприклад, після направленої деформації вальцюванням чи куванням), як правило, анізотропні. При цьому, окрім структурної, виділяють анізотропію, пов'язану з орієнтацією залишкових мікронапружень. Потрібно розрізняти анізотропію механічних властивостей, які визначають за різних умов навантаження (розтяг, стиск, згин, закрут, довготривала міцність і повзучість, втома, чутливість до надрізу і тріщини тощо). Відсутність анізотропії однієї з механічних характеристик не є гарантією ізотропності інших властивостей. Анізотропію виявити тим легше, що жорсткіший напружений стан матеріалу, що обумовлює співвідношення найбільших нормальних і дотичних напружень [126].

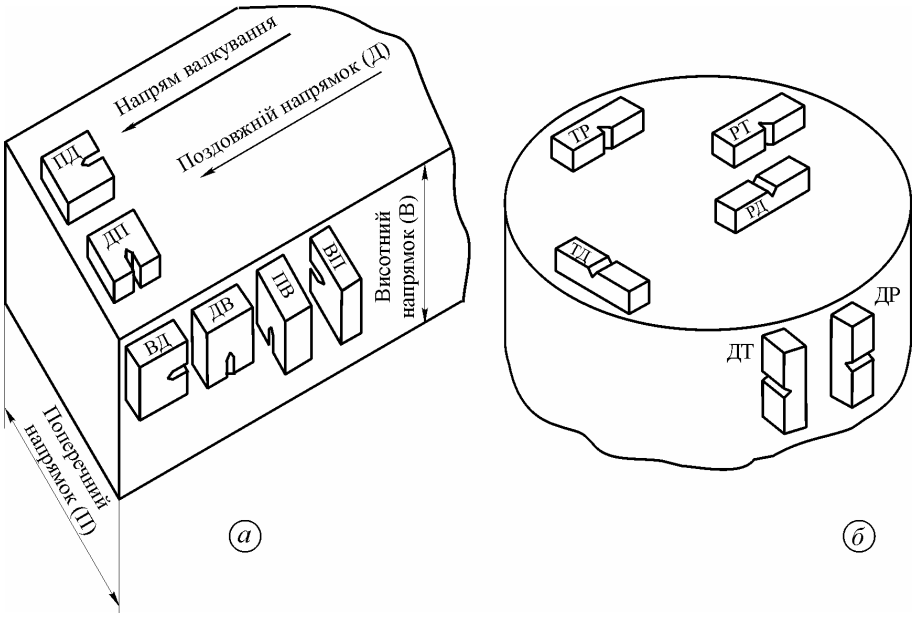


Рис. 1.47. Напрямки вирізання зразків та їх позначення для встановлення анізотропії механічних властивостей плоских (*а*) і круглих (*б*) напівфабрикатів

Найнебезпечніша анізотропія властивостей масивних виробів, в яких під час експлуатації можуть виникати поперечні напруження, а властивості у цьому напрямку погіршуються внаслідок особливостей технології їх виготовлення. Наприклад [126], для пресованих панелей із алюмінієвого сплаву типу

В95 границя міцності в напрямку ширини і товщини менша на 17 і 19% порівняно з поздовжнім напрямком; із сплаву типу Д16 – на 31 і 38%, відповідно. Вважають [126], що достовірний висновок про наявність чи відсутність анізотропії можна зробити тільки за результатами випробувань зразків, вирізаних не менше як у трьох напрямках.

Якщо вісь навантаження зразка збігається з віссю найбільшої технологічної деформації (напрямом волокна) напівфабриката, то його вважають поздовжнім (Д); коли вони перпендикулярні – поперечним (П). Зразок, вирізаний по висоті (товщині), радіусу чи тангенціально (рис. 1.47), позначають як висотний (В), радіальний (Р), тангенціальний (Т).

Напрям вирізання зразків, які використовують для визначення ударної в'язкості (*KCU*, *KCV*, *KCT*), в'язкості руйнування (K_{1c}, K_c^y), швидкості росту тріщини (*da/d*τ, *da/dN*) тощо, позначають двома буквами: перша характеризує напрям осі навантаження зразка; друга – площину надрізу чи тріщини (рис. 1.47). Наприклад, за позначення ДП вісь зразка збігається з поздовжнім напрямком напівфабриката (його довжиною), а площина тріщини паралельна його ширині, тобто вона росте в поперечному відносно текстури напрямку.

1.11. МАКРО- І МІКРОФРАКТОГРАФІЯ. МІКРОМЕХАНІЗМИ РУЙНУВАННЯ

Фізико-механічні характеристики матеріалів пов'язані з мікромеханізмами їх деформування та руйнування шляхом поширення тріщини, що має відображення в будові поверхонь зламів. Для вивчення структури цих поверхонь застосовують макро- і мікрофрактографічний аналізи [5, 42, 127, 128]: у першому випадку злами досліджують візуально або під збільшенням у декілька десятків разів; у другому – під мікроскопом за збільшення до десятків тисяч разів. Сканувальні електронні мікроскопи значно розширили інформативність і можливості фрактографії. В результаті встановлено, що залежно від умов навантаження і структурного стану матеріалу реалізуються такі основні мікромеханізми руйнування:

- *крихкого* – череззеренний відкол і квазівідкол; міжзеренний відкол;
- *в'язкого* – розшарування площинами ковзання; коалесценція пор і розрив перетинок між ними (утворення ямок і деформаційних гребенів);
- *втомного* – розшарування межами дислокаційної субструктури (строкатість); втомні борозенки.

Кожен з цих мікромеханізмів зумовлює специфічні особливості мікрорельєфу поверхні зламу.

Череззеренний відкол (transgranular cleavage). Відкол – це руйнування нормальним відривом вздовж певних кристалографічних площин (т. зв. площин спайності). В полікристалічних матеріалах відкол відбувається зазвичай шляхом поширення множини мікротріщин відколу. Вони ростуть у різних на-

прямках, об'єднуються шляхом розриву перетинок між ними, утворюючи магістральну макроскопічну тріщину. В результаті на фрактограмах фіксують плоскі ділянки (фасетки), площа і орієнтація яких визначається зеренною і субзеренною структурами матеріалів (рис. 1.48 *а*). На поверхні цих фасеток спостерігають сліди злиття мікротріщин (сходинки відколу і "річкові" візерунки), а також локального руйнування межами двійників ("язички") [129]. Череззеренний відкол є основним мікромеханізмом низькоенергоємного крихкого руйнування конструкційних матеріалів. У деяких випадках реалізується череззеренний квазівідкол, коли фасетки досить дрібні, "річкові" візерунки не спостерігаються, а злиття мікровідкольних тріщин супроводжується мікротечінням в об'ємі перетинок з утворенням сходинок і деформаційних гребенів [128].

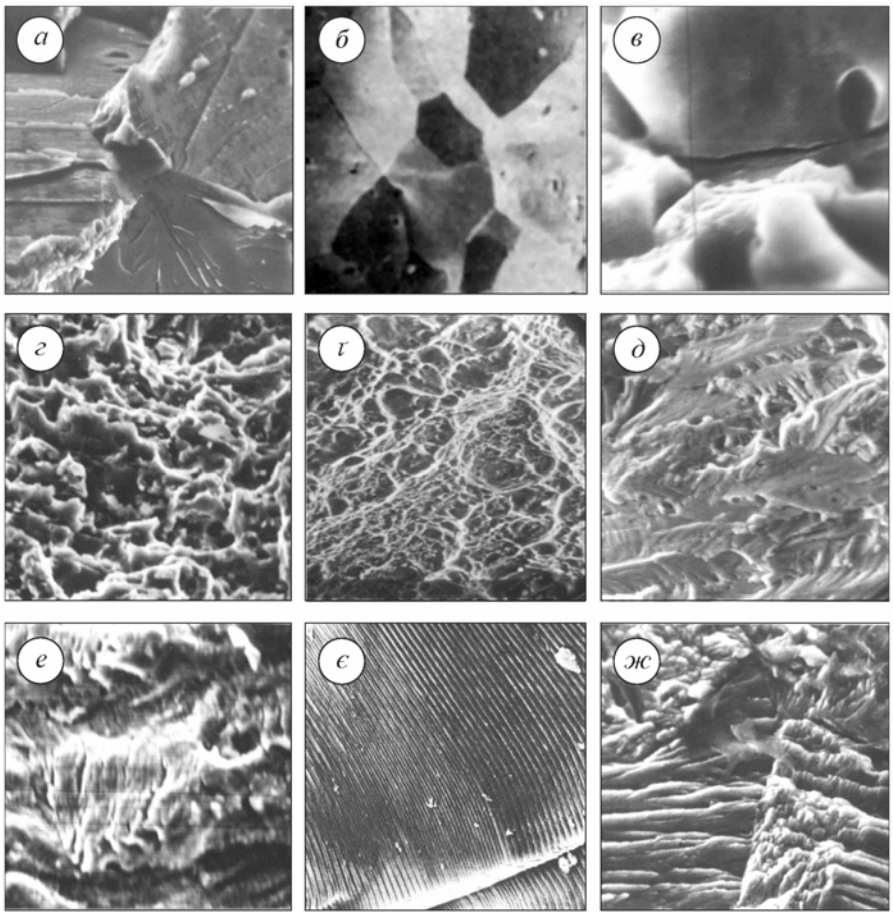


Рис. 1.48. Мікрофрактографічні особливості поверхонь зламів конструкційних матеріалів:

а – сталь 08кп. ×2700; *б* – сталь 15Х25Т, ×520; *в* – сплав В95АТ1, ×3500; *г* – сплав Д16АТ, ×650; *ґ* – сталь 03Х9Н9К5М3, ×700; *д* – сплав В95пчТ1, ×950; *е* – сталь 08кп, ×1500; *є* – сплав 2024-Т3, ×2700; *ж* – сталь 08кп, ×2800. Напрям поширення макротріщини горизонтальний

Міжзеренний відкол (intergranular cleavage). Руйнування матеріалів нормальним відривом може бути обумовлено виділеннями вторинних фаз вздовж меж зерен, низькою когезивною міцністю примежових мікрооб'ємів матеріалу, адсорбційним зниженням міцності або КР меж зерен під дією активного середовища тощо. У зв'язку з цим енергія руйнування, тобто робота на поширення тріщини вздовж меж зерен, менша, ніж енергія черезеренного відколу [129]. Фасетки міжзеренного відколу гладкі, як правило, без видимих слідів мікропластичного деформування (рис. 1.48 *б, в*).

Ямковий відрив. Внаслідок локалізації пластичної деформації в смугах ковзання, біля включень, на межах зерен і субзерен у пластичних матеріалах зароджуються пори. Під навантаженням вони ростуть (коалесценція) та розриваються перетинки між ними, що зумовлює в'язке руйнування матеріалу шляхом зародження і росту макротріщини. Мікрофрактографічний аналіз показує (рис. 1.48 *г, ґ*), що поверхня в'язкого зламу, орієнтована нормально або під кутом до осі прикладених напружень, містить скупчення кратероподібних заглиблень – ямок (dimples). Характер ямкових мікроутворень залежить від виду напруженого стану, структури матеріалів, температури випробувань, рівня енергоємності руйнування [128].

Розшарування площинами ковзання. За умов в'язкого руйнування на поверхнях зламів поряд з ямковими ділянками можуть утворюватися гладкі мікроповерхні, декоровані лініями ковзання або окремими ямками (рис. 1.48 *д*). Формування такого рельєфу – це наслідок сильної локалізації пластичного течіння мікрооб'ємів матеріалу під дією дотичних напружень, що зумовлює його розшарування площинами ковзання, яке називають в'язким відколом [128, 129]. Тріщина шляхом формування в'язковідкольного мікрорельєфу поширюється легше порівняно з ямковим відривом.

Втомні борозенки (fatigue striations). Вищенаведені мікромеханізми вважають специфікою руйнування під короткочасними і тривалими статичними навантаженнями. Вони також спостерігаються за циклічного навантаження залежно від амплітуди навантаження (див. розд. 1.3.3), проте характерним мікрорельєфом втомних зламів є втомні борозенки (рис. 1.48 *е, є*), особливо для виробів з алюмінієвих і титанових сплавів, маловуглецевих сталей. Існує ряд моделей формування борозенкового мікрорельєфу [128]. Борозенки паралельні і, зазвичай, розташовані під прямим кутом до напряму росту магістральної тріщини, хоча є випадки, коли вкриті ними ділянки орієнтовані залежно від кристалографії того чи іншого зерна, тобто визначаються фронтом окремих мікротріщин. Цим втомні борозенки, які характерні в основному для середніх амплітуд навантаження, відрізняються від строкатого мікрорельєфу зламу, властивого припороговому росту втомних тріщин (див. розд. 1.3.3). Строкатість орієнтована вздовж напряму росту магістральної тріщини (рис. 1.48 *ж*).

Втомні борозенки, виявлені на поверхнях зламів, можуть стати важливим індикатором причин аварій елементів конструкцій [5, 128]. Перші дослідження закономірностей утворення борозенкового мікрорельєфу дали невиправдано оптимістичні результати. Вважали, що кожна борозенка формується за

один цикл навантаження, тобто крок ΔS між ними рівний швидкості росту втомної макротріщини $\upsilon = da/dN$. Таким чином, сподівалися, що кількісну мікрофрактографію можна використати для експертизи умов експлуатаційних руйнувань. Проте накопичені експериментальні дані свідчать, що така кореляція спостерігається лише у вузькому діапазоні середніх амплітуд навантаження (рис. 1.49) у різних експлуатаційних середовищах [130]. Справа, очевидно, у тому, що жоден з мікромеханізмів руйнування не є абсолютно домінуючим під час росту тріщини. Неоднорідність НДС, структурна гетерогенність тощо зумовлюють ситуацію, коли руйнування відбувається шляхом змішаної реалізації декількох з вищерозглянутих мікромеханізмів. Тому може проявлятися лише відносна перевага того чи іншого з них [131]. Зокрема, лише у разі переважання борозенкового мікрорельєфу втомного зламу (понад 75...80% [131]) можна говорити про узгодження мікро- і макрошвидкості втомного руйнування (рис. 1.50).

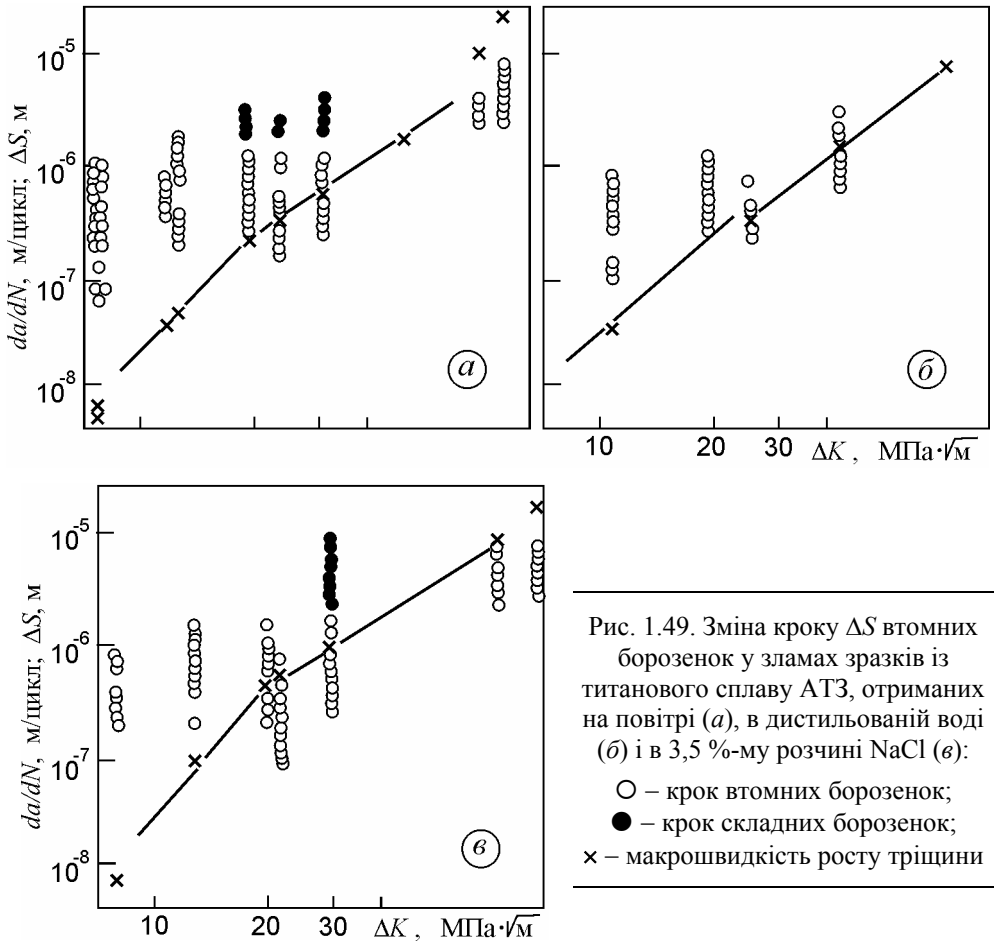


Рис. 1.49. Зміна кроку ΔS втомних борозенок у зламах зразків із титанового сплаву АТ3, отриманих на повітрі (*а*), в дистильованій воді (*б*) і в 3,5 %-му розчині NaCl (*в*):

○ – крок втомних борозенок;
● – крок складних борозенок;
× – макрошвидкість росту тріщини

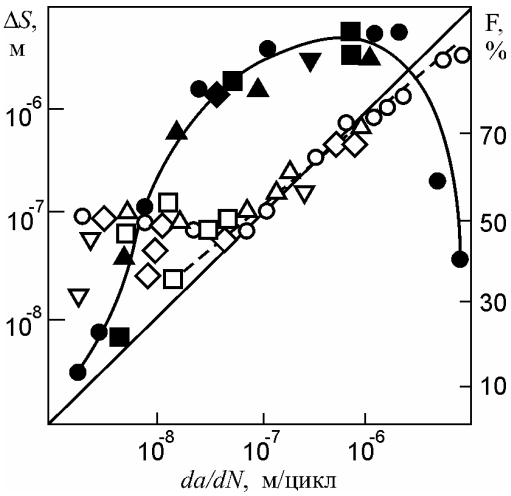


Рис. 1.50. Зіставлення кроку ΔS втомних борозенок і макрошвидкості da/dN росту тріщини в сталі 08кп за температур 20ºС (○); –10ºС (△); –40ºС (□); –70ºС (◇) і –100ºС (▽), а також площа F, яку в зламі займають ділянки з втомними борозенками (темні символи для відповідних температур випроб)

Спроба залучити до такого аналізу стереофрактографію [132], коли беруть до уваги крок втомних борозенок ΔS і їх висоту h, не виявила великої різниці в залежностях ΔS і h від розмаху КІН біля вершини втомної тріщини, хоча показала певну перспективу використання кількісної стереофрактографії для експертизи температурно-силових умов втомного руйнування [132].

ЛІТЕРАТУРА до розділу 1

1. *Технічна* діагностика і ресурс конструкцій після довготривалої експлуатації / О.П. Осташ, В.М. Учанін, І.М. Андрейко, І.Р. Маковійчук // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. ЛЕОТЕСТ-99. – Київ–Львів: Леотест-Медіум, 1999. – С. 3–8.
2. *Брондз Л. Д.* Технология и обеспечение ресурса самолетов. – М.: Машиностроение, 1986. – 182 с.
3. *Аралов Г.Д., Мокшанцев Б.С.* Состояние и перспективы решения задач повышенной надежности, долговечности и ресурсов конструкции самолетов гражданской авиации. – М.: ЦНТИ ГА, 1984. – 46 с.
4. *Воробьев В.Г., Зубков Б.В., Уриновский Б.Д.* Технические средства и методы обеспечения безопасности полетов. – М.: Транспорт, 1989. – 152 с.
5. *Кишкина С.И.* Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1981. – 280 с.
6. *Бенгус Г.Ю.* О некоторых приложениях методов механики разрушения при анализе прочности и ресурса конструкций самолета // Физ.-хим. механика материалов. – 1979. – № 6. – С. 9–17.
7. *ГОСТ 1497-84.* Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 37 с.
8. *ОСТ 1-90356-84.* Металлы. Методы определения статической трещиностойкости (вязкости разрушения) обшивочных материалов при плосконапряженном состоянии. – Введ. 01.07.85.
9. *РД 50-260-81.* Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1982. – 56 с.
10. *ГОСТ 25.506-85.* Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 61 с.
11. *Науменко В. П., Семенец А. И.* Трещиностойкость и прочность крупногабаритных пластин из алюминиевых сплавов (Препринт). – К.: Ин-т проблем прочности АН УССР, 1990. – 48 с.
12. *Трощено В. Т.* Усталость и неупругость металлов. – К.: Наук. думка, 1971. – 268 с.
13. *Механика* разрушения и прочность материалов: Справ. пос. в 4-х т. / Под общ. ред. В.В. Панасюка. – Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин и др. – К.: Наук. думка, 1990. – 680 с.
14. *ГОСТ 25.502-79* (с изм. № 1). Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – М.: Изд-во стандартов, 1986. – 34 с.
15. *Степнов М.Н.* Статистическая обработка результатов механических испытаний. – М.: Машиностроение, 1972. – 232 с.
16. *Романив О.Н.* Структурная механика разрушения – новое перспективное направление в проблеме разрушения материалов // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – № 4. – С. 28–45.
17. *Афанасьев Н.Н.* Микроструктурная картина возникновения трещины усталости // Журн. техн. физики. – 1944. – **14**, вып. 10–11. – С. 638–645.

18. *Иванова В.С.* Усталостное разрушение металлов. – М.: Металлургиздат, 1963. – 258 с.
19. *Иванова В.С., Терентьев В.Ф.* Природа усталости металлов. – М.: Металлургиздат, 1975. – 455 с.
20. *Коцаньда С.* Усталостное разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 455 с.
21. *Ярема С.Я.* Стадийность усталостного разрушения и ее следствия // Физ.-хим. механика материалов. – 1973. – № 6. – С. 66–72.
22. *Klesnil M., Lukas P.* Fatigue of metallic materials. – Prague: Academia, 1980. – 239 p.
23. *Осташ О.П., Панасюк В.В., Костик Е.М.* Уніфікована модель зародження та росту втомних макротріщини. Частина 1: Застосування силових параметрів механіки руйнування матеріалів на стадії зародження тріщини // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 1. – С. 7–21.
24. *Прокопенко А.В., Торгов В.Н.* Поверхностные свойства и предел выносливости металла. Сообщ. I. Зависимость предела текучести от глубины слоя // Пробл. прочности. – 1986. – № 4. – С. 28–34.
25. *Вуд В.А.* Некоторые экспериментальные основания теории усталости металлов // Атомный механизм разрушения. – М.: Металлургиздат, 1963. – С. 413–437.
26. *Терентьев В.Ф.* Эволюция циклической повреждаемости металлических материалов // Publ. Techn. Univ. Heavy Ind. – 1983. – **38**, № 1. – P. 197–209.
27. *Forsyth P.I.K.* A two stage process of fatigue crack growth // Proceeding of the Crack Propagation Symposium (Cranfield, 1961). – Cranfield, 1962. – Vol. 1. – P. 76–96.
28. *Miller K.J.* The two thresholds of fatigue behaviour // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – 1993. – **16**. – P. 931–939.
29. *Міллер К.Дж.* Втома металів: минуле, сучасне та майбутнє // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1991. – № 5. – С. 9–26.
30. *Turnbull A. and de los Rios E.R.* Predicting fatigue life in commercially pure aluminium using a short crack growth model // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – 1995. – **18**, № 12. – P. 1469–1482.
31. *Miller K.J.* Materials science perspective of metal fatigue resistance // Mater. Sci. and Techn. – 1993. – **9**, № 6. – P. 453–462.
32. *Miller K.J., Zacharian K.P.* Cumulative damage laws for fatigue crack initiation and stage I propagation // J. Strain Analysis. – 1977. – **12**, № 4. – P. 262–270.
33. *Панасюк В. В., Витвицкий П. М., Ярема С. Я.* Пластические деформации в окрестности трещин и критерии разрушения (Обзор) // Пробл. прочности. – 1973. – № 2. – С. 3–19.
34. *РД 50–345–82.* Методические указания. Расчеты и испытание на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 96 с.
35. *Lindrey T.C., Richards C.E., Ritchie R.O.* Mechanics and mechanisms of fatigue crack growth in metals: a review // Metallurgia and Metal Forming. – 1976. – **43**, № 9. – P. 268–274.
36. *Paris P. C., Gomes M. P., Anderson W. E.* A rational analytic theory of fatigue // The Trend in Engineering. – 1961. – V. 13. – P. 54–61.
37. *Paris P. C., Erdogan E.* A critical analysis of crack propagation laws // Transaction ASME, D85. – 1963. – № 4. – P. 528–534.
38. *Charbonnier J.C., Lieurade H.-P.* Etude par la mecanique de la rapture, de la tenacite, de la fissuration en fatigue et de la fissuration en corrosion sous contrainte d'aciers a tres haute resistance // Circ. Inform. Tech. Centre Doc. Sider. – 1976. – **33**, № 3. – P. 1703–1774.

39. *Ярема С.Я.* О корреляции параметров уравнения Пэриса и характеристик циклической трещиностойкости материалов // Пробл. прочности. – 1981. – № 9. – С. 20–28.
40. *Ярема С.Я., Осташ О.П.* О вязкости разрушения материалов при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов. – 1978. – № 5. – С. 112–114.
41. *Влияние* цикличности нагружения на характеристики трещиностойкости сталей / В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, Ю.С. Скоренко и др. // Пробл. прочности. – 1980. – № 11. – С. 3–10.
42. *Стандартизация* фрактографического метода оценки скорости усталостного разрушения металлов / Под ред. О.Н. Романива. – М.: Изд–во стандартов, 1984. – Вып. 5. – 94 с.
43. *Развитие* усталостного разрушения в листовой малоуглеродистой стали при комнатной и низкой температурах / С.Я. Ярема, А.Я. Красовский, О.П. Осташ, В.А. Степаненко // Пробл. прочности. – 1977. – № 3. – С. 21–26.
44. *Кинетика* и механизм роста усталостной трещины в железе / О.Н. Романив, Е.А. Шур, А.Н. Ткач и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – № 2. – С. 57–66.
45. *Романив О.Н.* Структурная концепция порогов усталости конструкционных сплавов // Там же. – 1986. – № 1. – С. 106–116.
46. *Elber W.* Fatigue crack closure under cyclic tension // Engng Fract. Mech. – 1970. – **2**, № 1. – P. 37–45.
47. *Ритчи Р.О., Суреш С., Мосс С.М.* Рост усталостной трещины в стали 2,25Cr–1Mo для сосудов давления на воздухе и в водороде при размахе интенсивности напряжений, близком к пороговому // Теорет. основы инж. расчетов. – 1980. – **102**, № 3. – С. 57–65.
48. *Suresh S., Zamiski G. F., Ritchie R. O.* Oxideinduced crack closure: an explanation for near–threshold corrosion fatigue crack growth behaviour // Met. Trans. – 1981. – **12A**, № 8. – P. 1435–1443.
49. *Ritchie R.O., Suresh S.* Some consideration on fatigue crack closure at near–threshold stress intensities due to fracture surfase morphology // Ibid. – 1982. – **13A**, № 5. – P. 937–940.
50. *Романив О.Н., Никифорчин Г.Н., Андрусив Б.Н.* Эффект закрытия трещин и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – № 3. – С. 47–61.
51. *Влияние* закрытия трещины и асимметрии цикла нагружения на кинетические диаграммы усталостного разрушения при нормальной и низкой температурах / О.П. Осташ, В.Т. Жмур-Клименко, Е.М. Костык, А.Б. Куновский // Там же. – 1987. – № 3. – С. 58–63.
52. *Budiansky B., Hutchinson J.W.* Analysis of closure in fatigue crack growth // Trans. ASME. Appl. Mech. – 1978. – **45.** – P. 267–276.
53. *Ярема С.Я.* Методология определения характеристик сопротивления развитию трещины (трещиностойкости) материалов при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – № 4. – С. 100–110.
54. *Осташ О.П., Панасюк В.В.* К теории зарождения и роста усталостных трещин // Там же. – 1988. – № 1. – С. 13–21.
55. *Ostash O. P., Panasyuk V. V., Kostyk E. M.* A phenomenological model of fatigue macrocrack initiation near stress concentrators // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – 1999. – **22**, № 2. – P. 161–172.
56. *Angot G. and Pluvinage G.* About notch fracture mechanics // Proc. 2th Copernicus Workshop Influence of Local Stress and Strain Concentrators on the Reliability and Safety of Structures, 1996. – P. 37 – 47.

57. *On the* fatigue failure and life prediction of the notched specimens / G. Qylafku, Z. Azari, M. Gjonaj and G. Pluvinage // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 5. – С. 17–26.
58. *Ostash O.P., Panasyuk V.V., Kostyk E.M.* Assessment of the period to fatique macro-crack initiation near stress concentrators by means of strain parameters // Fatique Fract. Engng Mater. Struct. – 1999. – **22**, № 8. – P. 687–696.
59. *Yu M.T., DuQuesnay D.L and Topper T.H.* Notched fatigue behaviour of two cold rolled steels // Abid. – 1991. – **14**, № 1. – P. 89–101.
60. *Осташ О.П.* Роль зони передруйнування у визначенні концентрації напружень в циклічно деформованих матеріалах // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – № 3. – С. 47–58.
61. *Effect* of ferritic microstructure on local damage zone distance associated with fracture near notch / G. Pluvinage, Z. Azari, N. Kadi et al. // Theoret. and Appl. Fract. Mech. – 1999. – **31**. – P. 149–156.
62. *Зародження* і ріст корозійно-втомних тріщин в алюмінієвому сплаві В95пчТ2 / О.П. Осташ, Є.М. Костик, І.Р. Маковійчук, Р.В. Чепіль // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – № 1. – С. 23–31.
63. *On corrosion* fatigue crack emanating from notches: stress field and electroshemistry / V.V. Panasyuk, I.D. Dmytrakh, G. Pluvinage and G. Qylafku // Proc. ESIS TC-10 Workshop. – Lviv, 1999. – P. 1–13.
64. *Chien C.-H. and Coffin L.F.* A new method for predicting fatigue life in notched geometries // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – 1998. – **21**, № 1. – P. 1–15.
65. *Lukas P. and Klesnil M.* Fatigue limit of notched bodies // Mater. Sci. Engng. – 1978. – **34**, № 1. – P. 61–66.
66. *Визначення* розміру зони передруйнування як параметра процесу втоми матеріалів / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, І.Р. Маковійчук, Р.В. Чепіль // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій (Вип. 2): в 3-х т. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. – Львів: Каменяр, 1999. – Т. 1. – С. 114–117.
67. *Осташ О.П., Панасюк В.В.* Уніфікована модель зародження та росту втомних макротріщин. Ч. 3: Стадія росту макротріщини // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – № 3. – С. 5–14.
68. *Neuber H.* Theory of notch stress. – Ann Arbor, Michigan: J. W. Edwards Co, 1946.
69. *Kuhn P. and Hardrath H.F.* An engineering method for estimating notch-size effect in fatigue tests on steel // NASA Technical Note 2805, 1952.
70. *Peterson R.E.* Stress concentration factor. – N.-Y.: John Wiley and Sons, 1974. – 302 p.
71. *Fatigue* Design Handbook AE-10. The Engineering Society for Advansing Mobility Land Sea Air and Space. – SAE, Warrendale, Pa., 1988. – 240 p.
72. *Saanouni K. and Bathias C.* Study of fatigue crack initiation in the vicinity of notches // Engng Fract. Mech. – 1982. – **16**, № 5. – P. 695–706.
73. *Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Ризныčук Р.В.* Деформационный критерий локального разрушения упругопластических тел с щелевидными дефектами // ДАН СССР. – 1987. – **296**, № 4. – С. 808–811.
74. *Glinka G.* A notch stress-strain analysis approach to fatigue crack growth // Engng Fract. Mech. – 1985. – **21**, № 2. – P. 245–261.
75. *Pluvinage G.* Fatigue and fracture emanating from notch; the use of the notch stress intensity factor // Nuclear Engineering and Design. – 1998. – **185**. – P. 173–184.
76. *Application* of a new model proposal for the fatigue life prediction on notches and key-seats / G. Qylafku, Z. Azari, N. Kadi, N. Gjonaj and G. Pluvinage // Int. J. Fatigue. – 1999. – **21**, № 8. – P. 753–760.
77. *Neuber H.* Kerbspannungslehre. – Berlin: Springer, 1945 (Trans. Theory of Notch Stress., U.S. Office of Technical Services, 1961).

78. *Peterson R.E.* Notch sensivity // Metal Fatigue (Ed. by G. Sines and I.L. Weisman). – N.-Y.: Mc Graw-Hill, 1959. – P. 293–306.
79. *Panasyuk V. V., Ivanytska G. S. and Ostash O. P.* A new approach to the determination of the macrocrack nucleation period near a stress concentrator // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – 1993. – **16**. – P. 453–464.
80. *Петерсен Р.* Коэффициенты концентрации напряжений / Пер. с англ. – М.: Мир, 1977. – 302 с.
81. *Образец* для исследования закономерностей зарождения трещин / В.В. Панасюк, М.П. Саврук, А.И. Зборомирский, О.П. Осташ // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. – № 4. – С. 66–77.
82. *Визначення* циклічних пружно-пластичних деформацій біля вирізів / О.П. Осташ, Є.М. Костик, Р.В.Чепіль та ін. // Там же. – 1997. – № 2. – С. 62–72.
83. *Neuber H.* Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law // J. Appl. Mech. – 1969. – **28**. – P. 544–551.
84. *ASTM* Designation: E 606-77T. Tentative recommended practice for constant-amplitude low-cycle fatigue testing, American Society for Testing and Materials, 1977.
85. *Glinka G.* Energy density approach to calculation of inelastic strain-stress near notches and cracks // Engng Fract. Mech. – 1985. – **22**, № 3. – P. 485–508.
86. *Molski K. and Glinka G.* A Method of elastic-plastic stress and strain at a notch root // Mater. Sci. Engng. – 1981. – **50**, № 1. – P. 93–100.
87. *Трейси М.Д.* Решение задачи о маломасштабном пластическом течении в вершине трещины методом конечных элементов // Тр. АОИМ; Сер. Д. – 1976. – **98**, № 2. – С. 58–65.
88. *Стадник М.М., Ризничук Р.В.* Расчетная модель для определения усталостной долговечности тела, ослабленного тонкой полостью // Физ.-хим. механика материалов. – 1989. – № 3. – С. 83–88.
89. *Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П.* Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: Справ. – М.: Машиностроение, 1985. – 224 с.
90. *Czoboly E., Csizmazia B., and Havas I.* Experimental determination of plastic zones // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1996. – № 1. – С. 99–110.
91. *Furuya Y. and Shimada H.* Local crack-tip strain approach to fatigue crack propagation // Engng Fract. Mech. – 1987. – **26**, № 3. – P. 349–356.
92. *Dawicke D. S. and Sutton M.A.* CTOA and crack-tunneling measurements in thin sheet 2024-T3 aluminum alloy // Experimental Mechanics. – 1994. – **34**. – P. 357–368.
93. *Theocaris P. S. and Marketos E.* Elastic-plastic analysis of perforated thin strips of a strain-hardening material // J. Mech. Phys. Solids. – 1964. – **12**, № 6. – P. 377–390.
94. *Андрейкив А. Е.* Расчетная модель для определения периода зарождения усталостной макротрещины // Физ.-хим. механика материалов. – 1976. – № 6. – С. 27–30.
95. *Панасюк В. В.* Деформационные критерии в механике разрушения // Там же. – 1986. – № 1. – С. 7–17.
96. *Цыбанев Г.В.* Оценка циклической долговечности образцов с концентраторами напряжений по величине раскрытия надреза // Пробл. прочности. – 1987. – № 3. – С. 26–30.
97. *BS5762: 1979.* Methods for crack opening displacement (COD) testing. The British Standards Institution. – London, UK, 1979.
98. *Kolednic O. and Kutlesa P.* On the influence of specimen geometry on the critical crack-tip-opening displacement // Engng Fract. Mech. – 1989. – **33**. – P. 215–223.
99. *Pratap C.R. and Pandey R.K.* A composite crack profile model for CTOD determination – II. An experimental application to a small scale yielding situation // Ibid. – 1986. – **24**. – P. 539–552.

100. *Panasyuk V.V., Ivanitska G.S. and Ostash O.P.* Determination of stress concentrator opening displacement // Ibid. – 1996. – **53** (3). – P. 433–439.
101. *Schwalbe K.-H. and Neale B.* A procedure for determining the fracture behaviour of materials – the unified fracture mechanics test method EFAM GTP 94 // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – 1995. – **18**, № 4. – P. 413–424.
102. *Деформаційний* підхід до оцінки періоду зародження та росту втомної макротріщини / В.В. Панасюк, О.П. Осташ, Є.М. Костик, Р.В. Чепіль // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1995. – № 5. – С. 7–21.
103. *Socie D.F., Morrov I., and Chen W.-Ch.* A procedure for estimating the total fatigue life of notches and cracked members // Engng Fract. Mech. – 1979. – **11**. – P. 851–859.
104. *McMeeking R.M.* Finite deformation analysis of crack-tip opening in elastic-plastic materials and its application for fracture // J. Mech. and Phy. Solids. – 1977. – **25**, № 5.– P. 357–381.
105. *Karashima S., Oikava H. and Ogura T.* Studies on substructures around a fatigue crack in FCC metals and alloys // Trans. Jap. Inst. of Metals. – 1968. – № 3.– P. 205–213.
106. *A criterion* for analysing fatigue crack initiation geometrical singularities / J. C. Devaux, J. Descatha, R. Rable, A. Pellissier-Tanon // Trans. 5th Int. Conf. Struct. Mech. React. Technol. (Berlin, 1979). – Amsterdam, 1979. – P. G8.1/1–G8.1/8.
107. *Tobler R.I., Shu O.S.* Fatigue crack initiation from notches in austenitic stainless steels // Cryogenics. – 1986. – **26**. – P. 396–401.
108. *Осташ О. П.* Про побудову діаграми швидкостей росту втомної макротріщини / Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – № 2. – С. 81–83.
109. *Осташ О.П., Костык Е.М., Левина И.Н.* Влияние низкой температуры на зарождение и рост усталостных трещин в стали 08кп с различным размером зерна // Там же. – 1988. – № 4. – С. 63–71.
110. *Панасюк В. В.* Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
111. *Структура* та опір руйнуванню залізовуглецевих сплавів / О.П. Осташ, І.П. Волчок, О.Б. Колотілкін та ін. – Львів: Національна академія наук України. Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка, 2001. – 272 с.
112. *Трощенко В.Т., Покровский В.В., Каплуненко В.Г.* Влияние размеров образцов на характеристики циклической трещиностойкости теплоустойчивых сталей. Сообщ. 1 // Пробл. прочности. – 1986. – № 4. – С. 3–9; Сообщ. 2 // Там же. – 1986. – № 6. – С. 13–18.
113. *Clerivet A., Bathias C.* Study of crack tip opening under cyclic loading taking into account the environment and R ratio // Engng Fract. Mech. – 1979. – **12**. – P. 599–611.
114. *Осташ О.П.* Определение периода зарождения усталостной макротрещины у концентраторов напряжений // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1990. – № 4. – С. 55–60.
115. *Романив О.Н., Никифорчин Г.Н.* Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 294 с.
116. *МР 185-86.* Расчеты и испытания на прочность. Методы испытаний на склонность к коррозионному растрескиванию сталей и сплавов в жидких средах. – М.: ВНИИНМАШ, 1986. – 51 с.
117. *Степнов М.Н., Гиацинтов Е.В.* Усталость легких конструкционных сплавов. – М.: Машиностроение, 1973. – 317 с.
118. *Р54-292-90.* Рекомендации. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости при циклическом нагружении в жидких коррозионных средах. – М.: ВНИИНМАШ, 1990. – 38 с.

119. *Дмитрах І.М., Панасюк В.В.* Вплив корозійних середовищ на локальне руйнування металів біля концентраторів напружень. – Львів: Національна академія наук України. Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка, 1999. – 341 с.
120. *Панасюк В.В., Ратыч Л.В., Дмитрах И.Н.* Определение циклической трещиностойкости конструкционных материалов в коррозионной среде // Докл. АН СССР. – 1983. – **269**, № 1. – С. 109–112.
121. *Уотерхауз Р.Б.* Фреттинг-коррозия (Пер. с англ. под ред. Г. Н. Филимонова). – Л.: Машиностроение, 1976. – 272 с.
122. *Фридман Я.Б.* Механические свойства металлов: в 2-х ч. Ч II: Механические испытания. Конструкционная прочность. – М.: Машиностроение, 1974. – 368 с.
123. *ГОСТ 9454-78* (с изм. № 1). Метод испытания на ударный изгиб при пониженной, комнатной и повышенной температурах. – М.: Изд-во стандартов, 1982. – 11 с.
124. *Справочник* по триботехнике / Под общ. ред. М. Хебды, А. В. Чичинадзе: в 3-х т. Т. 1. Теоретические основы. – М.: Машиностроение, 1989. – 400 с.
125. *Испытательная* техника: Справ. в 2-х кн. / Под ред. В. В. Клюева. – М.: Машиностроение, 1982. – Кн. 1. – 528 с.
126. *Микляев П.Г., Фридман Я.Б.* Анизотропия механических свойств материалов. – М.: Металлургия, 1969. – 267 с.
127. *Бичем К.Д., Пеллу Р.М.Н.* Электронная фрактография – средство изучения микромеханизма разрушения // Прикладные вопросы вязкости разрушения. – М.: Мир, 1968. – С. 311–346.
128. *Романів О.М., Зима Ю.В., Карпенко Г.В.* Електронна фрактографія зміцнених сталей. – К.: Наук. думка, 1974. – 207 с.
129. *Механика* разрушения и прочность материалов: Справ. пос. в 4-х т. / Под общ. ред. В.В. Панасюка. – Т. 1: Основы механики разрушения / В.В. Панасюк, А.Е. Андрейкив, В.З. Партон. – К.: Наук. думка, 1968. – 499 с.
130. *Кинетика* усталостного разрушения титанового сплава АТ3 в воздухе, дистиллированной воде и 3,5%-ном водном растворе NaCl / Л.Р. Ботвина, С.Я. Ярема, О.П. Осташ, И.Б. Полутранко // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. – № 2. – С. 17–22.
131. *Влияние* низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостной трещины в малоуглеродистой стали / А.Я. Красовский, О.П. Осташ, В.А. Степаненко, С.Я. Ярема // Пробл. прочности. – 1977. – № 4. – С. 74–78.
132. *Степаненко В.А., Ярема С.Я., Осташ О.П.* Оценка площади и геометрических параметров микрорельефа усталостных изломов методом стереографии // Физ.-хим. механика материалов. – 1987. – № 6. – С. 67–71.

Розділ 2

АВІАЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ

2.1. ЗАСТОСУВАННЯ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Міцність, надійність, ресурс роботи того чи іншого вузла, агрегату і літака залежить від підходу до вибору матеріалу для конкретної деталі. Тому вибір матеріалів для вузлів та агрегатів – один з основних етапів робочого проектування літака [1, 2].

В авіаційних конструкціях широко використовують високоміцні алюмінієві, титанові, магнієві та мідні сплави; сталі, зокрема, вуглецеві, леговані конструкційні, корозійнотривкі та жароміцні; композиційні матеріали – полімерні, металополімерні та металічні, а також неметалеві конструкційні.

Вибір матеріалу для конкретних конструкцій літака базується на умовах їх експлуатації. Тут беруть до уваги фізичні, механічні, хімічні, технологічні, експлуатаційні властивості матеріалу та його вартість.

Базовими, на основі яких вибирають матеріал для конструкцій, є:

- механічні властивості – границя міцності σ_B; границя текучості $\sigma_т$; модуль пружності E; пластичність, яку оцінюють за відносним звуженням ψ та відносним видовженням δ, ударна в'язкість $a_н$; температурна залежність механічних характеристик $\sigma_B = f(T)$;
- фізичні властивості – коефіцієнт лінійного термічного розширення α; теплопровідність λ; теплоємність C; густина d;
- хімічні властивості – стійкість металів у різних середовищах, електрохімічна сумісність;
- технологічні властивості – пластичність, здатність до зварювання, ливарні якості, оброблюваність різанням, які визначають можливість застосування найефективніших виробничих процесів під час виготовлення деталі. Тут також враховують опрацювання матеріалу у металургійному та авіаційному виробництвах;
- експлуатаційні властивості – зносотривкість, корозійна тривкість у різних проявах (загальна корозія, корозія під напруженням, розшаровувальна, корозійна втома і т.п.), втомні характеристики матеріалів.

З іншого боку, враховують форму та розмір вузла, який проектують, рівень та характер навантажень (постійні, ударні, циклічні зі зміною знака чи

без), теплове навантаження вузла та елементів, наявність отворів, перепадів перерізів та інших концентраторів напружень і їх жорсткість. В багатьох випадках ці характеристики не вдається розрахувати і їх беруть до уваги, базуючись на набутому досвіді.

Враховуючи всі ці характеристики матеріалів і конкретних вузлів, максимальну увагу приділяють досягненню найбільшої міцності та жорсткості за найменшої маси вузла (деталі), тобто забезпеченню максимальної вагової ефективності матеріалу.

Вагова ефективність матеріалу залежить від його питомої міцності σ_B/d, жорсткості E/d та тріщиностійкості K_c/d.

Аналізуючи умови роботи деталей літака, можна зробити висновок, що більшість з них працює під дією згинальних навантажень. Якщо за такого навантаження порівнювати дві деталі, виготовлені з різних матеріалів, то співвідношення їх мас:

- за умовами міцності

$$m_1 / m_2 = (\sigma_{B2} / \sigma_{B1})^{2/3} \cdot d_1 / d_2 , \qquad (2.1)$$

- за умовами жорсткості

$$m_1 / m_2 = (E_1 / E_2)^{1/2} \cdot d_1 / d_2 , \qquad (2.2)$$

- за відношенням перерізів елементів, які сприймають цей згин,

$$\delta_2 / \delta_1 = (E_1 / E_2)^{1/4} . \qquad (2.3)$$

Наведені формули є прикладом, як вибирати матеріал конструкції, що працює в конкретних умовах навантажень.

Ефективність використання матеріалу потрібно також оцінювати з урахуванням його ціни (a). Формула для оцінки матеріалу матиме вигляд, наприклад, $\sigma_B/d \times a$ (табл. 2.1).

Таблиця 2.1

Базові характеристики для основних груп авіаційних матеріалів

Матеріал		Густина d, кг/м^3	Границя міцності σ_B, МПа	Модуль пружності E, ГПа	Питома міцність σ_B/d	Питома жорсткість E/d	Відносна ціна
Алюмінієві сплави		2700	400...650	72	14,8...20,4	26,5	3...5
Магнієві сплави		1800	200...340	45	11,0...18,7	25,0	1,5...2,0
Титанові сплави		4500	500...1300	120	11,0...29,0	26,8	0,5...1,0
Сталі	середньоміцні	7800	800...1300	210	10,3...16,7	27,0	10...16
	високоміцні	7800	1300...2300	210	16,7...29,4	27,0	1,0...3,0
Композиційні матеріали		400–2600	500...1300	35...250	40...60	25...100	0,4...0,6

Кожен з елементів конструкції літака сприймає свої, завжди динамічні, навантаження, які в першу чергу обумовлюють вибір матеріалу для них. Наведемо деякі приклади вибору матеріалу конструкції.

Фюзеляж традиційно виготовляють з алюмінієвих сплавів – обшивки (лист) та поздовжній силовий набір (стрингерний профіль) зі сплаву Д16 та його модифікацій 1161, 1163, які мають підвищену втомну міцність, а поперечний силовий набір – з високоміцних сплавів В93 та В95. Питомі навантаження на фюзеляж (крім центральної частини) незначні.

Крило сприймає всі навантаження від ваги літака та вітрові від впливу збурень повітря. У польоті верхня частина крила стиснута, а нижня розтягнута. Тому верхню виготовляють із високоміцного сплаву В95, який має максимальну із серійних алюмінієвих сплавів питому міцність за досить посередніх втомних характеристик. Нові матеріали для цієї частини крила шукають за критерієм максимальної статичної міцності, чому відповідає, наприклад, сплав В96ц3, або його аналог 7075 (США).

Нижню частину крила виготовляють зі сплаву Д16 та його модифікацій, які мають найвищі характеристики втомної міцності, і в цьому ж напрямку тривають пошуки нових матеріалів.

Передні кромки крила, які підлягають обігріву для запобігання обледеніння, виготовляють з жароміцного сплаву АК4-1, який витримує температуру до 170°С, але значно поступається Д16 за технологічністю, міцністю та втомними характеристиками. Перспективний для цього високотехнологічний матеріал 1370 та його аналог 6013 (США), який також можна використати для суцільно зварного фюзеляжу. Над його технологією працюють зараз у багатьох країнах світу.

Керма управління літаком (на крилі, кілі та стабілізаторі) за умови максимальної жорсткості (мінімальна деформація під навантаженням) виготовляють з композиційних матеріалів.

Шасі літака, яке сприймає величезні динамічні навантаження, і через те, що складається та ховається у фюзеляж для зменшення аеродинамічного опору, повинно мати мінімальні габарити. Цього досягають, використовуючи матеріали з максимальними питомою міцністю та жорсткістю, тобто високоміцні титанові сплави (ВТ22) або сталі (30ХГСН2МА, 03Н18К8М5Т (ВКС 170), 35ХС2Н3М1ФА (ВКС 9), 35ХСН3М1ФА (ВКС 8)). Враховуючи антикорозійні характеристики матеріалів для літаків з великим ресурсом роботи, приваблюють високоміцні титанові сплави.

Штурвал літака з ергономічних міркувань не може мати мінімальні розміри, які диктує рівень навантажень на нього, тому його роблять методом литва з магнієвих сплавів, які мають мінімальну питому вагу.

Трубопроводи повітряної (висотної) системи літака, якими подають гаряче (до 350°С) повітря, з умов тепломіцності можна виготовляти з нержавної сталі або титанового сплаву. Експлуатаційні навантаження на такі трубопроводи незначні, бо максимальний тиск в них до 6 ат., а тому труби повинні бути тонкостінними. Термічні напруження, які виникають за нагрівання трубопроводу

до робочих температур у "холодних" опорах, можуть бути значними і залежать від жорсткості труби (товщини стінки, діаметра та модуля пружності матеріалу) та коефіцієнта термічного розширення. Тому трубопроводи виготовляють з титанових сплавів ВТ1-0, ПТ1-М або ПТ7М, які мають порівняно зі сталлю майже вдвічі менший модуль пружності, найнижчий з металів коефіцієнт термічного розширення та майже вдвічі меншу питому вагу.

З наведених прикладів можна зробити висновок, що вибір матеріалу для деталей та вузлів літака продиктований їхніми конструктивними особливостями, умовами роботи, зовнішніми факторами, зокрема корозивними, тепловими, радіаційними, і є творчим процесом, який вимагає знань як властивостей матеріалів, так і конструкції літака.

У сучасному літаку використовують сотні марок найрізноманітніших матеріалів з широкими функціональними призначеннями. Різні авіаційні фірми подають різні співвідношення матеріалів, але вони відрізняються не принципово. Як показує досвід, вибір матеріалів часто невдалий. Наприклад, використання композитів фірми переоцінили, їх застосування в останні роки гальмується ціною і надійністю. Титанові сплави, навпаки, за корозійними характеристиками набули широкого впровадження (до 25% від загальної маси) у широкофюзеляжних літаках з великим календарним ресурсом.

Прийняті позначення
механічних і фізичних властивостей металів і сплавів

№ за/п	Властивості	Позначення	Одиниця вимірювання
1	2	3	4
1	Модуль нормальної пружності, визначений динамічним методом	$E_д$	МПа (кгс/мм^2)
2	Модуль нормальної пружності, визначений статичним методом, за: – розтягу – стиску – зминання – зсуву	 E $E_{ст}$ $E_{зм}$ G	МПа (кгс/мм^2)
3	Модуль дотичний	$E_т$	МПа (кгс/мм^2)
4	Коефіцієнт Пуассона	μ	–
5	Гнучкість	λ	–
6	Границя пропорційності за: – розтягу – стиску – закруту – зминання	 $\sigma_{пц}$ $\sigma_{пц.,ст}$ $\tau_{пц}$ $\sigma_{пц, зм}$	МПа (кгс/мм^2)

Продовження табл.

1	2	3	4
7	Границя текучості умовна (з допуском на залишкову деформацію 0,2%) за: – розтягу – стиску – зминання	 $\sigma_{0,2}$ $\sigma_{0,2,\text{ст}}$ $\sigma_{0,2,\text{зм}}$	МПа (кгс/мм^2)
8	Границя текучості умовна за закруту (з допуском на залишкову деформацію зсуву 0,3%)	$\tau_{0,3}$	МПа (кгс/мм^2)
9	Границя міцності за: – розтягу – стиску – зминання – закруту – згину	 σ_B $\sigma_{B\,\text{ст}}$ $\sigma_{B\,\text{зм}}$ τ_B $\sigma_{B\,\text{зг}}$	МПа (кгс/мм^2)
10	Міцність за випробувань на відрив зварного з'єднання	$\sigma_{\text{відр}}$	МПа (кгс/мм^2)
11	Теоретичний коефіцієнт концентрації напружень	K_t	
12	Границя міцності за розтягу зразка з вирізом	$\sigma_B^{\text{н}}$	МПа (кгс/мм^2)
13	Границя міцності за розтягу при температурі	$\sigma_B^{\text{Т}}$	МПа (кгс/мм^2)
14	Критичне напруження за втрати загальної стійкості	$\sigma_{\text{кр}}^{\text{ст}}$	МПа (кгс/мм^2)
15	Відносне видовження після розриву: довжини $l_0 = 5d_0$; $l_0 = 10d_0$	δ_5, δ_{10}	%
16	Зменшення висоти зразка (укорочення) за випроб на стиск	Δ	%
17	Звуження відносне після розриву	ψ	%
18	Звуження рівномірне	$\psi_{\text{в}}$	%
19	Ударна в'язкість (робота руйнування) за згину – з напівкруглим надрізом – з V-подібним надрізом – з тріщиною	 $KCU\,(a_{\text{н}})$ KCV $KCT\,(a_{\text{т.у}})$	Дж/м^2, (кгс·м/см^2)
20	В'язкість руйнування за статичного навантаження (критичний коефіцієнт інтенсивності напружень) за: – плоскої деформації – плоского напруженого стану	 $K_{\text{I}c}$ K_c^y	МПа$\sqrt{\text{м}}$ (кгс/мм$^{3/2}$)
21	Залишкова міцність пластини з центральною тріщиною в перерізі нетто або брутто	σ_m^N, σ_m^B	МПа (кгс/мм^2)
22	Швидкість росту тріщини втоми в пластині з центральною тріщиною	$d2l/dN$ da/dN	м/цикл, (мм/цикл)

Продовження табл.

1	2	3	4
23	Границя витривалості: – гладкого зразка (за асиметричного циклу $R = -1$) – зразка з надрізом	σ_R (σ_{-1}) σ_R^H	МПа (кгс/мм^2)
24	Границя тривалої міцності, коли задані температура і час дії навантаження (100; 300 год і т.д.)	σ_{100}^T, σ_{300}^T	МПа (кгс/мм^2)
25	Границя повзучості (за деформації 0,2%), коли задані температура і час витримки (100; 300 год і т.д.)	$\sigma_{0,2/100}^T$, $\sigma_{0,2/300}^T$	МПа (кгс/мм^2)
26	Критичне напруження руйнування за корозії під напруженням	$\sigma_{кр}$	МПа (кгс/мм^2)
27	Твердість за Брінелем (навантаженні для м'яких алюмінієвих сплавів 500 кг, для високоміцних 1000 кг)	НВ	МПа (кгс/мм^2)
28	Твердість за Роквеллом за вдавлювання: – алмазного конуса – кульки	HRC HRB	МПа (кгс/мм^2)
29	Твердість за Віккерсом	HV	МПа (кгс/мм^2)
30	Мікротвердість під навантаженням 100 г	H_{μ}^{100}	МПа (кгс/мм^2)
31	Густина	d	г/см^3
32	Коефіцієнт теплопровідності	λ	Вт/м/град
33	Теплоємність питома	С	кДж(кг·град)
34	Температурний коефіцієнт лінійного розширення	α	1/град
35	Електроопір питомий	ρ	Ом·м

2.2. АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ

Алюмінієві сплави характеризуються малою густиною, корозійною тривкістю, відносно високою електро- та теплопровідністю, відносно легко піддаються гарячій і холодній деформації, вальцюванню, куванню, пресуванню, волочінню, листовому штампуванню [1–9]. Всі алюмінієві сплави можна зварювати точковою електрозваркою, а спеціальні – плавленням та іншими видами зварювання. Алюмінієві сплави легко піддаються обробці різанням, на їх поверхню можна наносити захисні декоративні покриття. Комплекс фізичних, механічних, технологічних та корозійних властивостей визначається хімічним та фазовим складом (табл. 2.2) і способом отримання, а також режимом термічної обробки.

За хімічним складом алюмінієві сплави поділяють на ряд груп.

Таблиця 2.2

Класифікація алюмінієвих сплавів

№ за/п	Марка сплаву	Система
1	АМц, АМц1	Al–Mn
2	АМг1, АМг2, АМг3, АМг4, АМг5, АМг6	Al–Mg
3	АД31, АД33, АД35, АВ	Al–Mg–Si
4	1370 (АД37)	Ak–Mg–Si–Cu
5	АК6, АК8	Al–Mg–Si–Cu
6	Д20, 1201, 1205, Д21	Al–Cu–Mn
7	Д1, Д18, В65, Д16, Д19, ВД17, ВАД–1, АК4–1	Al–Cu–Mn
8	В91, В92, 1915, 1925, 1935, АЦМ	Al–Zn–Mg
9	В95, В93, В96, 1933, 1973	Al–Zn–Mg–Cu
10	ВАД23	Al–Cu–Li–Cd–Mn
11	1420, 1424 (зі Sc)	Al–Mg–Li
12	1430, 1440	Al–Mg–Li–Cu
13	1450	Al–Cu–Li
14	АБМ–1, АБМ–3	Al–Be

За вибраної системи легування можна суттєво підвищити характеристики матеріалу (витривалість, в'язкість руйнування, корозійну тривкість тощо) шляхом:

– підвищення чистоти сплавів (зниження вмісту домішок заліза та кремнію);

– зниження вмісту неметалевих включень та водню (плавка в електропечах, вакуумування, тонка фільтрація тощо);

– коректування вмісту легувальних елементів для підвищення гомогенності за нагріву під гартування;

– вибором режимів старіння;

– оптимізацією технології виготовлення напівфабрикатів та деталей.

Комплекс властивостей алюмінієвих сплавів залежить від стадії старіння: зонного (Т), фазового (Т1), коагуляційного (Т2, Т3). Наприклад, для сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu на стадії Т1 досягається максимальна міцність з пониженням корозійної тривкості (особливо КР під напруженням), в'язкості руйнування та пластичності. На стадіях Т2, Т3 суттєво підвищується корозійна тривкість, забезпечується оптимальне співвідношення характеристик міцності, в'язкості руйнування та пластичності. Для виробів з тривалим ресурсом рекомендують обробку за режимами Т та Т3, а для кованих напівфабрикатів – за режимом Т3.

Області використання алюмінієвих сплавів (рис. 2.1):

АМц – несилові елементи конструкції літака (водозбірники, труби, коробки, панель, баки, кришки і т.п.);

АМг2 – малонавантажені зварні та незварні деталі високої корозійної тривкості (трубопроводи, патрубки, фланці, труби тощо);

АМг6 – зварні та незварні деталі середньої міцності (баки, фланці, наконечники, окантовки, труби тощо);

АД31 – деталі, від яких вимагається висока корозійна тривкість та декоративний вигляд (деталі кабіни літака і т.п.);

АД33 – зварні та незварні деталі середньої міцності (барабани коліс і т.п.);

В65, Д18, АМг5П – заклепки підвищеної пластичності;

АК6 – шпангоути, кронштейни тощо;

АК4-1, АК4-1ч – деталі, які тривало працюють при температурі 150°С (гофри та обшивки носової частини стабілізатора, обшивки та силовий набір фюзеляжу, крила, деталі двигунів, повітрязабірники);

Д16, Д16ч, 1163, 1161 – сильнонавантажені деталі крила, фюзеляжу (нижні панелі крила і центроплана, нижні та верхні стикові профілі, стінки лонжеронів нервюри, стрингери нижніх панелей, кронштейни і т.п.);

В95пч, 1973, В95оч – сильнонавантажені деталі крила, фюзеляжу (верхні панелі, обшивки, стрингери тощо);

В93пч, 1933 – сильнонавантажені деталі літака (кронштейни, діафрагми, важелі, балки і т.п.).

У довіднику за основу порядку розміщення сплавів узято систему легування. Існуючі дані про сплав поділяють на шість розділів: хімічний склад; механічні властивості; корозійні властивості; фізичні властивості; технологічні дані; примітки, які подано у вигляді таблиць.

Для виду постачання та термічної обробки алюмінієвих сплавів у таблицях прийнято такі позначення:

ГК – гарячевальцьований; ГПр – гарячепресований; Пр – пресований; М – відпалений (м'який); Т – загартований та природно зістарений; Т1 – загартований та штучно зістарений; Т2 – загартований та штучно зістарений за режимом, який забезпечує вищі значення пластичності, в'язкості руйнування, опору корозії під напруженням за деякого зниження міцності; Т3 – загартований та штучно зістарений за режимом, який забезпечує найбільші опір КР під напруженням та в'язкість руйнування; Т1ПП – загартований та штучно зістарений особливо міцний (для листів); ТПП – загартований та природно зістарений (або штучно зістарений за режимами Т1; Т2; Т3) підвищеної міцності; Н – нагартований; Н2 – напівнагартований; ТН – нагартований після гартування та природного старіння; Т1Н (Т2Н, Т3Н) – нагартований після гартування та штучного старіння.

Букви А, Б, У характеризують товщину плакованого шару: А – нормальна товщина (2...4% з кожного боку); Б – технологічне плакування (до 1,5% з кожного боку); У – потовщений (4…8% з кожного боку). Буква П, яка входить у марку сплаву (АМг5П), означає, що цей сплав виготовляють тільки у вигляді дроту.

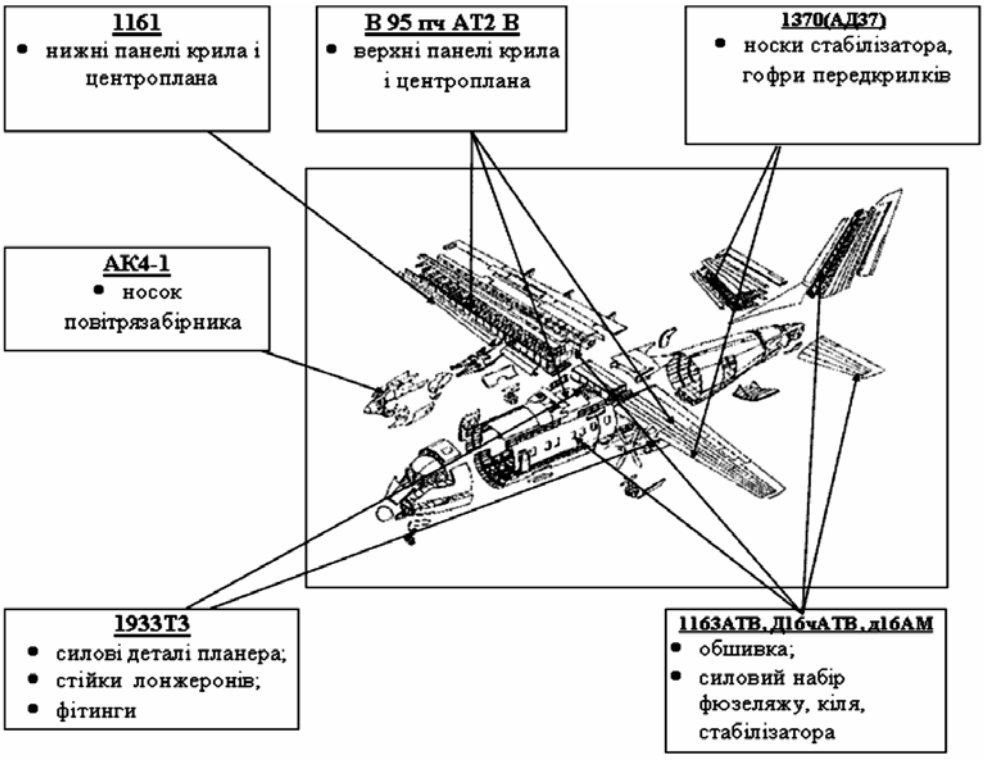


Рис. 2.1. Використання алюмінієвих сплавів в конструкції літаків АН

2.2.1. Технічний алюміній

Марка: **АД0 (1011)** За ІСО 209-1 – **А199,5 (1050А)**
АД1 (1013) **А199,3**

Хімічний склад у мас. % (ГОСТ 4784-97)

Марка сплаву	Al	Fe	Si	Cu	Mg	Mn	Zn	Ti	Інші домішки
		Не більше							
АД0	99,5	0,40	0,25	0,05	0,05	0,05	0,07	0,05	0,03
АД1	99,3	0,3	0,3	0,05	0,05	0,025	0,1	0,15	0,05

Механічні властивості

Технічний алюміній у відпаленому стані високопластичний (δ = 35%) і не чутливий до концентрації напружень. З пониженням температури до мінус 253°С міцність сплаву зростає в 3–4 рази, пластичність – у 1,5 рази.

Нагартування підвищує міцність, витривалість і різко знижує пластичність (видовження).

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Сплав	АД0, АД1								
Вид напівфабрикату	Лист плакований								Пруток
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21631-76								ГОСТ 21488-76
Товщина, діаметр, мм	0,3 ...0,5	0,5 ...0,9	Понад 0,9 до 10,5	0,8 ...4,5	0,3 ...0,8	Понад 0,8 до 3,5	Понад 3,5 до 10,5	5,0 ...10,5	До 300
Стан	М			Н2	Н			ГК	Пр
Напрям вирізання зразка	П								Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	60 (6)	60 (6)	60 (6)	100 (10)	145 (15)	145 (15)	130 (13)	70 (7)	60 (6)
δ_{10}, %	20	25	30	6	3,0	4,0	5,0	15	25

Продовження

Сплав	АД1			
Вид напівфабрикату	Труба холоднодеформована			Труба пресована
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 18475-82			ГОСТ 18482-79
Товщина, мм	Усіх діаметрів		Товстостінна (товщина > 5мм)	
	до 2,0	2,0...5,0		
Стан	Н		Пр	
Напрям вирізання зразка	Д			
σ_B, МПа(кгс/мм^2)	80(8)	80(8)	60*(6)	
δ_{10}, %	4	5	20	

* Матеріал під час випробування відпалений

Механічні властивості за зрізу

Напівфабрикат	Пруток	Дріт
Діаметр, мм	до 300	1,4...10
Стан	М	
Напрям вирізання зразка	Д	
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	60 (6)	
$\tau_{зр}/\sigma_B$	0,75	

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток	
Діаметр, мм	20	
Стан	М	Н
Напрям вирізання зразка	Д	
Вид випробувань	Консольний згин з обертанням	
R	–1	
ν, Гц	50	
Форма зразка	Круглий гладкий	
K_t	1	
σ_R , МПа (кгс/мм^2)	35 (3,5)	42...63* (4,2...6,3)

*Залежно від ступеня нагартування

Пружні властивості

Напівфабрикат	Усі види
Товщина, мм	Усі розміри
Стан	М, Н
E, МПа (кгс/мм^2)	71 000 (7 100)
G, МПа (кгс/мм^2)	27 000 (2 700)
μ	0,31

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований				
Діаметр, мм	20				
Стан	Пр				
Напрям вирізання зразка	Д				
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–70	–196	–253	–269
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	60(6)	105(10,5)	160(16)	280(28)	355(35,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	40(4)	45(4,5)	50(5)	55(5,5)	65(6,5)
δ_{10}, %	35	45	50	45	–

Механічні властивості за високих температур

Вплив тривалих нагрівів на границю міцності за розтягу

Напівфабрикат	Лист													
Товщина, мм	2,0													
Стан	М							Н						
Напрям вирізання зразка	П													
Т-ра нагріву та випробування, °С	20	100	150	200	250	300	350	20	100	150	200	250	300	350
Тривалість нагріву, год	10000													
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	80 (8)	65 (6,5)	50 (5)	37 (3,7)	25 (2,5)	18 (1,8)	15 (1,5)	150 (15,0)	135 (13,5)	110 (11)	40 (4,0)	27 (2,7)	23 (2,3)	15 (1,5)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати				
Товщина, мм	Усі розміри				
Стан	М				
Напрям вирізання зразка	П; Д				
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250
E, МПа (кгс/мм^2)	71 000(7 100)	66 000(6 600)	62 000(6 200)	58 000(5 800)	52 000(5 200)

Корозійні властивості

Технічний алюміній і його зварні з'єднання володіють високою корозійною тривкістю: не схильний до міжкристалітної та розшаровувальної корозії, КР під напруженням, але піддається пітинговій корозії.

Від корозії залежно від призначення деталі захищають анодно-оксидними, хімічними та ЛФП.

Фізичні властивості

Густина d = 2710 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі види напівфабрикатів	
Стан	М	Н
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	2,92	3,02

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати						
Стан	М						Н
$T_{випроб}$, °С	20	20...100	20...200	20...300	100...200	200...300	20
λ, Вт/(м·град)	226	–	–	–	–	–	216
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	24	24,7	25,6	25,4	27,4	–

Технологічні дані

Термічна обробка

Термічною обробкою не зміцнюється. Високий відпал для повного знеміцнення сплаву, нагартованого в результаті пластичної деформації, проводять при 300...500°С, охолоджування на повітрі або у воді. Низький відпал для часткового знеміцненя нагартованого сплаву і підвищення пластичності при 150...300°С.

Гаряча обробка тиском

Технічний алюміній деформується в гарячому і холодному станах. Температурний інтервал деформування 470...300°С. Охолоджування після деформування на повітрі. Сплав високопластичний.

Штампувальність листів та її параметри

Стан	Витяжка, $K_{вит.}$	Відбортування, $K_{відб.}$	Видавлювання, $K_{вид.}$, %	Згинання, R_{min}
Відпалений	1,8...1,9	1,4...1,5	18...22	(0,3–0,5) *S**
Напівнагартований	1,85...1,95	1,35...1,40	7...10	(0,8–1) *S**

* *S* – товщина листа, мм

Зварюваність

Технічний алюміній добре зварюється газовою, аргоно-дуговою, а також контактною зваркою.

Механічна обробка. Оброблюваність різанням задовільна.

Застосування

Для несилових елементів, зокрема деталей вентиляційної системи літака, захисних трубок електропроводки, прокладки і т.п. декоративних деталей. Допустимі експлуатаційні нагріви (+200)°С, технологічні – (+200)°С тривалістю до 10 год.

2.2.2. Сплави з марганцем

Марка: АМц (1400) За ІСО 209-1 – **AlMn1Cu (Al3003)**
АМцС (1401) **AlMn1Mg1 (3004)**

Хімічний склад у мас. % (ГОСТ 4784-97)

Марка сплаву	Al	Mn	Si	Fe	Zn	Cu	Ti	Mg	Інші елементи	
									кожен	разом
			Не більше							
АМц	Основа	1,0...1,5	0,6	0,7	0,1	0,05...0,2	–	–	0,05	0,15
АМцС	Основа	1,0...1,4	0,15...0,35	0,25...0,45	0,1	0,1	0,1	0,05	0,05	0,1

Механічні властивості

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист								
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21631-76								
Товщина, мм	5,0…10,5	Понад 0,5 до 0,7	Понад 0,7 до 3,0	Понад 3,0 до 10,5	Понад 0,5 до 3,5	Понад 3,5 до 10,5	Понад 0,5 до 0,8	Понад 0,8 до 1,2	Понад 1,2 до 10,5
Стан	Без термо-обробки	М			Н2		Н		
σ_B, МПа(кгс/мм^2)	100 (10)	90 (9)	90 (9)	90 (9)	145 (15)	145 (15)	185 (19)	185 (19)	185 (19)
δ_{10}, %	10	18	22	–	5,0	6,0	2,0	3,0	4,0

Продовження

Напів-фабрикат	Лист			Смуга					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190166-75			ГОСТ 13726-78					
Товщина, діаметр, , мм	0,3 ...0,4	0,3 ...0,4	0,3 ...0,4	0,25 ...0,7	Понад 0,7 до 3,0	0,25 ...0,5	Понад 0,5 до 0,8	Понад 0,8 до 1,2	Понад 1,2 до 4,0
Стан	М	Н2	Н	М		Н			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	90 (9)	150 (15)	190 (19)	88 (9)	88 (9)	186 (19)	186 (19)	186 (19)	186 (19)
δ_{10}, %	18	5,0	1,0	18	22	1,0	2,0	3,0	4,0

Продовження

Напів-фабрикат	Плита неплакована		Пруток	Труба		Дріт
				холоднодефор-мована	пресована	
ГОСТ, ОСТ. ТУ	ГОСТ 17232-99		ГОСТ 21488-97	ГОСТ 18475-82	ГОСТ 18482-79	ГОСТ 14838-78
Товщина, мм	11…25	25…80	Від 5 до 35	Для усіх товщин	Для усіх товщин	Від 1,4 до 10
Стан	Без т/о		Без т/о	М	Н	М	Н
Напрям вирізання зразка	П		Д	Д		Д	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	120 (12)	110 (11)	100 (10)	90…135 (9…14)	135 (14)	100 (10)	120 (12)
δ_{10}, %	15	12	20	15	–	12	–

Продовження

Напівфабрикат	Лист неплакований			Пруток	Плита
Товщина, мм	0,7...10,5			Ø20	25
Стан	М	П	Н	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	П			Д	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	110 (11)	170 (17)	220 (22)	170 (17)	150 (15)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	60 (6)	130 (13)	180 (18)	11	12
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	35 (3,5)	–	–	7	–
δ_{10}, %	25	10	5	18	22
ψ	–	–	–	65	–

Механічні властивості за закруту та зрізу

Напівфабрикат	Пруток	
Діаметр, мм	30	
Стан	М	Без термообробки
Напрям вирізання зразка	Д	
$\tau_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	–	4,5
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	–	7,5
τ_B, МПа (кгс/мм^2)	–	15,5
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	8	10,0
$\tau_{зр}/\sigma_B$	0,62	0,59

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток, плита, профіль
Товщина, мм	Усі розміри
Стан	М
Напрям вирізання зразка	П
E, МПа (кгс/см^2)	70 000 (7 000)
G , МПа (кгс/мм^2)	26 500 (2 650)
μ	0,32

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Плита			
Товщина, мм	25,0			
Стан	Без термообробки			
Напрям вирізання зразка	Д			
$T_{випроб}$, °С	20	–196	–253	–269
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	150 (15)	300 (30)	445 (44,5)	450 (45)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	120 (12)	155 (15,5)	170 (17)	175 (17,5)
δ_5, %	24	34	33	27,5

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист неплакований						
Товщина, мм	3,0						
Стан	М						
Напрям вирізання зразка	П						
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	175	200	250	300
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	110 (11)	95 (9,5)	85 (8,5)	75 (7,5)	70 (7)	55 (5,5)	45 (4,5)
δ_{10}, %	30	35	39	41	41	43	45

Продовження

Напівфабрикат	Лист неплакований											
Товщина, мм	3											
Стан	П						Н					
Напрям вирізання зразка	П											
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300	20	100	150	200	250	300
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	170 (17)	160 (16)	145 (14,5)	110 (11)	70 (7)	48 (4,8)	220 (22)	200 (20)	175 (17,5)	105 (10,5)	60 (6)	70 (7)

Корозійні властивості

Сплав і його з'єднання володіють високою корозійною тривкістю.

Фізичні властивості. Густина d = 2700 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Лист		
Стан	Н	П	М
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	4,32	4,20	3,45

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Лист												
Стан	Н	П	М										
$T_{випроб}$, °С	20	20	20	100	200	300	400	–50 до +20	20…100	20…200	20…300	100…200	200…300
λ, Вт/(м·град)	155	163	180	180	180	184	189						
C, кДж/(кг·град)	–	–	–	1,09	1,17	1,30	1,30						
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	–	–	21,6	23,2	24,3	25,0	25,4	26,4

Технологічні дані

Термічна обробка

Термічною обробкою сплав не зміцнюється. Для повного знеміцнення нагартованного в результаті холодної пластичної деформації сплаву виконують повний відпал при 300...500°С, охолоджування на повітрі.

Для часткового зняття зміцнення, отриманого нагартовуванням, і підвищення пластичності використовують низькотемпературний відпал (неповний) при температурі 200...340°С.

Гаряча обробка тиском

Сплав деформується в гарячому і холодному станах. Температурний інтервал деформації 470...300°С. Охолоджування після деформації на повітрі.

Температура нагріву під деформацію 420...470°С. Листи у відпаленому стані мають високу пластичність, у напівнагартованому – середню, в нагартованому – низьку.

Штампувальність та її параметри

Стан	Витяжка $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$	Видавлювання $K_{вид.}$, %	Згинання R_{min}
Відпалений	1,8...1,9	1,15...1,60	10...25	(0,3–0,5) *S**
Нагартований	1,4...1,8	1,1...1, 55	4...15	(0,8–2,0) *S**

**S* – товщина, мм

Зварюваність

Сплав добре зварюється аргоно-дуговою, газовою і контактною зварками.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням незадовільна.

Застосування

Сплав рекомендують для малонавантажених деталей (бензо- і оливопроводів, баків тощо), які виготовляють із використанням глибокого витягування, для заклепувального дроту, а також у виробах, де потрібна висока корозійна тривкість, декоративність і зварюваність усіма видами.

2.2.3. Сплави з магнієм

Марка АМг1 (1510) За ІСО 209-1 – **AlMg1 (5005)**

Хімічний склад у мас. % (ГОСТ 4784-97)

Марка	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Інші елементи	
									кожен	сума
АМг1	Основа	0,30	0,7	0,20	0,20	0,50...1,1	0,10	0,25	0,05	0,15

Механічні властивості

Сплав АМг1 – найменш міцний у групі магналіїв. Його механічні властивості значною мірою визначає вміст магнію. В межах складу границя міцності коливається від 80 (8 кгс/мм^2) до 140 МПа (14кгс/мм^2), границя витривалості – від 40 (4 кгс/мм^2) до 70 МПа (7 кгс/мм^2) відповідно.

Механічні властивості за розтягу та стиску

Напівфабрикат	Лист	
Товщина, мм	2,0	
Стан	М	
Напрям вирізання зразка	П	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	80 (8)	140 (14)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	50 (5)
δ_{10}, %	30	25

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Лист		Пруток	
Товщина, мм	2,0		Ø25	
Стан	М			
Напрям вирізання зразка	П			
Вид випробувань	Чистий згин		Консольний згин з обертанням	
ν, Гц	25		50	
R	–1			
Форма зразка	Плоский гладкий		Круглий гладкий	
K_t	1			
Вміст Mg, %	0,5	1,7	0,5	1,8
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	40 (4)	70 (7)	40 (4)	80 (8)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Лист
Товщина, мм	2,0
Стан	М
Напрям вирізання зразка	П
E, МПа (кгс/мм^2)	70 000 (7 000)
G, МПа (кгс/мм^2)	27 000 (2 700)
μ	0,3

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист		
Товщина, мм	2,0		
Стан	М		
Напрям вирізання зразка	П		
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	110 (11)	130 (13)	220 (22)
δ_{10}, %	25	35	45

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист				
Товщина, мм	2,0				
Стан	М				
Напрям вирізання зразка	П				
$T_{випроб}$, °С	20	150	200	250	300
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	110 (11)	100 (10)	80 (8)	60 (6)	50 (5)
δ_{10}, %	25	30	40	55	65

Границі тривалої міцності та повзучості

Напівфабрикат	Лист	
Товщина, мм	2	
Стан	М	
Напрям вирізання зразка	П	
$T_{випроб}$, °С	150	200
σ_5, МПа (кгс/мм^2)	(6,5)	(5)
$\delta_{0,2/5}$, МПа (кгс/мм^2)	(3)	(2)

Корозійні властивості

Сплав володіє підвищеною корозійною тривкістю, оскільки не схильний до міжкристалітної, розшаровувальної корозії і КР під напруженням. В умовах підвищеної вологості схильний до пітингової корозії. Від корозії залежно від призначення деталі захищають анодно-оксидним, хімічними і ЛФП.

Фізичні властивості. Густина d = 2700 кгс/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Лист, пруток
Стан	М
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	3,41

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Лист, пруток											
Стан	М											
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	400	20... 100	20... 200	20... 300	20... 400	100... 200	200... 300	300... 400
λ, Вт/(м·град)	184	189	193	188	188	–	–	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,922	1,00	1,05	1,09	–	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	23,4	24,3	25,3	26,2	25,3	27,4	28,9

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав термічною обробкою не зміцнюється. Низький (неповний) відпал виконують при 150...250°С, а високий (повний) – при 300...420°С, охолоджування на повітрі.

Гаряча обробка тиском

Сплав деформується в гарячому і холодному станах. Охолоджування після гарячої деформації на повітрі. Пластичність сплаву у відпаленому стані висока, в нагартованому – знижена.

Режими деформації

Стан	Витяжка $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$	Видавлювання $K_{вид.}$, %	Згинання R_{min}
Відпалений, М	1,85...1,95	1,2...1,7	17...20	(0,8–1)*S**
Нагартований, Н	1,5...1,7	1,1...1,4	10...12	(1,5–3)*S**

* *S* – товщина, мм

Зварюваність

Сплав добре зварюється контактною зваркою і задовільно газовою й аргоно-дуговою. Пластичність зварних швів висока. Присадний дріт складу основного матеріалу.

Механічна обробка.

Сплав АМг1 задовільно обробляється різанням у нагартованому стані, добре полірується в електролітах (хімічним і електрохімічним способами).

Застосування

Для навантажених зварних і незварних деталей, від яких вимагають високої корозійної тривкості; для деталей з полірованими поверхнями.

Деталі зі сплаву можуть працювати в інтервалі температур –196…+200°С.

Марка АМг2 (1520) За ІСО 209-1 – AlMg2 (5251)

Хімічний склад у мас. % (ГОСТ 4784-97)

Марка	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Інші елементи	
										кожний	сума
АМг2	Основа	0,40	0,50	0,15	0,10...0,50	1,7...2,4	0,05	0,15	0,15	0,05	0,15

Механічні властивості

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист неплакований									Плита неплакована	
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ-190166-75		ГОСТ 21631-76							ГОСТ 17232-99	
Товщина, мм	0,3…0,4		0,5…1,0	> 1,0 до 10,5	0,5…1,0	> 1,0 до 4,0	0,5…1,0	> 1,0 до 4,0	5,0…10,0	11…25	> 25...80
Стан	М	Н	М		Н2		Н		Без т/о		
Напрям вирізання зразка	П										
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	17	27	165 (17)	165 (17)	235…314 (24...32)	235...314 (24...32)	265 (27)	265 (27)	175 (18)	(18)	(16)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	145 (15)	145 (15)	215 (22)	215 (22)	–	–	–
δ_{10}, %	16*	2*	16*	18*	5*	6*	3*	4*	7*	7	6

*При $l = 11{,}3\sqrt{F_0}$

Продовження

Напівфабрикат	Пруток пресований	Труба					Штамповки, поковки			Дріт
		холоднодеформована		тягнена, вальцьована		пресована				
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21488-97	ОСТ 192096-83		ОСТ 190038-88		ГОСТ 18482-79	ОСТ 190073-85			ГОСТ 14838-78
Товщина, діаметр, мм; маса, кг	8÷300			Усі розміри		до 300мм; товщина стінки до 10 м	До 75 кг			1,4…12
Стан	Без т/о	М	Н	М	Н	М	М			Н
Напрям вирізання зразка	Д	Д	Д	Д	Д	Д	Д	П	В	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	175 (18)	155...220 (16...22,5)	225 (23)	155...215 (16...22)	225 (23)	155 (16)	165 (17)	145 (15)	135 (14)	117,6* (12)
δ_5, %	13	–	–	–	–	10	15	13	11	–
δ_{10}, %	–	–	–	15	–	–	–	–	–	–
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–	60 (6)	–	–	–	–

* – $\tau_{зр.}$

Механічні властивості за розтягу та стиску

Напівфабрикат	Пруток пресований	Лист неплакований	Труба пресована
Товщина, мм	Ø 20	2,0	Ø 50
Стан	М		
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	190 (19)	190 (19)	180 (18)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	80 (8)	100 (10)	100 (10)
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	80 (8)	100 (10)	100 (10)
δ_5, %	25	23	12
ψ, %	65	–	–

Механічні властивості під час закруту та зрізу

Напівфабрикат	Пруток пресований
Діаметр, мм	20
Напрям вирізання зразка	Д
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	70(7)
τ_B, МПа (кгс/мм^2)	200(20)
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	150(15)
$\tau_{зр}/\sigma_B$	0,6

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною

Напівфабрикат	Пруток пресований	Лист неплакований
Товщина, мм	Ø 20	2,0
Стан	М	
Напрям вирізання зразка	Д	П
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	90 (9)	–
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	–	25 (2,5)

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Лист неплакований	Пруток пресований	
Товщина, мм	2,0	Ø 20	
Стан	М		Без термообробки
Напрям вирізання зразка	Д		
Вид випробування	Чистий згин	Консольний згин із обертанням	
ν, Гц	25	50	
R	–1		
Форма зразка	Плоский гладкий	Круглий гладкий	
K_t	1		
σ_R , МПа (кгс/мм^2)	85 (8,5)	120 (12)	125 (12,5)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Товщина, мм	Усі розміри
Стан	М
Напрям вирізання зразка	Д
E, МПа (кгс/мм^2)	71 000 (7 100)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	72 000 (7 200)
G, МПа (кгс/мм^2)	27 000(2 700)
μ	0,32

Механічні властивості при низьких температурах

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований			Лист неплакований			
Товщина, мм	20			2,0			
Стан	Пресований			М			
Напрям вирізання зразка	Д			П			
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196	–253
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	180 (18)	190 (19)	310 (31)	190 (19)	200 (20)	310 (31)	480 (48)
δ_5, %	30	40	50	25	40	50	60
ψ, %	60	60	60	–	–	–	–

Механічні властивості зварних з'єднань

Напівфабрикат	Лист неплакований		
Товщина, діаметр, мм	2,0		
Напрям вирізання зразка	Д, П		
Стан до зварювання	М		
Вид зварки	АрДЕЗ		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	190 (19)	200 (20)	310 (31)
$\sigma_{B\,зв}/\sigma_B$	1	1	1

Ударна в'язкість

Напівфабрикат	Пруток пресований			
Діаметр, мм	20			
Стан	М			
Напрям вирізання зразка	Д			
$T_{випроб}$, °С	20	–40	–70	–196
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	100 (10)	100 (10)	100 (10)	100 (10)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток пресований		
Діаметр, мм	20		
Стан	М		
Напрям вирізання зразка	Д		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196
E, МПа (кгс/мм^2)	71 000 (7 100)	72 500 (7 250)	76 000 (7 600)

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований					
Діаметр, мм	20					
Стан	М					
Напрям вирізання зразка	Д					
$T_{випроб}$, °С	20...100	150	200	250	300	350
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	190 (19)	180 (18)	145 (14,5)	115 (11,5)	75 (7,5)	50 (5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	80 (8)	80 (8)	80 (8)	75 (7,5)	65 (6,5)	40 (4,0)
δ_5, %	30	38	54	55	56	58
ψ, %	65	70	80	85	90	92

Продовження

Напівфабрикат	Лист неплакований											
Товщина, мм	1,5...3											
Стан	М						Н					
Напрям вирізання зразка	П											
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300	20	100	150	200	250	300
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	190 (19)	180 (18)	160 (16)	130 (13)	110 (11)	70 (7)	290 (29)	270 (27)	240 (24)	210 (21)	170 (17)	80 (8)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	100 (10)	90 (9)	80 (8)	60 (6)	–	–	250 (25)	230 (23)	210 (21)	150 (15)	90 (9)	—
δ_5, %	25	25	35	15	60	75	4	6	10	15	22	65
ψ, %	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–

Механічні властивості зварних з'єднань

Напівфабрикат	Лист неплакований					
Товщина, мм	2,0					
Стан до зварювання	М					
Вид зварки	АрДЕЗ					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300
$\sigma_{B\,зв}$, МПа (кгс/мм^2)	190 (19)	180 (18)	160 (16)	130 (13)	110 (11)	70 (7)
$\sigma_{B\,зв}/\sigma_B$	1	1	1	1	1	1

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за температури нагріву

Напівфабрикат	Лист неплакований					
Товщина, мм	2,0					
Стан	М					
Напрям вирізання зразка	П					
$T_{випроб}$, °С	Без нагріву	100	150	200	250	300
Тривалість нагріву, год	0,5...10 000					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	190 (19)	180 (18)	160 (16)	130 (13)	110 (11)	70 (7)
δ_5, %	25	25	35	45	60	75

Границі тривалої міцності і повзучості

Напівфабрикат	Лист неплакований				
Товщина, мм	1,5				
Стан	М				
Напрям вирізання зразка	П, Д				
$T_{випроб}$, °С	100	150	200	250	300
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	140 (14)	100 (10)	60 (6)	30 (3)	14 (1,5)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	110 (11)	70 (7)	40 (4)	20 (2)	–
σ_{10000}, МПа (кгс/мм^2)	100 (10)	50 (5)	–	–	–
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	80 (8)	55 (5,5)	20(2)	–	–
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	75 (7,5)	35 (3,5)	–	–	–

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток пресований					
Діаметр, мм	20					
Стан	М					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300
E, МПа (кгс/мм^2)	71000 (7100)	69000 (6900)	67000 (6700)	65000 (6500)	59000 (5900)	52000 (5200)

Корозійні властивості

Сплав і його зварні з'єднання володіють підвищеною корозійною тривкістю до міжкристалітної корозії, КР і розшаровувальної корозії. В умовах підвищеної вологості схильний до пітингової корозії.

Технологічні і експлуатаційні нагріви до 200°С не знижують корозійну тривкість сплаву і його зварних з'єднань.

Від корозії залежно від призначення деталі захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

4. Фізичні властивості

Густина $d = 2680$ кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	М
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	4,76

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати											
Стан	М											
$T_{\text{випроб}}$, °С	25	100	200	300	400	20...100	20...200	20...300	20...400	100...200	200...300	300...400
λ, Вт/(м·град)	155	159	163	165	168	–	–	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,963	1,00	1,05	1,09	–	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	24,2	25,2	26,6	27,6	26,8	28,9	30,8

Технологічні дані

Термічна обробка

Термічною обробкою сплав не зміцнюється. Повний відпал при 300...400°С і неповний (низький) при 150...250°С, охолоджування на повітрі.

Гаряче деформування

Сплав добре деформується в гарячому і холодному станах. Температурний інтервал деформування (470–300)°С. Охолоджування після деформування на повітрі.

Штампувальність

Пластичність листів у відпаленому стані висока, у напівнагартованому – задовільна, в нагартованому – низька.

Штампувальність листів

Стан		Витяжка $K_{\text{вит.}}$	Видавлювання $K_{\text{вид.}}$, %	Відбортування $K_{\text{відб.}}$	Згинання $R_{\min}$
М		1,5…1,95	8…20	1,2…1,7	(0,8–1)S*
Нагартований	10%	1,4...1,7	3...12	1,15...1,4	(1,5–2)S*
	20%	1,4...1,55	–	1,1...1,3	(2–3)S*

S* – товщина листа, мм.

Зварюваність

Сплав добре зварюється контактною, точковою і роликовою зваркою, а також аргоно-дуговою з присадним дротом із сплаву АМг3. Міцність зварно-

го з'єднання при кімнатній температурі не нижче $0,9 \cdot \sigma_B$ основного матеріалу (за товщини до 4мм); пластичність зварних швів висока. Зварювати сплав АМг2 присадним дротом АМг2 не рекомендують.

Механічна обробка

Механічна обробка в нагартованому стані задовільна.

Застосування

Для зварних і незварних малонавантажених виробів, від яких потрібна висока корозійна тривкість (зварні баки, бензо-, оливо- і повітропроводи). Фольгу застосовують для виготовлення стільникових заповнювачів, дріт – для заклепок. Вироби зі сплаву АМг2 можуть працювати в інтервалі температур від (–253) до (+200)°С.

Марка АМг5П (1557) для заклепок

Хімічний склад (ГОСТ 4784–97)

Марка	Масова частка елементів, %							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Домішки		Al
						кожна	сума	
АМг5П	0,4	0,4	0,2	0,2–0,6	4,7–5,7	0,05	0,1	Решта

Механічні властивості

За опором зрізу при кімнатній температурі сплав на ~35% поступається широко використовуваному в авіабудуванні заклепувальному сплаву В65, але відрізняється від нього меншим відносним зниженням опору зрізу з підвищенням температури випробування.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за зрізу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Дріт
ГОСТ	ГОСТ 14838-78
Діаметр, мм	1,4...10,0
Стан	Н
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	155 (16)

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Дріт
Діаметр, мм	10
Стан	М
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	270 (27)
$\sigma_{0,2,}$ МПа (кгс/мм^2)	150 (15)
δ_{10},%	23

Пружні властивості

Напівфабрикат	Дріт
Діаметр, мм	4...10
Стан	М
E, МПа (кгс/мм^2)	71000 (7100)
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (2700)
μ	0,3

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за зрізу

Напівфабрикат	Дріт			
Стан	М			
Діаметр, мм	4...10			
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	200 (20)	200 (20)	160 (16)	100 (10)

Корозійні властивості

Сплав володіє підвищеною корозійною тривкістю у відпаленому стані.

Фізичні властивості

Густина $d = 2650$ кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Дріт
Стан	М
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	6,25

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Дріт											
Стан	М											
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	400	–50... +20	20... 100	20... 200	20... 300	100... 200	200... 300	25
λ, Вт/м·град)	117	126	134	142	147	–	–	–	–	–	–	109
C, кДж/(кг·град)	–	0,922	0,964	1,0	1,05	–	–	–	–	–	–	–
$\alpha\ 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	22,5	24,1	25,2	26,3	26,3	28,2	–

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав термічною обробкою не зміцнюється. Температура відпалу дроту і заклепок 310...335°С, а дротяної заготовки – до 440°С. Охолоджування на повітрі.

Гаряча обробка тиском

Температурний інтервал деформування сплаву 430...300°С. Охолоджування після деформування на повітрі.

Зварюваність

Сплав задовільно зварюється точковою й аргоно-дуговою зваркою.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням у відпаленому стані задовільна, в нагартованому – добра.

Застосування

Заклепки (у відпаленому стані) для деталей з алюмінієвих і магнієвих сплавів, що працюють в інтервалі температур від (–196) до (+200)°С.

Марка: АМг6 (1560)

Хімічний склад (ГОСТ 4784-97)

Сплав	Масова частка елементів, %										
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Be	Інші елементи		Al
									кожний	сума	
АМг6	0,4	0,4	0,1	0,5...0,8	5,8...6,8	0,2	0,02...0,10	0,0002...0,005	0,05	0,1	Решта

Механічні властивості

Сплав АМг6 найміцніший з групи магналіїв. У відпаленому стані листовому матеріалу притаманна висока пластичність і тривала міцність за температур до (+150)°С.

Міцність зварних з'єднань близька до міцності основного металу.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист плакований (Б)		Лист				Плита неплакована і плакована (Б)		
			плакований (Б), неплакований		плакований (У)				
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190155-74		ГОСТ 21631-76				ГОСТ 17232-99		
Товщина, мм	0,5...0,6	0,7	0,5...0,6	>0,6...10,5	5,0...10,5	2,0...5,5	11...25,0	>25...50,0	>50,0...80,0
Стан	М		М		Без т/о	М	Без т/о		
Напрям вирізання зразка	П								
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	310 (31)	320 (32)	305 (31)	315 (32)	315 (32)	275 (28)	305 (31)	295 (30)	275 (28)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	150 (15)	160 (16)	145 (15)	155 (16)	155 (16)	130 (13)	145 (15)	135 (14)	130 (13)
δ_{10}, %	15	15	15	15	15	15	11	6	4

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Пруток пресований					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190395-91			ГОСТ 21488-97		
Діаметр, мм	10...300	>300...400	10...300	8...300	>300...400	8...300
Стан	Без т/о		М	Без т/о		М
Напрям вирізання зразка	Д			Д		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	315 (32)	285 (29)	315 (32)	315 (32)	285 (29)	315 (32)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	155 (16)	120 (12)	155 (16)	155 (16)	120 (12)	155 (16)
δ_5,%	–	–	–	15	15	15
δ_{10},%	15	15	15	–	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований			Труба		
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 8617-81*		ОСТ 190113-86	ОСТ 19096-83		ГОСТ 18482-79*
Товщина, мм	Усі розміри			Усі розміри		Товщина стінки 2,5÷40,0
Стан	Без т/о	М	М, без т/о	М	Н	М, без т/о
Напрям вирізання зразка	Д		Д	Д		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	314 (32)	315 (32)	315 (32)	345 (35)	315 (32)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	157 (16)	157 (16)	155 (16)	145 (15)	195 (20)	145 (15)
δ_5,%	15	15	15	15	5	15

* профілі для потреб народного господарства та експорту

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Штамповки								
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-72								
Маса, кг	До 75			>75 до 100			>100...300		
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	315(32)	305(31)	305(31)	295(30)	295(30)	295(30)	285(29)	285(29)	285(29)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	155(16)	130(13)	–	130(13)	130(13)	–	120(12)	120(12)	–
δ_5, %	15	14	14	14	14	14	11	11	11
Твердість за Брінелем, МПа (кгс/мм^2)	635 (65)			635 (65)			635 (65)		

Продовження

Напівфабрикат	Поковки								
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-72								
Маса, кг	До 75			>75...100			>100...300		
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	315 (32)	305 (31)	305 (31)	295 (30)	295 (30)	294 (30)	285 (29)	285 (29)	285 (29)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	155 (16)	130 (13)	–	130 (13)	130 (13)	–	120 (12)	120 (12)	–
δ_5, %	15	14	14	14	14	14	11	11	11
Твердість за Брінелем, МПа (кгс/мм^2)	635 (65)			635 (65)			635 (65)		

Механічні властивості за розтягу залежно від місця і напряму вирізання зразка

Напів-фабрикат	Плита			Штамповка							
Товщина, мм	30										
Маса, кг	–			До 30							
Стан	Н			М							
Місце вирізання	–			Ребро			Полотно		Масивна частина		
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	400 (40)	400 (40)	320 (32)	340 (34)	340 (34)	330 (33)	340 (34)	360 (36)	350 (35)	340 (34)	330 (33)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	335 (34)	310 (31)	280 (28)	170 (17)	180 (18)	170 (17)	180 (18)	180 (18)	180 (18)	180 (18)	170 (17)
δ_5, %	—	–	3,5	22	22	21	22	22	21	22	19
δ_{10}, %	7	7	–	–	–	–	–	–	–	–	
ψ,%	17,5	15,5	5	–	–	–	–	–	–	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка										
Товщина, мм											
Маса, кг	31…60								61…300		
Стан	М										
Місце вирізання	Ребро			Полотно		Масивна частина			Масивна частина		
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	340 (34)	350 (35)	340 (34)	340 (34)	350 (35)	350 (35)	340 (34)	340 (34)	340 (34)	340 (34)	330 (33)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	170 (17)	170 (17)	170 (17)	160 (16)	180 (18)	190 (19)	180 (18)	170 (17)	170 (17)	180 (18)	170 (17)
δ_5, %	22	24	20	22	24	21	20	17–	20	19	18
δ_{10}, %	–	–	–	–		–	–	–	–		
ψ,%	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–

Механічні властивості за розтягу і стиску

Напівфабрикат	Лист плакований (Б)		Лист неплакований	Поковка
Товщина, мм	2			–
Маса, кг				До 250
Стан	М	Н (20%)	Н (30%)	М
Напрям вирізання зразка	П			Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	340 (34)	400 (40)	420 (42)	300 (30)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	170 (17)	300 (30)	320 (32)	150 (15)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	130 (13)	230 (23)	–	–
δ_{10}, %	20	9	10	14
$\sigma_{0,2,\,ст}$, МПа (кгс/мм^2)	180 (18)	320 (32)	330 (33)	–
$\sigma_{пц,\,ст}$, МПа (кгс/мм^2)	130 (13)	250 (25)	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Профіль			Плита
Товщина, мм	6			30
Стан	Пр	М	Пр, М	Н (16%)
Напрям вирізання зразка	П		Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	355 (35,5)	345 (34,5)	350 (35)	400 (40)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	190 (19)	170 (17)	180 (18)	310 (31)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	–	100 (10)	100 (10)	240 (24)
δ_{10}, %	19,5	20,5	18	7
$\sigma_{0,2,\,ст}$, МПа (кгс/мм^2)	190 (19)	170 (17)	180 (18)	320 (32)
$\sigma_{пц,\,ст}$, МПа (кгс/мм^2)	–	100 (10)	100 (10)	250 (25)

Механічні властивості зварних з'єднань

Напівфабрикат	Лист					Плита	
	плакований			неплакований			
Товщина, мм	2			10		30	
Стан	М	Н (20%)	Н (30%)	М	Н	Н (10%)	
Вид зварки	АрДЕЗ (у стик)						
$\sigma_{B\,зв.}$, МПа (кгс/мм^2)	310 (31)	330 (33)		360 (36)	310 (31)	310 (31)	290 (29)
$\sigma_{B\,зв.}/\sigma_B$	0,97	0,87		0,86	0,91	0,78	0,72

Продовження

Напівфабрикат	Профіль, штамповка	Плита	
Товщина, мм	Усі розміри	10...30	
Стан	М	Н(16%)	
Напрям вирізання зразка	Д	Д	П
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	210 (21)	250 (25)	270 (27)
$\tau_{зр}/\sigma_B$	0,6	0,61	0,66

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Плита				Лист плакований (Б), неплакований	
Товщина, мм	30				10	
Стан	Н(16%)				М	Н (20%)
Напрям вирізання зразка	Д		П		П	П
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою				Круглий з кільцевою виточкою	
K_t	4	2,2	4	2,2	4	
$\sigma^{н}_{B\,зв}$, МПа (кгс/мм^2)	535 (53,5)	550 (55)	510 (51)	540 (54)	380 (38)	480 (48)
$\sigma^{н}_{B\,зв}/\sigma_B$	1,35	1,40	1,27	1,35	1,15	1,17

Продовження

Напівфабрикат	Лист неплакований, плакований (Б)		Профіль		Поковка	
Товщина, мм	2		Усі розміри			
Стан	М	Н (30%)	М			
Напрям вирізання зразка	П	П	Д		П	В
Форма зразка	Плоский з боковими вирізами		Круглий з кільцевою виточкою			
K_t	4		4			
$\sigma^{н}_{B}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (26,5)	380 (38)	350 (35)	390 (39)	350 (35)	350 (35)
$\sigma^{н}_{B}/\sigma_B$	0,75	0,88	1	1,3	1,16	1,16

Чутливість зварних з'єднань до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (Б), неплакований		Профіль пресований
Товщина, мм	10		20
Стан	М	Н	М
Місце нанесення тріщини	По зоні сплавлення		
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою		
K_t	4		
$\sigma_{B\,зв}$, МПа (кгс/мм^2)	300 (30)	320 (32)	300 (30)
$\sigma^{н}_{Bзв}$, МПа (кгс/мм^2)	320 (32)	310(31)	320(32)
$\sigma^{н}_{Bзв}/\sigma_B$	1	0,78	0,92

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Плита		Лист плакований (Б), неплакований				Профіль
Товщина, мм	30		2		10		До 125
Стан	Н (16%)		М	Н (30%)	М	Н (20%)	М
Напрям вирізання зразка	Д	П					
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	20 (2)	13 (1,3)	–	–	30 (3)	17 (1,7)	20 (2)
KCT ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	9,7 (0,97)	6,2 (0,62)			16 (1,6)	7 (0,7)	17 (1,7)

Ударна в'язкість і робота руйнування зварних зразків з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Лист плакований (Б), неплакований							Плита	Профіль	
Товщина, мм	2				10			30	До 125	
Стан	М		Н(30%)		М		Н(20%)	Н(16%)	М	
Вид зварки	Ар ДЕЗ (у стик)									
Місце нанесення тріщини	Шов	Зона сплав-лення	Шов	Зона сплав-лення	Шов	Зона сплав-лення	Шов	Зона сплавлення		
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	–	–	–	–	30 (3)	–	30 (3)	–	13 (1,3)	10 (1)
KCT ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	20 (2)	15 (1,5)	16 (1,6)	8 (0,8)	20 (2)	16 (1,6)	20 (2)	16 (1,6)	–	10 (1)

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Лист		Поковка			
Товщина, мм	2,0		Масивна			
Стан	М					
Напрям вирізання зразка	Д				В	
Вид випробувань	Розтяг	Згин в одній площині	Консольний згин з обертанням			
ν, Гц	25		50			
R	0,1	–1				
Форма зразка	Плоский гладкий		Круглий гладкий з кільцевою виточкою			
K_t	1	1	1	2,2	1	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	100 (10)	90 (9)	120 (12)	70 (7)	100 (10)	70* (7)*

*на базі $3 \cdot 10^5$ циклів

Пружні властивості

Напівфабрикат	Усі види
Товщина, мм	Усі розміри
Стан	М, Н
E, МПа (кгс/мм^2)	71 000 (7 100)
$E_{ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	72 500 (7 250)
G, МПа (кгс/мм^2)	27 000 (2 700)
μ	0,32

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Плита						
Товщина, мм	30						
Стан	Н (16%)						
Напрям вирізання зразка	Д		П			В	
$T_{випроб}$, °С	20	–196	20	–196	–253	20	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	395 (39,5)	505 (50,5)	405 (40,5)	515 (51,5)	583 (58,3)	315 (31,5)	360 (36)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	345 (34,5)	380 (38)	330 (33)	350 (35)	360 (36)	280 (28)	325 (32,5)
δ_5,%	10	22	9,5	16,5	10	3,6	1,5
ψ, %	22	32,5	14,5	16	11,5	5	2

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (Б), неплакований				Профіль пресований		
Товщина, мм	2,5				Усі розміри		
Стан	М				М, без термообробки		
Напрям вирізання зразка	П				Д		
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–196	–253	–269	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	365 (36,5)	470 (47)	545 (54,5)	565 (56,5)	350 (35)	360 (36)	510 (51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	160 (16)	185 (18,5)	195 (19,5)	200 (20)	180 (18)	–	–
δ_5, %	22	24	21,5	21,5	18	22	31

Механічні властивості за зрізу

Напівфабрикат	Плита	
Товщина, мм	16	
Стан	Н	
Напрям вирізання зразка	Д	
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–196
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	250 (25)	460 (46)
$\tau_{зр}/\sigma_B$	0,64	0,88

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Плита								
Товщина, мм	30								
Стан	Н (16%)								
Напрям вирізання зразка	Д				П				
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою								
K_t	2,2	4	2,2	4	2,2	4	2,2	4	4
$T_{\text{випроб}}$, °С	20		–196		20		–196		–253
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	550 (55)	535 (53,5)	665 (66,5)	625 (62,5)	540 (54)	510 (51)	640 (64)	590 (59)	513 (51,4)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	1,4	1,35	1,31	1,23	1,34	1,27	1,25	1,15	0,88

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (Б), неплакований					
Товщина, мм	2					
Стан	М			Н(30%)		
Напрям вирізання зразка	П					
Форма зразка	Плоский з боковими надрізами					
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	265(26,5)	265(26,5)	295(29,5)	380(38)	380(38)	435(43,5)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	0,75	0,74	0,65	0,88	0,87	0,81

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною

Напівфабрикат	Плита			
Товщина, мм	30			
Стан	Н (16%)			
Напрям вирізання зразка	Д		П	
$T_{випроб}$, °С	20	–196	20	–196
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	20 (2,0)	25 (2,5)	13 (1,3)	14 (1,4)
KCT ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	9,7 (0,97)	13 (1,3)	6 (0,6)	7 (0,7)

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (Б), неплакований									
Товщина, мм	2,0									
Стан	М						Н			
Напрям вирізання зразка	П									
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300	20	100	150	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	350 (35)	320 (32)	250 (25)	195 (19,5)	160 (16)	130 (13)	385 (38,5)	335 (33,5)	265 (26,5)	250 (25)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	165 (16,5)	160 (16)	140 (14)	135 (13,5)	120 (12)	60 (6)	290 (29)	285 (28,5)	200 (20)	185 (18,5)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	140 (14)	110 (11)	105 (10,5)	85 (8,5)	70 (7)	–	180 (18)	125 (12,5)	95 (9,5)	–
δ_{10}, %	22	34	42	45	52	55	11	15	22	25

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований			
Товщина, мм	Усі розміри			
Стан	М, Пр			
Напрям вирізання зразка	Д			
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	350 (35)	310 (31)	200 (20)	170 (17)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	180 (18)	160 (16)	140 (14)	120 (12)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–
δ_{10}, %	18	20	30	35

Механічні властивості зварних з'єднань

Напівфабрикат	Лист плакований (Б), неплакований					
Товщина, мм	2,0					
Стан	М					
Вид зварки	АрДЕЗ (у стик)					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300
$\sigma_{B\ зв}$, МПа (кгс/мм^2)	315 (31,5)	290 (29)	250 (25)	195 (19,5)	160 (16)	130 (13)
$\sigma_{B\ зв}/\sigma_B$	0,95	0,95	1	1	1	1

Границі тривалої міцності

Напівфабрикат	Лист плакований (Б)						
Товщина, мм	1,5						
Стан	М						
Напрям вирізання зразка	П						
$T_{випроб}$, °С	20	50	100	150	200	250	300
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	–	290 (29)	220 (22)	140 (14)	70 (7)	35 (3,5)	15 (1,5)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	300 (30)	250 (25)	180 (18)	100 (10)	45 (4,5)	25 (2,5)	–
σ_{10000}, МПа (кгс/мм^2)	280 (28)	230 (23)	120 (12)	–	–	–	–
σ_{100000}, МПа (кгс/мм^2)	245 (24,5)	200 (20)	–	–	–	–	–
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	155 (15,5)	150 (15)	130 (13)	60 (6)	15 (1,5)	–	–
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	150 (15)	145 (14,5)	111 (11)	20 (2)	–	–	–
$\sigma_{0,2/5000}$, МПа (кгс/мм^2)	145 (14,5)	–	100 (10)	–	–	–	–
$\sigma_{0,2/10000}$, МПа (кгс/мм^2)	140 (14)	–	–	–	–	–	–

Пружні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати				
Стан	М				
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	250	300
E, МПа (кгс/мм^2)	71000 (7100)	65000 (6500)	57000 (5700)	55000 (5500)	
$E_д$, МПа (кгс/мм^2)	72500 (7250)	69000 (6900)	65000 (6500)	–	59000 (5900)

Корозійні властивості

Сплав володіє підвищеною корозійною тривкістю. У відпаленому стані відсутня схильність до КР і міжкристалітної корозії основного металу і зварних з'єднань. Схильність до розшаровувальної корозії відповідає 3-му балу ГОСТ 9018-73 (абсолютно стійкий) У нагартованому стані схильність до розшаровувальної корозії підвищується до 4–5 балів.

Технологічні і експлуатаційні нагріви підвищують схильність до міжкристалітної корозії, але не знижують опір КР під напруженням.

Корозійна тривкість зварного з'єднання близька до такої основного матеріалу.

Технологічні і експлуатаційні нагріви зварних з'єднань призводять до появи схильності до КР і міжкристалітної корозії. Тривалість нагріву зварних з'єднань не повинна перевищувати: 70°С – не більше 3000 год, при 125°С – не більше 20 год.

Відпал зварних деталей при 310...335°С (протягом 40...60 хв) з охолоджуванням на повітрі усуває схильність до КР і знижує схильність до міжкристалітної корозії після нагрівів.

Від корозії залежно від призначення деталей захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина $d = 2640$кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі види
Стан	М
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	6,73

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі види								
Стан	М								
$T_{випроб}$, °С	25	100	200	300	400	20...100	20...200	20...300	20...400
λ, Вт/(м·град)	117	122	126	130	138	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,922	1	1,05	1,09	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	24,7	25,8	26,5	27,4

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав термічною обробкою не зміцнюється. Температура відпалу 310...335°С, охолоджування на повітрі.

Гаряче деформування

Сплав деформується в холодному і гарячому станах. Охолоджування після деформування на повітрі.

Режими гарячого деформування

Температурний інтервал деформування, °С	Допустима деформація за один нагрів, %	
	на пресі	на молоті
430...320	60	–
430...300	–	50

Штампувальність

Пластичність листів у відпаленому стані хороша. Деталі складної форми з листа, отримані штампуванням, вибиванням і т.п., рекомендують відпалювати перед кінцевим калібруванням.

Показники штампувальності

Стан		Згинання R_{min}	Витяжка $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$	Витискування $K_{вид.}$, %
М		(1,2–1,5)*S**	1,4...1,9	1,2...1,7	8...20
Нагартування	10%	(3–4)*S**	1,4...1,7	1,15...1,4	3...12
	20%	(5–6)*S**	1,4...1,55	1,1...1,3	–

**S* – товщина листа, мм.

Зварюваність

Сплав добре зварюється аргоно-дуговою зваркою з присадкою сплаву АМг6 і задовільно – точковою. Пластичність швів висока. Міцність зварного з'єднання $(0,9–0,95)\cdot\sigma_B$ основного матеріалу (лист завтовшки 1...4 мм). Правити зварні з'єднання зі сплаву можна вальцюванням по біляшовній зоні (5...8 мм від кромки литого металу) або рихтуванням уручну за товщини до 4 мм. Зварні з'єднання завтовшки більше 4 мм слід правити під пресом. В усіх випадках необхідний ретельний візуальний контроль правлених ділянок на відсутність тріщин.

Кути вигину зварних з'єднань

Напівфабрикат	Лист плакований (Б), неплакований	
Товщина, мм	2	10
Стан	М	
Вид зварки	ААрДЕЗ (у стик)	
α, град	90...115	60...70

Механічна обробка

Оброблюваність різанням хороша в нагартованому стані; у відпаленому – задовільна.

Застосування

Для зварних і незварних конструкцій, від яких потрібна підвищена корозійна тривкість. Вироби зі сплаву можуть працювати тривало у діапазоні температур від (–196) до (+70)°С – 3 000 год.

2.2.4. Дуралюміни заклепкові

Марка: Д18 (1180) За ІСО 209-1

Хімічний склад (ГОСТ 4784-97)

Сплав	Масова частка елементів, %									
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Інші домішки	
									кожна	разом
Д18	Основа	0,5	0,5	2,2...3,0	0,2	0,2...0,5	0,1	0,1	0,05	0,15

Механічні властивості

За опором зрізу сплав поступається сплаву В95, але має кращу технологічну пластичність.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за зрізу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Пруток пресований	Дріт
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ТУ1-92-155-89	ГОСТ 14838-78
Діаметр, мм	До 25	1,4...10,0
Стан	Т	Т
Напрям вирізання зразка	Д	Д
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	175 (18)	185 (19)

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Дріт	
Діаметр, мм	1,4...10,0	
Стан	Т	М
Напрям вирізання зразка	Д	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	30	16
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	17	6
δ_{10}, %	25	25
ψ, %	50	–

Опір зрізу

Напівфабрикат	Дріт
Діаметр, мм	10
Стан	Т
Напрям вирізання зразка	Д
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	200 (20)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Дріт
Діаметр, мм	Усі розміри
Стан	Т
Напрям вирізання зразка	Д
E, МПа(кгс/мм^2)	71000 (7100)
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (2700)
μ	0,31

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Дріт				
Діаметр, мм	10				
Стан	Т				
Напрям вирізання зразка	Д				
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	300 (30)	260 (26)	250 (25)	230 (23)	190 (19)
δ_{10}, %	25	24	25	22	25
ψ, %	50	60	–	65	70

Опір зрізу

Напівфабрикат	Дріт						
Діаметр, мм	10						
Стан	Т						
Напрям вирізання зразка	Д						
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	200	250	300
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	200(20)	180(18)	160(16)	160(16)	140(14)	110(11)	60(6)

Вплив тривалих нагрівів на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Дріт									
Діаметр, мм	10									
Стан	Т									
Напрям вирізання зразка	Д									
Температура нагріву,°С	20	100		150				200		
Тривалість нагріву, год	–	0,5	100	0,5	30	50	100	0,5	15	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	300 (30)	260 (26)	260 (26)	230 (23)	230 (23)	230 (23)	230 (23)	190 (19)	210 (21)	190 (19)
δ_{10}, %	25	24	23	22	24	20	15	26	17	12
ψ, %	50	63	63	66	66	65	64	69	68	70

Вплив тривалих нагрівів на опір зрізу

Напівфабрикат	Дріт								
Діаметр, мм	10								
Стан	Т								
Напрям вирізання зразка	Д								
Температура нагріву,°С	20	125				150			
Тривалість нагріву, год	–	0,5	2500	5000	10000... 20000	0,5... 500	2500	10000	20000
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	210 (21)	160 (16)	190 (19)	180 (18)	160 (16)	160 (16)	170 (17)	150 (15)	130 (13)

Корозійні властивості

Сплав Д18 корозійно нетривкий. За нагрівів до температури вище 100°С він схильний до міжкристалітної корозії.

Від корозії заклепки захищають анодно-оксидними плівками з наповненням у розчині біхромату калію.

Фізичні властивості

Густина d = 2760 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Дріт
Стан	Т
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	3,90

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Дріт									
Стан	Т									
$T_{випроб}$, °С	25	100	200	300	400	–50... +20	20... 100	20... 200	100... 200	200... 300
λ, Вт/(м град)	163	172	180	184	193	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,922	1,00	1,09	1,17	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	21,8	23,4	24,5	25,6	26

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав зміцнюють гартуванням і природним старінням. Гартування від 495...505°С у воді (у баку з проточною водою) з T = 10...30°С; старіння за кімнатної температури впродовж 96 год (4 доби).

Гаряча обробка тиском

Сплав добре деформується в холодному і гарячому станах. Після гарячого деформування охолоджують на повітрі. Пластичність у гарячому стані висока.

Заклепки ставлять у конструкцію в загартованому і зістареному станах (без обмеження часу), оскільки володіють високою пластичністю в зістареному стані.

Зварюваність

Зварювати сплав не рекомендують.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням задовільна.

Застосування

Рекомендують для заклепок конструкцій середньої міцності, що піддаються нагріву при температурі не вище 100°С.

Марка: В65 (1165)

Хімічний склад (ГОСТ 4784-97)

Сплав	Масова частка елементів, %									
	Al	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Ti	Zn	Інші домішки	
					не більше				кожна	сума
В65	Основа	3,9...4,5	0,15...0,30	0,3...0,5	0,2	0,25	0,1	0,1	0,05	0,1

Механічні властивості

Найбільш високоміцний сплав для заклепок. Перевершує аналогічні алюмінієві сплави за опором зрізу на 20...30%.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за зрізу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Дріт		Пруток пресований
ОСТ, ГОСТ, ТУ	ГОСТ 14838-78		ТУ 1-92-155-86
Діаметр, мм	Від 1,4 до 7,8	Від 7,8 до 10	До 25
Стан	Т		
Напрям вирізання зразка	Д		
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	240 (24,5)	205 (21)

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Дріт
Діаметр, мм	10
Стан	Т
Напрям вирізання зразка	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	400 (40)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	230 (23)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	180 (18)
δ, %	23
ψ, %	50

Механічні властивості за зрізу

Напівфабрикат	Дріт
Діаметр, мм	2...10
Стан	Т
Напрям вирізання зразка	Д
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	260 (26)
$\tau_{зр}/\sigma_B$	0,65

Пружні властивості

Напівфабрикат	Дріт
Діаметр, мм	10
Стан	Т
Напрям вирізання зразка	Д
E, МПа(кгс/мм^2)	71000 (7100)
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (2700)
μ	0,31

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Дріт							
Діаметр, мм	10							
Стан	Т							
Напрям вирізання зразка	Д							
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	175	200	250	300
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	400 (40)	370 (37)	340 (34)	300 (30)	290 (29)	270 (27)	210 (21)	150 (15)
δ_{10}, %	20	22	22	22	23	23	23	23
ψ, %	50	54	57	60	62	66	71	77

Механічні властивості за зрізу

Напівфабрикат	Дріт							
Діаметр, мм	2…10							
Стан	Т							
Напрям вирізання зразка	Д							
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	175	200	250	300
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	260 (26)	250 (25)	240 (24)	220 (22)	200 (20)	190 (19)	130 (13)	90 (9)
$\tau_{зр}/\sigma_B$	0,65	0,68	0,7	0,73	0,69	0,7	0,63	0,6

Вплив тривалих нагрівів на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Дріт						
Діаметр, мм	10						
Стан	Т						
Напрям вирізання зразка	Д						
Температура нагріву,°С	20	100				150	
Тривалість нагріву, год	–	0,5	1...5	15...33	50	0,5	1
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	400(40)	360(36)	350(35)	350(35)	350(35)	300(30)	320(32)
δ_{10}, %	20	22	22	20	20	22	20
ψ, %	50	55	54	56	54	59	59

Продовження

Напівфабрикат	Дріт						
Діаметр, мм	10						
Стан	Т						
Напрям вирізання зразка	Д						
Температура нагріву,°С	150			200			
Тривалість нагріву, год	5	15...30	50	0,5	1...15	30	50
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	340(34)	350(35)	350(35)	270(27)	270(27)	260(26)	250(25)
δ_{10}, %	22	20	17	23	14	13	13
ψ, %	57	57	57	66	63	66	67

Вплив тривалого нагріву на опір зрізу

Напівфабрикат	Дріт						
Діаметр, мм	10						
Стан	Т						
Напрям вирізання зразка	Д						
Температура нагріву,°С	20	100	125				
Тривалість нагріву, год	–	0,5	0,5...100	500	1000	2500...10000	20000
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	270(27)	250(25)	240(24)	250(25)	260(26)	250(25)	240(24)

Продовження

Напівфабрикат	Дріт						
Діаметр, мм	10						
Стан	Т						
Напрям вирізання зразка	Д						
Температура нагріву,°С	150				175		
Тривалість нагріву, год	0,5	100	500	1000...20000	0,5	100	200
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	230(23)	240(24)	220(22)	210(21)	200(20)	210(21)	200(20)

Вплив тривалих нагрівів заклепкових з'єднань на опір зрізу

Напівфабрикат	Заклепки										
Діаметр, мм	4										
Стан	Т										
Температура нагріву та випроб,°С	20	125				150					
Тривалість нагріву та випроб, год	20	0,5	100...1000	2500...5000	20000	0,5	100...500	10000...2500	5000	10000	20000
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	280 (28)	250 (25)	260 (26)	250 (25)	240 (24)	240 (24)	240 (24)	230 (23)	210 (21)	170 (17)	160 (16)

Продовження

Напівфабрикат	Заклепки														
Діаметр, мм	4														
Стан	Т														
Температура нагріву та випроб,°С	175						200			225			250		
Тривалість нагріву та випроб, год	0,5	100	500...1000	2500	5000	10000	0,5	10	100	0,5	10	100	0,5	10	100
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	210 (21)	200 (20)	190 (19)	160 (16)	150 (15)	140 (14)	190 (19)	200 (20)	180 (18)	190 (19)	200 (20)	180 (18)	190 (19)	200 (20)	180 (18)

Корозійні властивості

Сплав корозійно нетривкий. Після нагріву при температурі вище 100°С виникає схильність до міжкристалітної корозії. Допускаються технологічні нагріви при 100°С максимальною тривалістю до 100 год.

Від корозії захищають анодно-оксидними плівками з наповненням у розчині біхромату калію.

Фізичні властивості

Густина d = 2800 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Дріт пресований
Стан	Т
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	5,04

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Дріт пресований				
Стан	Т				
$T_{випроб}$, °С	25	100	200	300	400
λ, Вт/(м·град)	147	155	163	172	184
С, кДж/(кг·град)	–	0,964	1,05	1,13	1,17

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав В65 піддається гартуванню від температури (525±5)°С у проточній воді за кімнатної температури (10–30)°С з подальшим природним старінням протягом 240 год за кімнатної температури або при (75±5) °С впродовж 24 год.

Допускається пришвидшене старіння заклепок при (90±5)°С впродовж 8 год. Якщо заклепки, зістарені за цим режимом, не задовольняють за механічними властивостями вимоги ТУ, їх слід повторно гартувати і зістарювати при (75±5)°С впродовж 24 год.

Заклепки ставлять у конструкцію в загартованому і зістареному станах. Після тривалого вилежування протягом 6–12 місяців вони можуть мати нижчу пластичність, що може спричинити розтріскування головок за розклепування. Такі заклепки перед встановленням у конструкцію рекомендують повторно термічно обробити.

Гаряче деформування

Сплав деформують в гарячому і холодному станах. Охолоджують після гарячої деформації на повітрі. Пластичність у гарячому стані така ж, як і сплаву Д1, в холодному – достатня для розклепування заклепок у загартованому і природно зістареному станах.

Зварюваність

Зварювати не рекомендують.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням у термічно-обробленому стані задовільна.

Застосування

Рекомендують для заклепок у конструкціях з алюмінієвих сплавів, що експлуатуються при температурах до 80°С.

2.2.5. Дуралюміни конструкційні

Марки:	**Д16 (1160)**	За ІСО 209-1-2024
	Д16ч	2124
	1163	2324
	1161	
	Д16П (1167)	

Хімічний склад у мас.%

Хімічний склад			**Д16** ГОСТ 4784-97	**Д16ч** ГОСТ 4784-97 ОСТ 190048-77	**1163** ОСТ 190048-77	**1161** ТУ 1-2-83-38–82 ТУ 1-805-150-90	**Д16П** дріт ГОСТ 4784-94
Al			Основа	Основа	Основа	Основа	Основа
Cu			3,8...4,9	3,8...4,9	3,8...4,5	3,35...3,85 3,4...3,9	3,8...4,5
Mn			0,3...0,9	0,3...0,9	0,4...0,8	0,4...0,7	0,3...0,7
Mg			1,2...1,8	1,2...1,8	1,2...1,8	1,4...1,8	1,2...1,6
Be			–	–	–	0,0003...0,0008	–
Si		Не більше	0,50	0,20	0,10	0,05	0,50
Fe			0,50	0,30	0,15	0,15	0,50
Cr			0,10	0,10	–	0,04	–
Zn			0,25	0,25	0,1	0,05	0,1
Ti			0,15	0,15	0,01...0,07	0,03...0,07	0,1
Zr			–	–	–	0,08...0,16	–
Ni			–	–	–	0,08	–
Інші	кожен		0,05	0,05	0,05	–	0,05
	сума		0,15	0,15	0,10	–	0,10

Механічні властивості

Сплав Д16 у загартованому і природно зістареному станах (Т) добре поєднує характеристики витривалості, в'язкість руйнування, опір розповсюдженню втомної тріщини. В стані Т1 (загартованому і штучно зістареному) ці показники в 1,5–2 рази вищі.

Сплав Д16ч за міцністю, пластичністю і витривалістю близький до сплаву Д16, але має вищу (на 10...25%) в'язкість руйнування.

Сплав 1163 має вищу на 10...15% в'язкість руйнування, ніж Д16ч.

Сплав 1161 дещо поступається за міцністю в поздовжньому напрямку напівфабрикатам з вищезгаданих сплавів, проте має вищі характеристики в'язкості руйнування, особливо в поперечному напрямі, малоциклової втоми і меншу швидкість росту втомної тріщини.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *листів* Д16, Д16ч, 1163**

Напівфабрикат	Лист плакований (А) (обшивальний)									
ОСТ	ОСТ 190070-92									
Товщина, мм	0,5...1,9	>1,9...10,5	0,5...1,9	>1,9...6,0	>6,0...10,5	1,5...1,9	>1,9...7,5	0,5...0,7	>0,7...1,9	>1,9...10,5
Стан	М		Т			ТН		Т1**		
Напрям вирізання зразка	П									
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	145...225 (15...23)	145...235 (15–24)	405 (41,5)	425 (43,5)	425 (43,5)	425 (43,5)	455 (46,5)	390 (40,0)	420 (43,0)	445 (45,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	270 (27,5)	275 (28,0)	275 (28,0)	335 (34,0)	345 (35,0)	345 (35,0)	375 (38,0)	380 (39,0)
δ_{10}, %	10	10	13	11	10	10	8	5	5	5

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А) (обшивальний)						
ОСТ	ОСТ 190070-92						
Товщина, мм	1,5...1,9	>1,9...6,0	0,5...1,9	>1,9...10,5	0,5...0,7	>0,7...1,9	>1,9...6,0
Стан	Т1Н**		Т*		Т1*		
Напрям вирізання зразка	П						
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	450(46,0)	480(49,0)	390(40,0)	410(42,0)	375(38)	410(42,0)	425(43.5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	420(43,0)	450(46,0)	255(26,0)	265(27,0)	305(31)	325(33)	340(34,5)
δ_{10}, %	3	4	15	12	6	6	6

* Вказані механічні властивості відпалених листів після гартування і старіння, а також загартованих і природно зістарених, таких, що пройшли перегартування і старіння на заводі-споживачі.

** Механічні властивості загартованих і природно зістарених листів після перегартування і штучного старіння.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *листів* Д16, Д16ч, 1163**

Напів-фабрикат	Лист плакований						
	У						
ОСТ	190070-92 (обшивальний)						
Товщина, мм	0,5…1,9	>1,9…10,5	0,5…1,9	>1,9…6,0	>6,0…10,5	0,5…1,9	>1,9…4,0
Стан	М		Т			Т1*	
Напрям вирізання зразка	П						
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	145…225 (15…23)	145…235 (15…24)	405 (41,5)	425 (43,5)	425 (43,5)	365 (37)	405 (41,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	270 (27,5)	275 (28)	275 (28)	293 (30)	315 (32)
δ_{10}, %	10	10	13	11	10	5	5

Продовження

Напів-фабрикат	Лист плакований							
	У				А		У	
ОСТ	190070-92 (обшивальний)				ОСТ 190166-75			
Товщина, мм	0,5…1,9	>1,9…4,0	0,5…1,9	>1,9…4,0	0,3…0,4			
Стан	Т***		Т1***		М	Т	М	Т
Напрям вирізання зразка	П							
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	350 (35,5)	390 (40)	350 (35,5)	390 (40)	≤ 245 (25,0)	400 (41,0) [40]**	≤ 245 (25,0)	363 (37) [35,5]**
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	220 (22,5)	255 (26)	275 (28)	295 (30)	–	265 (27,0) [25]**	–	230 (23,5) [22,5]**
δ_{10}, %	13	13	8	6	10	13 [13]**	10	13 [13]**

* Механічні властивості загартованих і природно зістарених листів, підданих штучному старінню.

** У квадратних дужках вказані властивості листів, підданих гартуванню з відпаленого стану або перегартованих і зістарених на заводі-споживачі.

*** Механічні властивості відпалених листів, підданих гартуванню і старінню, а також загартованих і зістарених, підданих перегартуванню і старінню на заводі-споживачі.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *листів* Д16ч, 1163**

Напівфабрикат	Лист плакований (Б)			
ОСТ	ОСТ 190246-77			
Товщина, мм	0,5...10,5	0,5...1,5	>1,5...6,0	>6,0...10,5
Стан	М	Т		
Напрям вирізання зразка	П			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	147...235 (15...24)	441 (45)	441 (45)	441 (45)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	289 (29,5)	289 (29,5)	289 (29,5)
δ_{10}, %	10	13	11	10

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (Б)				
ОСТ	ОСТ 190246-77				
Товщина, мм	1,5...3,0	>3,0...7,5	0,5...1,5	>1,5...6,0	>6,0...10,5
Стан	ТН		Т*		
Напрям вирізання зразка	П				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	475 (48,5)	475 (48,5)	425 (43,5)	425 (43,5)	425 (43,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	358 (36,5)	358 (36,5)	275 (28)	275 (28)	275 (28)
δ_{10}, %	20,5	8	13	11	11

***** Механічні властивості відпалених листів, підданих потім гартуванню і старінню, а також загартованих і зістарених, що пройшли перегартування на заводі-споживачі.

Продовження

Напів-фабрикат	Лист плакований (А)								
ОСТ	ОСТ 190246–77								
Товщина, мм	0,5... 1,9	>1... 10,5	0,5... 1,9	>1,9... 6,0	>6,0... 10,5	1,5... 1,9	>1,9... 7,5	0,5... 1,9	>1,9... 10,5
Стан	М		Т			ТН		Т*	
Напрям вирі-зання зразка	П								
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	145...225 (15...23)	145...235 (15...24)	405 (41,5)	425 (43,5)	425 (43,5)	425 (43,5)	456 (46,5)	390 (40)	410 (42)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	270 (27,5)	275 (28)	275 (28)	335 (34)	345 (35)	235 (24)	245 (25)
δ_{10}, %	10	10	13	11	10	10	8	15	12

Продовження

Напів-фабрикат	Лист плакований (А)							
ОСТ	ОСТ 190246–77							
Товщина, мм	0,5...0,7	>0,7...1,9	>1,9...10,5	0,5...0,7	>0,7...1,9	>1,9...10,5	1,5...1,9	>1,9..6,0
Стан	Т1*			Т1**			Т1Н**	
Напрям вирізання зразка	П							
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	375 (38)	410 (42)	425 (43,5)	390 (40)	425 (43,5)	436 (44,5)	451 (46)	484 (49)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	304 (31)	323 (33)	338 (34,5)	345 (35)	375 (38)	375 (38)	421 (43)	451 (46)
δ_{10}, %	6	6	6	5	5	5	3	4

* Механічні властивості відпалених листів, підданих гартуванню і старінню, а також загартованих і зістарених, підданих перегартуванню і старінню на заводі-споживачі.

** Механічні властивості листів у стані постачання, окрім відпалених, підданих штучному старінню.

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (У)					
ОСТ	ОСТ 190246-77					
Товщина, мм	0,5...1,9	>1,9...4,0	0,5...1,9	>1,9...4,0	0,5...1,9	>1,9...4,0,
Стан	М		Т		Т*	
Напрям вирізання зразка	П					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	145...225 (15...23)	145...225 (15...23)	363 (37)	405 (41,5)	350 (35,5)	390 (40)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	230 (23,5)	270 (27,5)	221 (22,5)	235 (24)
δ,%	10	10	13	13	13	13

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (У)			
ОСТ	ОСТ 190246-77			
Товщина, мм	0,5...1,9	>1,9...4,0	0,5...1,9	>1,9...4,0
Стан	Т1*		Т1**	
Напрям вирізання зразка	П			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	350 (35,5)	390 (40)	(37)	405 (41,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	275 (28)	294 (30)	294 (30)	315 (32)
δ,%	8	6	5	5

* Механічні властивості відпалених листів, підданих гартуванню і старінню, а також загартованих і зістарених, підданих перегартуванню і старінню на заводі-споживачі.

** Механічні властивості листів у стані постачання, окрім відпалених, підданих штучному старінню.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *плакованих і неплакованих листів зі сплаву* Д16**

Напівфабрикат	Лист			
	плакований (Б) і неплакований			
ГОСТ	ГОСТ 21631-76			
Товщина, мм	5,0...10,5	0,5...1,5	>1,5...6,0	>6,0...10,5
Стан	М	Т		
Напрям вирізання зразка	П			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	145...235 (15...24)	440 (45)	440 (45)	440 (45)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	290 (29,5)	290 (29,5)	290 (29,5)
δ, %	10	13	11	10

Продовження

Напівфабрикат	Лист				
	плакований (Б) і неплакований		плакований (Б)		
ГОСТ	ГОСТ 21631-76				
Товщина, мм	1,5…3,0	>3,0…7,5	0,5…1,5	>1,5…6,0	>6,0…10,5
Стан	ТН		Т*		
Напрям вирізання зразка	П				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	475 (48,5)	475 (48,5)	425 (43,5)	425 (43,5)	425 (43,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	360 (36,5)	360 (36,5)	275 (28)	275 (28)	275 (28)
δ, %	10	8	13	11	10

* Механічні властивості відпалених листів, підданих гартуванню і старінню, а також загартованих і зістарених, підданих перегартуванню і старінню на заводі-споживачі.

Продовження

Напів-фабрикат	Лист плакований									
	А									
ГОСТ	ГОСТ 21631-76									
Товщина, мм	0,5...1,9	>1,9...10,5	0,5...1,9	>1,9... 6,0	6,0... 10,5	5,0... 10,5	1,5... 1,9	>1,9... 7,5	0,5... 1,9	>1,9... 10,5
Стан	М		Т			Т*	ТН		Т**	
Напрям вирізання зразка	П									
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	145...225 (15...23)	145...235 (15...24)	405 (41,5)	425 (43,5)	425 (43,5)	415 (42)	425 (43,5)	455 (46,5)	390 (40)	410 (42)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	270 (27,5)	275 (28)	275 (28)	255 (26)	335 (34)	345 (35)	255 (26)	265 (27)
δ, %	10	10	13	11	10	10	10	8	15	12

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований					
	У					
ГОСТ	ГОСТ 21631-76					
Товщина, мм	0,5...1,9	>1,9...4,0	0,5...1,9	>1,9...4,0	0,5...1,9	>1,9...4,0
Стан	М		Т		Т**	
Напрям вирізання зразка	П					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	130...225 (13...23)	130...235 (13...24)	365 (37)	405 (41,5)	350 (35,5)	390 (40)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	230 (23,5)	270 (27,5)	220 (22,5)	255 (26)
δ, %	10	10	13	13	13	13

* Механічні властивості листів без термообробки після гартування і старіння на заводі-споживачі.

** Механічні властивості відпалених листів, підданих гартуванню і старінню, а також загартованих і зістарених після перегартування і старіння на заводі-споживачі.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *спеціальних листів із сплаву* Д16**

Напівфабрикат	Листи рифлені	Лист із шипами
ТУ	ТУ 1-3-112-75	
Товщина, мм	0,8...2,5	1,5...2,5*
Стан	Т	Т
Напрям вирізання зразка	П	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	390 (40)	375 (38)
$\sigma_{0,2}$ МПа (кгс/мм^2)	255 (26)	216 (22)
δ_{10}, %	15,6	10

* Товщина основного полотна

***Механічні властивості за розтягу плит* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Плити плаковані (Б, А) і неплаковані				
ТУ, ГОСТ	ТУ 1-92-161-90 (Д16ч, 1163)				
Товщина, мм	11...25	26...40	41...50	51...80	11...25
Стан	Т				Т1
Напрям вирізання зразка	П				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	430 (44)	420 (43)	420 (43)	410 (42)	450 (46)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	295 (30)	285 (29)	285 (29)	285 (29)	400 (41)
δ_5 %	8	7	6	4	5

Продовження

Напівфабрикат	Плити плаковані (Б, А) і неплаковані				
ТУ, ГОСТ	ГОСТ 17232-99 (Д16)*				
Товщина, мм	11..25	>25..40	>40...70	>70...80	40...80
Стан	Т**				
Напрям вирізання зразка	П				В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	420 (43)	390 (40)	370 (38)	345 (35)	345 (35)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	275 (28)	255 (26)	245 (25)	245 (25)	–
δ_{10}, %	7	5	4	3	3

* Механічні властивості плит завтовшки більше 80 мм не нормують.

** Механічні властивості плит, загартованих і природно зістарених на заводі-споживачі.

Механічні властивості за розтягу (не менше) профілів зі сплавів **Д16, Д16ч, 1163**

Напівфабрикат	Пресований профіль					
ОСТ	ОСТ 190113-74					
Товщина, мм	До 5	>5...10	>10...20	>20...40	>40...80	>80...150
Стан	Т*					
Напрям вирізання зразка	Д					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	390 (40)	410 (42)	430 (44)	440 (45)	460 (47)	450 (46)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	275 (28)	285 (29)	295 (30)	335 (34)	315 (32)
δ_5, %	10	10	10	10	10	10

Продовження

Напівфабрикат	Пресований профіль						
ОСТ	ОСТ 190113-74						
Товщина, мм	Усі розміри	До 5	>5...10	>10...20	>20...40	>40...80	>80...100
Стан	М	Т**					
Напрям вирізання зразка	Д						
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	≤ 245 (25)	390 (40)	410 (42)	410 (42)	420 (43)	460 (47)	420 (43)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	255 (26)	275 (28)	285 (30)	295 (30)	335 (34)	295 (30)
δ_5, %	12	10	10	10	10	10	10

* Механічні властивості профілів, що постачають без термообробки, після гартування і старіння на заводі-споживачі.

** Механічні властивості відпалених профілів після гартування і старіння на заводі-споживачі.

Продовження

Напівфабрикат	Пресований профіль				
ОСТ	ОСТ 190113-74				
Товщина, мм	До 2	>2...5	>5...10	>10...20	>20...40
Стан	Т*				
Напрям вирізання зразка	Д				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	400 (41)	410 (42)	420 (43)	430 (44)	450 (46)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	305 (31)	315 (32)	325 (33)	335 (34)	335 (34)
δ_5, %	10	10	10	10	10

Продовження

Напівфабрикат	Пресований профіль				
ОСТ	ОСТ 190113-74				
Товщина, мм	>40...80	>80...150	До 5	>5...40	>40...80
Стан	Т*		Т1**		
Напрям вирізання зразка					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	450 (46)	440 (45)	450 (46)	450 (46)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	355 (36)	335 (34)	380 (39)	390 (40)	390 (40)
δ_5, %	10	10	4	5	5

* Механічні властивості профілів, загартованих і природно зістарених на заводі-виготовлювачі.
** Механічні властивості профілів, загартованих і штучно зістарених на заводі-виготовлювачі.

Продовження

Напівфабрикат	Пресований профіль					
ОСТ	ОСТ 190113-86					
Товщина, мм	Усі розміри Д16, Д16ч, 1163		2...5	5...10	>10...20	>20...40
			Д16, Д16ч			
Стан	Т		ТПП			
Напрям вирізання зразка	П	В	Д			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	390 (40)	345 (35)	470 (48)	470 (48)	480 (49)	490 (50)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	285 (29)	285 (29)	345 (35)	355 (36)	365 (37)	365 (37)
δ_5, %	6	4	8	8	8	8

Продовження

Напівфабрикат	Пресований профіль			
ОСТ	ОСТ 190113-86			
Товщина, мм	2...5	>5...10	>10...20	>20...40
	1163			
Стан	ТПП			
Напрям вирізання зразка	Д			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	470 (48)	470 (48)	480 (49)	490 (50)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	345 (35)	355 (36)	365 (37)	365 (37)
δ_5, %	10	10	10	10

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *різних зон профілів зі сплавів* Д16, Д16ч, 1163**

Напівфабрикат		Профіль пресований періодичного перерізу		Профіль пресований, великогабаритний (з площею поперечного перерізу від 200 до 500 см^2 і діаметром описаного кола до 600 мм)							
ОСТ		ОСТ 190040-71		ОСТ 192066-91							
Стан		Т*	ТПП*	Т**			Т			Т1	М
Напрям вирізання зразка		Д		Д*							
Товщина, мм				До 40	>40 80	>80	До 40	>40 80	>80 150	До 150	Усі розміри
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	Профільна частина	410 (42)	440 (45)	440 (45)	460 (47)	450 (46)	450 (46)	480 (49)	450 (46)	450 (46)	≤245 (≤25)
	Проміжна (перехідна) кінцева	410 (42)	430 (44)								
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	Профільна частина	315 (32)	325 (33)	295 (30)	315 (32)	315 (32)	335 (34)	355 (36)	335 (34)	390 (40)	–
	Проміжна (перехідна) кінцева	285 (29)	295 (30)								
δ_5, %	Профільна частина	8	8	10	10	10	10	10	10	5	10
	Проміжна (перехідна) кінцева	8	8								

Продовження

Напівфабрикат		Профіль пресований, великогабаритний (з площею поперечного перерізу від 200 до 500 см^2 і діаметром описаного кола до 600 мм)							
ОСТ		ОСТ 192066-91							
Стан		Т**				Т			
Напрям вирізання зразка		П*			В*	П*			В*
Товщина, мм		До 40	>40 80	>80	Усі розміри	>40	>40 80	>80 150	до 150
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	Профільна частина	410 (42)	400 (41)	390 (40)	345 (35)	410 (42)	400 (41)	390 (40)	345 (35)
	Проміжна (перехідна) кінцева								
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	Профільна частина	295 (30)	295 (30)	285 (29)	285 (29)	295 (30)	295 (30)	285 (29)	285 (29)
	Проміжна (перехідна) кінцева								
δ_5, %	Профільна частина	6	6	6	4	6	6	6	4
	Проміжна (перехідна) кінцева								

* Для сплавів Д16, Д16ч.

** Механічні властивості профілів без термообробки після гартування і старіння на заводі-споживачі.

***Механічні властивості за розтягу (не менше) пресованих профілів та панелей зі сплаву* Д16ч**

Напівфабрикат	Панелі і профілі пресовані довговимірні					
ТУ	ТУ 1-2-83-38-82					
Тип випробуваних зразків	Профілі та профільна частина панелей			Кінцева частина		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
Стан	Т*					
$\sigma_в$ МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	412 (42)	353 (36)	451 (46)	412 (42)	373 (38)
$\sigma_{0,2}$ МПа (кгс/мм^2)	294 (30)	284 (29)	–	294 (30)	275 (28)	–
δ, %	12	10	5***	12	10	5***

Продовження

Напівфабрикат	Панелі і профілі пресовані довговимірні					
ТУ	ТУ 1-2-83-38-82					
Тип випробуваних зразків	Профілі та профільна частина панелей			Кінцева частина		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
Стан	Т**					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	451 (46)	422 (43)	373 (38)	451 (46)	422 (43)	373 (33)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	314 (32)	–	294 (30)	275 (28)	–
δ, %	10	8	4***	10	8	4***

* Механічні властивості гарячепресованих профілів і панелей після гартування і старіння на заводі-споживачі.

** Механічні властивості профілів і панелей після гартування, правки розтягом і природного старіння на заводі-виготовлювачі напівфабрикату.

*** Розрахункова довжина зразків $l_0 = 4d_0$.

***Механічні властивості за розтягу (не менше) пресованих профілів та панелей зі сплаву* 1161**

Напівфабрикат	Панелі і профілі пресовані довговимірні					
ТУ	ТУ 1-2-83-38-82					
Тип випробуваних зразків	Профілі та профільна частина панелей			Кінцева частина		
Стан	Т*					
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	431 (44)	402 (41)	343 (35)	441 (45)	402 (41)	363 (37)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	294 (30)	284 (29)	–	284 (29)	275 (28)	–
δ_5, %	14	12	7***	14	12	7***

Продовження

Напівфабрикат	Панелі і профілі пресовані довговимірні					
ТУ	ТУ 1-2-83-38-82					
Тип випробуваних зразків	Профілі та профільна частина панелей			Кінцева частина		
Стан	Т**					
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	412 (42)	373 (38)	441 (45)	412 (42)	373 (38)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	314 (32)	–	284 (29)	265 (27)	–
δ_5, %	12	10	6***	12	10	6***

* Механічні властивості гарячепресованих профілів і панелей після гартування і природного старіння на заводі-споживачі.

** Механічні властивості профілів і панелей після гартування, правки розтягом і природного старіння на заводі-виготовлювачі напівфабрикату.

*** Розрахункова довжина зразків $l_0 = 4d_0$.

Механічні властивості за розтягу (*не менше*) *профілів та панелей зі сплавів* 1163 *і* 1161

Напівфабрикат	Профілі та панелі довговимірні зі сплаву 1163			
ТУ	ТУ 1-83-58-2002			
Товщина, мм	До 60			
Стан	Т*		Т**	
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	411 (42)	450 (46)	421 (43)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(30)	(29)	333 (34)	(32)
δ_5, %	12	10	10	8

Продовження

Напівфабрикат	Профілі пресовані великогабаритні зі сплаву 1161					
ТУ	ТУ 1-805-150-90					
Товщина, мм	Площа поперечного перерізу профілю до 500 см^2			Площа поперечного перерізу профілю більше 500 см^2		
Стан	Т**					
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	383(39)	333 (34)	432 (44)	383 (39)	333 (34)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	265 (27)	255 (26)	324 (33)	265 (27)	255 (26)
δ_5, %	12	10	4	12	10	4,0

* Механічні властивості гарячепресованих профілів і панелей після гартування і природного старіння на заводі-споживачі.

** Механічні властивості профілів і панелей після гартування і природного старіння на заводі-виготовлювачі профілів.

Механічні властивості за розтягу (*не менше*) *після гартування та штучного старіння* (Т1) *у споживача профілів зі сплавів* Д16ч, 1163

Напівфабрикат	Профіль пресований (високонавантажений з площею поперечного перерізу до 500 см^2 і діаметром описаного кола до 600 мм)							
ОСТ	ОСТ 190369-86							
Стан постачання	Т		Т1		М			
Товщина, мм	До 5	> 5 40	До 5	> 5 40	До 1,6	> 1,6... 2,5	> 2,5... 5,0	> 5... 40
Напрям вирізання зразка	Д							
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	440(45)	450(46)	440(45)	450(46)	400(41)	410(42)	420(43)	440(45)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	380(39)	390(40)	380(39)	390(40)	345(35)	345(35)	365(37)	375(38)
δ_5, %	4	5	4	5	6	6	6	5

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований (високонавантажений з площею поперечного перерізу до 500 см^2 і діаметром описаного кола до 600 мм)					
ОСТ	ОСТ 190369–86					
Стан постачання	Без термообробки		Т, Т1	Т, Т1 (1163)		
Товщина, мм	До 5	> 5...40	До 40	> 40 до 80		
Напрям вирізання зразка	Д		П	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	430 (44)	440 (45)	435 (44)	450 (46)	435 (44)	390 (40)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	365 (37)	375 (38)	375 (38)	390 (40)	375 (38)	–
δ_5, %	4	5	4	5	4	2*

Примітка: у графі «Стан постачання» вказано стан профілів, отриманих від заводу-виготовлювача, а рівень механічних властивостей – після гартування і штучного старіння у споживача.

* Розрахункова довжина зразків $l_0 = 4\ d_0$.

Механічні властивості за розтягу (*не менше*) *пресованих профілів зі сплавів* Д16, Д16ч

Напівфабрикат	Профіль пресований порожнистий										
ОСТ	ОСТ 192067-76										
Товщина, мм	До 5	>5 10	>10 20	>20 40	> 40	Усі розміри	До 5	>5 10	>10 20	>20 40	> 40
Стан	Т*					М	Т*				
Напрям вирізання зразка	Д					Д	Д				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	390 (40)	410 (42)	420 (43)	430 (44)	460 (47)	≤ 245 (≤ 25)	390 (40)	410 (42)	410 (42)	420 (43)	460 (47)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(27)	(28)	(29)	(30)	(34)	–	265 (26)	275 (28)	285 (29)	295 (30)	335 (34)
δ, %	10	10	10	10	10	12	10	10	10	10	10

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований порожнистий						
ОСТ	ОСТ 192067-76						
Товщина, мм	До 2	>2 5	>5 10	>10 20	>20 30	>30 40	>40
Стан	Т**						
Напрям вирізання зразка	Д						
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	400 (41)	410 (42)	420 (43)	430 (44)	440 (45)	450 (46)	410 (42)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	305 (31)	315 (32)	325 (33)	335 (34)	335 (34)	335 (34)	355 (36)
δ, %	10	10	10	10	10	10	10

* Механічні властивості гарячевальцьованих або відпалених профілів після гартування і природного старіння на заводі-споживачі.

** Механічні властивості профілів після гартування і природного старіння на заводі-виготовлювачі.

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований (порожнистий) з Д16, Д16ч				Профіль пресований великогабаритний з Д16ч			
ОСТ, ТУ	ОСТ 192067				ТУ 1-5-218-95			
Товщина, мм	2...5	>5...10	>10...20	>20...40	Усі розміри			
Стан	ТПП**				Т	Т**		
Напрям вирізання зразка	Д				Д		П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	(48)	(48)	(49)	(50)	(46)	(46)	(40)	(35)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(35)	(36)	(37)	(37)	(30)	(34)	(28)	(27)
δ, %	8	8	8	8	10	10	6	4

* Механічні властивості гарячекатаних профілів після гартування і природного старіння на заводі-споживачі.

** Механічні властивості профілів після гартування і природного старіння на заводі-виготовлювачі.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *прутків зі сплавів* Д16, Д16ч**

Напівфабрикат	Пруток пресований					
ОСТ	ОСТ 190395-91					
Діаметр, мм	10...22	>22...28	>28...54	>54...150	>150...250	>250...300
Стан	Т*					
Напрям вирізання зразка	Д					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	415 (42)	455 (46)	470 (48)	470 (48)	460 (47)	450 (46)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	305 (31)	315 (32)	325 (33)	345 (35)	335 (34)	325 (33)
δ_5, %	10	10	10	10	10	10

Продовження

Напівфабрикат	Пруток пресований			
ОСТ	ОСТ 190395-91			
Діаметр, мм	>10...22	>22...28	>28...54	>54...100
Стан	Т**			
Напрям вирізання зразка	Д			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	415 (42)	450 (46)	470 (48)	470 (48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	305 (31)	315 (32)	325 (33)	345 (35)
δ_5, %	10	10	10	10

* Механічні властивості гарячепресованих прутків після гартування і природного старіння на заводі-споживачі.

** Механічні властивості прутків після гартування і старіння на заводі-виготовлювачі.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *пресованих прутків зі сплаву* Д16**

Напівфабрикат	Пруток пресований				
ГОСТ	ГОСТ 21488-97				
Діаметр, мм	8...300	8...22	>8...130	>130...300	>300...400
Стан	Без термообробки	Т*			
Напрям вирізання зразка	Д				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	390 (40)	420 (43)	410 (42)	390 (40)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	120 (12)	275 (28)	295 (30)	275 (28)	245 (25)
δ_5, %	12	10	10	8	6

Продовження

Напівфабрикат	Пруток пресований			
ГОСТ	ГОСТ 21488-97			
Діаметр, мм	8...22	>22...100	8...300	8...300
Стан	Т**		ТПП*	ТПП**
Напрям вирізання зразка	Д			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	390 (40)	420 (43)	450 (46)	450 (46)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	275 (28)	295 (30)	325 (33)	325 (33)
δ_5, %	10	10	8	8

* Механічні властивості гарячепресованих прутків після гартування і природного старіння на заводі-споживачі.

** Механічні властивості прутків після гартування і природного старіння на заводі-споживачі.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *профілів та панелей зі сплавів* Д16, Д16ч**

Напівфабрикат	Панелі пресовані з шириною полотна до 1000 мм	
ОСТ	ОСТ 190177-75	
Стан	Т	
Напрям вирізання зразка	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	460 (47)	431 (44)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	313 (32)
δ, %	10	8

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *пресованих труб зі сплаву* Д16**

Напівфабрикат	Труби пресовані (для народного господарства та експорту)		
ГОСТ	ГОСТ 18482-79		
Товщина стінки, мм	3,0...4,0	> 4,0...20,0	> 20,0...40,0
Стан	Т*		
Напрям вирізання зразка	Д		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	375 (38)	390 (40)	420 (43)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	255 (26)	275 (28)
δ_5,%	10	12	10

Продовження

Напівфабрикат	Труби пресовані (для народного господарства та експорту)		
ГОСТ	ГОСТ 18482-79		
Товщина стінки, мм	3,0...4,0	> 4,0...20,0	> 20,0...40,0
Стан	Т**		
Напрям вирізання зразка	Д		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	375 (38)	390 (40)	420 (43)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	255 (26)	275 (28)
δ_5,%	10	12	10

* Механічні властивості гарячепресованих труб після гартування і природного старіння на заводі-споживачі

** Механічні властивості труб, загартованих і природно зістарених на заводі-виготовлювачі.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*) *труб зі сплавів* Д16, Д16ч**

Напівфабрикат	Труби авіаційні			
ОСТ	ОСТ190038-88			
Діаметр, мм	Усі розміри	До 22	> 22...50	> 50
Товщина стінки, мм	Усі розміри			
Стан	М	Т		
Напрям вирізання зразка	Д			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	≤ 245 (25)	420 (43)	420 (43)	420 (43)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	265 (27)	285 (29)	285 (29)
δ_5, %	10	13	12	10

Продовження

Напівфабрикат	Труби холоднодеформовані зі сплаву Д16				
ОСТ	ОСТ 190096-83				
Діаметр, мм	Усі розміри	до 22		> 22...50	> 50
Товщина стінки, мм	Усі товщини	До 1,0	> 1,0...5	Усі товщини	
Стан	М	Т			
Напрям вирізання зразка	Д				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	≤ 245 (≤25)	420 (43)	420 (43)	420 (43)	420 (43)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	285 (29)	285 (29)	285 (29)	285 (29)
δ_5, %	10	13	14	12	10

Механічні властивості за розтягу залежно від місця і напряму вирізання зразка

Сплав	Д16				
Напівфабрикат	Профіль пресований				
Товщина, мм	Великогабаритний				
Стан	Т				
Місце вирізання зразка	Серединна частина перетину		Крупнокристалічний обідок		Зона змішаної структури
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	529 (53)	441 (45)	441 (45)	411 (42)	411 (42)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	431 (44)	372 (38)	343 (35)	323 (33)	314 (32)
δ_5 %	15	10	18	13	12

Продовження

Сплав	Д16ч					
Напівфабрикат	Плита ковано-вальцьована, штамповано-вальцьована					
Товщина, мм	30...45					
Стан	Т			Т1		
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	441 (45)	382 (39)	470 (48)	470 (48)	421 (43)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	314 (32)	304 (31)	431 (44)	431 (44)	411 (42)
δ_5 %	14*	13*	5	5*	4,5*	2.5
ψ,%	22	17	–	16	13	–

*δ_{10}

Механічні властивості за розтягу залежно від напряму вирізання зразка (середні значення)

Напівфабрикат	Плита зі сплаву 1163			
	штамповано-вальцьована			
Товщина, мм	40			
Стан	Т		Т1	
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	441 (45)	470 (48)	480 (49)
$\sigma_{0,2}$ МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	304 (31)	421 (43)	431 (44)
δ_{10}, %	19	18	8	8
ψ, %	31	25	27	26

Продовження

Напівфабрикат	Плита зі сплаву 1163				
	вальцьована				
Товщина, мм	35...45		50...85		
Стан	Т		Т		
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	460 (47)	441 (45)	460 (47)	460 (47)	441 (45)
$\sigma_{0,2}$ МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	314 (32)	402 (41)	402 (41)	392 (40)
δ_{10}, %	19	18	8	6	3*
ψ, %	–	–	25	13	–

* δ_5

Механічні властивості за розтягу, стиску, зминання

Сплав	Д16							
Напівфабрикат	Лист плакований (А)						Профіль пресований	
Товщина, мм	До 1,9	> 1,9... 6,0	> 6... 10,5	До 1,9	> 1,9... 6,0	> 1,9... 6,0	2...5	10...20
Стан	Т			ТН		Т1	Т	
Напрям вирізання зразка	П						Д	
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	225(23)	225(23)	225(23)	274(28)	294(30)	343(35)	274(28)	294(30)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	269(27,5)	274(28)	274(28)	333(34)	343(35)	382(39)	314(32)	333(34)
$\sigma_{0,2\,ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	284(29)	294(30)	294(30)	343(35)	363(37)	392(40)	314(32)	333(34)
$\sigma_{пц.ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	245(25)	245(25)	245(25)	294(30)	314(32)	372(38)	274(28)	294(30)
$\sigma_{пц\,зм.}$, МПа (кгс/мм^2)	250(26)	245(25)	–	333(34)	343(35)	–	–	
$\sigma_{0,2\,зм.}$, МПа (кгс/мм^2)	353(36)	343(35)	–	(41)	(42,5)	–	–	

Продовження

Сплав	Д16ч				1161					
Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована, кованo-вальцьована				Панель пресована		Панель з кінцевою частиною			
Товщина, мм	40...60				15...25		профільна частина		кінцева частина	
Стан	Т		Т1		Т		Т			
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П	Д	П	Д	П	Д	П
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	294 (30)	274 (28)	402 (41)	402 (41)	353 (36)	333 (34)	347 (35,4)	264 (26,9)	293 (29,9)	248 (25,3)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	338 (34,5)	314 (32)	451 (46)	441 (45)	392 (40)	372 (38)	–	–	–	–
$\sigma_{пц.ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	323 (33)	451 (46)	441 (45)	392 (40)	372 (38)	380 (39)	355 (36)	–	–

Механічні властивості за закруту та зрізу

Напівфабрикат	Профіль пресований Д16, Д16ч	Панель 1161
Товщина, мм	>40	–
Стан	Т	Т
Напрям вирізання зразка	Д	Д, П
$\tau_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	118 (12)	–
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	186 (19)	–
$\tau_{в}$, МПа (кгс/мм^2)	363 (37)	–
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	284 (29)	245...274 (25,2...28,0)*

* За даними паспорта і сертифікату.

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Профіль пресований Д16, Д16ч			
Товщина, мм	3			
Стан	ТПП		ТР	
Напрям вирізання зразка	Д			
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)			
K_t	1	2,6	1	2,6
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	510 (52)	–	436 (44,5)	–
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	–	447 (45,6)	–	402 (41)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	–	0,87	–	0,92

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований Д16, Д16ч					
Товщина, мм	5				40	
Стан	ТПП		Тр		ТПП	
Напрям вирізання зразка	Д					
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)					
K_t	1	2,6	1	2,6	1	2,6
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	534 (54,5)	–	436 (44,5)	–	573 (58,5)	–
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	–	426 (43,5)	–	412 (42)	–	412 (42)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	–	0,80	–	0,94	–	0,72

***Чутливість до концентрації напружень за розтягу сплавів* Д16, Д16ч**

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована, ковано-вальцьована							
Товщина, мм	40							
Стан	Т				Т1			
Напрям вирізання зразка	Д		П		Д		П	
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)							
K_t	1	2,6	1	2,6	1	2,6	1	2,6
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	–	441 (45)	–	480 (48)	–	470 (47)	–
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	–	397 (40,5)	–	384 (39,5)	–	451 (46)	–	431 (44)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	–	0,90	–	0,88	–	0,94	–	0,92

Продовження

Напівфабрикат	Панель пресована				Лист плакований		Пруток, профіль пресований	
Товщина, мм	10...30				2...6		20	
Стан	Т							
Напрям вирізання зразка	Д		П		Д			
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)						Циліндричний з кільц. виточкою	
K_t	1	2,6	1	2,6	1	2,6	1	2,2
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480(49)	–	465(47,5)	–	426(43,5)	–	519(52)	–
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	–	416(42,5)	–	397(40,5)	–	383(39)	–	647(66)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	–	0,87	–	0,86	–	0,9	–	1,2

***Чутливість до концентрації напружень за розтягу сплаву* 1163**

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована					
Товщина, мм	40					
Стан	Т				Т1	
Напрям вирізання зразка	Д		П		Д	
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)					
K_t	1	2,6	1	2,6	1	2,6
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	431 (44)	–	447 (45,6)	–	470 (48)	–
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	–	416 (42,5)	–	421 (43)	–	470 (48)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	–	0,97	–	0,94	–	1

Продовження

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована		Плита вальцьована			
Товщина, мм	40		50...85			
Стан	Т1		Т1			
Напрям вирізання зразка	П		Д		П	
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)					
K_t	1	2,6	1	2,6	1	2,6
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	–	461 (47)	–	461 (47)	–
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	–	465 (47,5)	–	461 (47)	–	441 (45)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	–	0,97	–	1,0	–	0,97

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Смуга пресована							
Сплав	Д16ПП				Д16			
Товщина, мм	12							
Стан	Т		Т1		Т		Т1	
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П	Д	П	Д	П
KCU ($a_{\text{н}}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	19,6 (2.0)	17,6 (1,8)	7,8 (0,8)	5,9 (0,6)	15,7 (1,6)	13,7 (1,4)	6,9 (0,7)	5,9 (0,6)
KCT ($a_{\text{т.у}}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	13,7 (1,4)	6,9 (0,7)	3,9 (0,4)	–	9,8 (1,0)	6,9 (0,7)	3,9 (0,4)	1,96 (0,2)

Продовження

Напівфабрикат	Пресований профіль								
Сплав	Д16ч								
Товщина, мм	50						86		
Стан	Т			Т1			Т		
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
KCU ($a_{\text{н}}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	(2,5)	(1,3)	(0,7)	(1)	(0,6)	(0,3)	(2,2)	(1,9)	0,7
KCT ($a_{\text{т.у}}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	(1,4)	(0,7)	(0,35)	(0,5)	(0,25)	(0,16)	(1,25)	(1,0)	0,45

Продовження

Напівфабрикат	Панель з закінцівкою		
Сплав	1161**		
Товщина, мм	Кінцева зона		Профільна частина
Стан	Т		
Напрям вирізання зразка	Д	В	Д
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	38,2...42,6 (3,9...4,35)	21,6 (2,2...3,15)	37,2...44 (3,8...4,5)
KCT ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	32,3...35,8 (3,3...3,65)	14,2...20 (1,45...2,05)	–

** Дані за паспортом.

Продовження

Напівфабрикат	Плита							
	вальцьована				ковано-вальцьована, штамповано-вальцьована			
Сплав	Д16ч							
Товщина, мм	40				40			
Стан	Т		Т1		Т		Т1	
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П	Д	П	Д	П
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	17,15 (1,75)	14,8 (1,5)	10,78 (1,1)	3,92 (0,4)	21,56 (2,2)	20,58 (2,1)	9,31 (0,95)	9,31 (0,95)
KCT ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	8,8 (0,9)	6,86 (0,7)	7,35 (0,75)	1,96 (0,2)	17,64 (1,8)	15,68 (1,6)	4,41 (0,45)	3,43 (0,35)

Продовження

Напівфабрикат	Плита*						
	штамповано-вальцьована				вальцьована		
Сплав	1163						
Товщина, мм	40				50...85		
Стан	Т		Т1		Т1		
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П	Д	П	В
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	26,46 (2,7)	27,4 (2,8)	11,76 (1,2)	13,72 (1,4)	13,72 (1,4)	7,84 (0,8)	3,43 (0,35)
KCT ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	16,6 (1,7)	16,6 (1,7)	5,39 (0,55)	6,86 (0,7)	7,84 (0,8)	3,92 (0,4)	2,94 (0,3)

* Середні значення

***В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоскої деформації* (*позацентровий розтяг компактного зразка*)**

Напівфабрикат	Плита кована і штампувано-вальцьована		Плита штампувано-вальцьована		
Сплав	Д16ч		1163		
Товщина, мм	40				
Стан	Т	Т1	Т1		
Орієнтація зразка і тріщини	ПД		ДП	ПД	ВД
Товщина зразка *t*, мм	45		35		13
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	314…333 (32…34)	441…451 (45…46)	426 (43,5)	436 (44,5)	426 (43,5)
K_{1c}, МПа √м (кгс/мм$^{3/2}$)	38,8...42,9 (118...131)	27,5...29 (86...91)	30...31 (95...98)	31...32 (97...100)	21...22 (67...69)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	304...333 (31...34)	186...221 (19...22,5)	230...240 (23,5...24,5)	235...245 (24...25)	279...289 (28,5...29,5)

Продовження

Напівфабрикат	Плита вальцьована			Панель з закінцівкою	
Сплав	1163			1161	
Товщина, мм	50...85			Кінцева зона	Профільна частина
Стан	Т1			Т	
Орієнтація зразка і тріщини	ДП	ПД	ВД	–	–
Товщина зразка *t*, мм	50	50	20	–	–
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	402 (41)	392 (40)	–	–
K_{1c}, МПа √м (кгс/мм$^{3/2}$)	37...42 (115...130)	26...29 (82...90)	20...22 (64...68)	48...52 (149....164)*	–
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	294...314 (30...32)	333...343 (34...35)

* Орієнтація зразка і тріщини ПД

Продовження

Напівфабрикат	Плита вальцьована				
Сплав	Д16				
Товщина, мм	40				
Стан	Т			Т1	
Орієнтація зразка і тріщини	ДП	ПД	ВД	ДП	ПД
Товщина зразка *t*, мм	35		15	35	
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	323 (33)	314 (32)	441 (45)	431 (44)
K_{1c}, МПа √м (кгс/мм$^{3/2}$)	32...34 (100...107)	29...30 (90...95)	22...25 (68...78)	26...29 (80...90)	21...26 (67...80)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	255...274 (26...28)	176...206 (18...21)	–	167...176 (17...18)	–

Продовження

Напів-фабрикат	Профіль пресований						
Сплав	Д16ч					1163	
Товщина, мм	50			66...86		50...80	
Стан	Т1			Т			
Орієнтація зразка і тріщини	ДП	ПД	ВД	ПД	ВД	ПД	ВД
Товщина зразка t, мм	35		20	50	25	50	25
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	446...475 (45,5...48,5)	456...475 (46,5...48,5)	330 (33,7)	318...353 (32,5...36)	328 (33,5)	343...382 (35...39)	343...353 (35...36)
K_{1c}, МПа $\sqrt{\text{м}}$ (кгс/мм$^{3/2}$)	29...32 (98...100)	22 (70)	18...19 (56...59)	34...42 (105...130)	24...27 (75...84)	42...45 (130...140)	26...28 (82...87)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	240...255 (24,5...26)	171 (17,5)	181...191 (18,5...19,5)	225...279 (23...28,5)	245...274 (25...28)	294...314 (30...32)	245...274 (25...28)

В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоского напруженого стану (розтягу пластини з центральною щілиною)

Напівфабрикат	Лист плакований (А)	
Сплав	Д16, Д16ч	
Товщина, мм	1,5...2	1,5
Стан	Т	Т1
Напрям вирізання зразка	Д	
Ширина зразка B, мм	200	
K_c^y, МПа$\sqrt{\text{м}}$ (кгс/мм$^{3/2}$)	64...74 (200...230)	44...47 (138...148)
σ_m^N, МПа(кгс/мм^2)	294...304 (30...31)	186...196 (19...20)
σ_m^B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	392 (40)

Продовження

Напівфабрикат	Плита вальцьована	Панель пресована з закінцівкою	
		кінцева частина	профільна частина
Сплав	1163	1161	
Товщина, мм	50...85		
Стан	Т1	Т	
Напрям вирізання зразка	Д		
Ширина зразка B, мм	200		
K_c^y*, МПа$\sqrt{\text{м}}$ (кгс/мм$^{3/2}$)	72...77 (226...240)	77...78 (240...245)	80...87 (250...273)**
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	245...294 (25...30)	294...314 (30...32)	333...343 (34...35)
σ_m^B, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	–	–

* $\sigma_m^N > 0{,}8\sigma_{0,2}$; ** при $\sigma_m^N \geq \sigma_{0,2}$

Кількість циклів до появи втомної тріщини біля отвору

$[\sigma_N = 127$ МПа (13 кг/мм^2), $\nu = 40$Гц, $R = 0]$

Напівфабрикат	Лист	
	неплакований	з тонким плакуванням
Сплав	Д16	
Товщина, мм	9	
Стан	Т	
Напрям вирізання зразка	Д	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	451 (46)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	343 (35)
$N_0 \cdot 10^{-3}$, цикли	130...403	113...460

Продовження

Напівфабрикат	Панель пресована		Плита штамповано-вальцьована		
Сплав	Д16ч				
Товщина, мм	7,5 (полотно)	40			
Стан	Т			Т1	
Напрям вирізання зразка	Д		П	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	510 (52)	441 (45)	441 (45)	470 (48)	470 (48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	314 (32)	314 (32)	441 (46)	441 (46)
$N_0 \cdot 10^{-3}$,·цикли	256...719	150...322	140...228	130...205	78...104

Швидкість росту втомної тріщини

$\left[\sigma_m^B = 78 \text{ МПа } (8 \text{ кгс/мм}^2), \nu \le 3 \text{Гц}, \ R = -1\right]$

Напівфабрикат		Плита ковано-вальцьо-вана	Панель	Смуга	Лист		
			пресовані		плакований (А)	неплакований	
Сплав		Д16ч			Д16		
Товщина, мм		40	3,5	6	4		9
Стан		Т				Т1	Т
Товщина зразка, мм		6	3,5	6	4		6
Орієнтація зразка і тріщини		ДП					
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)		353 (36)	392 (40)	392 (40)	343 (35)	441 (45)	314 (32)
ΔK, МПа $\sqrt{\text{м}}$ (кгс/мм$^{3/2}$)		$d(2l)/dN \cdot 10^3$, мм/ цикл*					
	12,8 (40)	0,5	0,5	0,6	0,6	0,7	0,75(0,2)**
	16 (50)	0,85	0,75	0,7	0,9	1,3	1,2(0,26)**
	19 (60)	1,3	1,05	0,9	1,2	2,3	2(0,25)**
	22 (70)	–	–	–	–	–	–
	26 (80)	–	–	–	–	–	–

Продовження

Напівфабрикат		Профіль пресований	Плита вальцьована	Профіль, панель пресована з закінцівкою
Сплав		1163		1161
Товщина, мм		30...86	40...85	
Стан		Т	Т1	Т
Товщина зразка, мм		6	10	10...15
Орієнтація зразка і тріщини		ДП		
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)		382 (39)	402 (41)	–
ΔK, МПа $\sqrt{м}$ (кгс/мм$^{3/2}$)		$d(2l)/dN \cdot 10^3$, мм/ цикл*		
	12,8 (40)	0,5	0,7	0,35***
	16 (50)	0,7	1,1	0,53***
	19 (60)	1,0	1,6	0,88***
	22 (70)	–	–	1,3***
	26 (80)	–	–	1,75***

* Наведено медіани результатів випробувань 3–5 зразків.
** Середні значення результатів випробування ≥ 7 зразків, у дужках – середньоквадратичні.
*** Середні значення результатів випробування 5–13 зразків

$\left[\sigma_N^B = 78-127 \text{ МПа} \quad (8-13 \text{ кгс/мм}^2), \nu = 5 \text{ Гц}\right]$

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Лист плакований				Профіль пресований	
Сплав	Д16, Д16ч				Д16ч	
Товщина, мм	1,5...6,0				До 80	
Стан	Т		Т1		Т	
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)				Круглий (гладкий з кільцевою виточкою)	
Напрям вирізання зразка	Д					
Вид випробувань	Розтяг (ν = 25 Гц)				Консульний згин з обертанням (ν = 50 Гц)	
K_t	1	2,6	1	2,6	1	2,2
R	0,1					
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	98...108 (10...11)	78 (8)	88...98 (9...10)	69...78 (7...8)	137...147 (14...15)	78...88 (8...9)

Продовження

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьо-вана, вальцьована		Панель з закінцівкою, пресована	
Сплав	Д16ч		1161	
Товщина, мм	40...85			
Стан	Т, Т1		Т	
Форма зразка	Круглий (гладкий з кільцевою виточкою)			
Напрям вирізання зразка	Д			
Вид випробувань	Консольний згин з обертанням (ν = 50Гц)			
K_t	1	2,2	1	2,2
R	0,1			
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	118 (12)	88...98*(9...10)*	147 (15)	88 (9)

* Для стану Т1 – σ_R = 78 МПа (7,96 кгс/мм^2).

Вплив тривалого нагріву на роботу руйнування за кімнатної температури зразків з тріщиною за ударного згину *

Напівфабрикат	Профіль пресований											
Сплав	Д16, Д16ч											
Товщина, мм	2...5											
Стан	Т						Т1					
Напрям вирізання зразка	Д											
Температура нагріву, °С	125			150			125			150		
Тривалість нагріву, год	100	500	1000	100	500	1000	100	500	1000	100	500	10000
KCT ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	9,8 (1)	9,8 (1)	7 (0,71)	7,5 (0,76)	3,8 (0,39)	3,8 (0,39)	4 (0,42)	4,6 (0,47)	4,1 (0,42)	4 (0,41)	3,9 (0,40)	4 (0,42)

* Без нагріву $a_{т.у.}$ = 10,5 Дж/м^2 (1,07 кгс·м/см^2) для стану Т і $a_{т.у.}$ = 4 Дж/м^2(0,41 кгс·м/см^2) для стану Т1.

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Сплав	Д 16, Д 16ч					
Товщина, мм	2					
Стан	Т					
Напрям вирізання зразка	П					
Температура нагріву, °С	125			150		
Тривалість нагріву, год	100	500	1000	100	500	1000
KCT ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	9 (0,93)	8,5 (0,87)	6,8 (0,69)	4,3 (0,44)	3,3 (0,34)	3,3 (0,34)

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Сплав	Д 16, Д 16ч					
Товщина, мм	2					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	П					
Температура нагріву, °С	125			150		
Тривалість нагріву, год	100	500	1000	1000	500	1000
KCT ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	3,4 (0,35)	3,4 (0,35)	3 (0,35)	3,3 (0,34)	3,3 (0,34)	3,6 (0,37)

* Без нагріву *KCT* = 8,9 Дж/м^2 (0,91 кгс·м/см^2) для стану Т і *KCT* = 3,2 Дж/м^2 (0,33 кгс·м/см^2) для стану Т1.

Пружні властивості

Напівфабрикат	Лист			
	плакований (А)		неплакований	
Сплав	Д16, Д16ч			
Товщина, мм	До 2	> 2...6	> 6...10,5	До 10,5
Стан	Т, Т1			
Напрям вирізання зразка	П			
E, МПа (кгс/мм^2)	68500 (6850)	69500 (6950)	70000 (7000)	(72000) (7200)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	70000 (7000)	71000 (7100)	72000 (7200)	73000 (7300)
G, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	27000 (2700)
μ	–	–	–	0,33

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований	Плита штамповано-вальцьована	Пресована панель і профіль з закінцівкою
Сплав	Д16, Д16ч	1163	1161
Товщина, мм	Усі розміри	40...85	Усі розміри
Стан	Т, Т1	Т, Т1	Т
Напрям вирізання зразка	Д	Д	Д, П
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	72000 (7200)	71000* (7100)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	73500 (7350)	73500 (7350)	–
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (2700)	27000 (2700)	27000 (2700)
μ	0,33	0,33	–

* Закінцівка

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (А)									
Сплав	Д16, Д16ч									
Товщина, мм	До 2									
Стан	Т				Т1			Т1Н		
Напрям вирізання зразка	П									
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	–253	20	–70	–196	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	431 (44)	461 (47)	578 (59)	686 (70)	451 (46)	490 (50)	559 (57)	451 (46)	500 (51)	608 (62)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	363 (37)	461 (47)	510 (52)	412 (42)	451 (46)	510 (52)	353 (36)	363 (37)	480 (49)
δ_5, %	17	19	24	16	6	6	8	13	16	20

Продовження

Напівфабрикат	Плита вальцьована					Профіль і панель пресовані з закінцівкою		
Сплав	1163					1161		
Товщина, мм	45...85					Закінцівка		
Стан	Т		Т1			Т		
Напрям вирізання зразка	Д					Д	П	В
$T_{випроб}$, °С	20	–70	20	–70	–130	–70*		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	451 (46)	470 (48)	470 (48)	510 (52)	519 (53)	441...490 45...50)	431...490 (44...50)	415...451 (42,5...46)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	343 (35)	412 (42)	441 (45)	451 (46)	(29...34)	(29...34)	(29...30)
δ_5, %	18	18	7	9	8	16...28	15,5...20	10...13

* За 20°С: σ_B = 436...490 (44,5...50), Д; 441...451(45...46), П; 392...436 (40...44,5), В; $\sigma_{0,2}$ = 274...318 (28...32,5), Д; 274...304(28...31), П; 240...260 (24,5...26,5), В. Всі дані для сплаву 1161 паспортні.

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Сплав	Д 16, Д 16ч					
Товщина, мм	До 2					
Стан	Т			Т1		
Напрям вирізання зразка	П					
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196
Форма зразка	Плоский з V-подібним надрізом					
K_t	4					
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	397 (40,5)	421 (43)	519 (53)	412 (42)	431 (44)	480 (49)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	0,92	0,92	0,9	0,91	0,88	0,86

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)			Плита вальцьована		
Сплав	Д 16, Д 16ч			1163		
Товщина, мм	До 2			50...85		
Стан	Т1Н			Т1		
Напрям вирізання зразка	П			Д		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–130
Форма зразка	Плоский з V-подібним надрізом			Круглий з кільцевою виточкою		
K_t	4					
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	421 (43)	441 (45)	519 (53)	588 (60)	666 (68)	686 (70)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	0,94	0,88	0,86	1,25	1,3	1,35

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу, стиску, зрізу

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Сплав	Д 16, Д 16ч					
Товщина, мм	2...6					
Стан	Т*					
Напрям вирізання зразка	П					
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	175	200
σ_B**, МПа (кгс/мм^2)	426(43,5)	402(41)	392(40)	372(38)	343 (35)	323(33)
$\sigma_{0,2}$**, МПа (кгс/мм^2)	274(28)	265(27)	260(26,5)	255(26)	245(25)	245(25)
δ_{10}, %	19	18	18	18	18	12
$\sigma_{0,2\cdot ст}$**, МПа (кгс/мм^2)	314(32)	304(31)	–	294(30)	–	274(28)
$\tau_{0,2\ зр}$**, МПа (кгс/мм^2)	343(35)	338(34,5)	–	328(33,5)	–	323(33)

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Сплав	Д 16, Д 16ч					
Товщина, мм	2...6					
Стан	ТН					
Напрям вирізання зразка	П					
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	175	200
σ_B**, МПа (кгс/мм^2)	456(46,5)	431(44)	431(44)	402(41)	392(40)	353(36)
$\sigma_{0,2}$**, МПа (кгс/мм^2)	343(35)	314(32)	314(32)	299(30,5)	284(29)	265(27)
δ_{10}, %	13	13	13	13	13	9
$\sigma_{0,2\cdot ст}$**, МПа (кгс/мм^2)	363(37)	343(35)	–	323(33)	–	294(30)
$\tau_{0,2\ зр}$**, МПа (кгс/мм^2)	407(41,5)	407(41,5)	–	397(40,5)	–	382(39)

* Загартований і природно зістарений після вальцювання або відпалу, а також перегартований і зістарений.

** Мінімальні значення.

*** Визначали під час випробувань зразків з отвором (B/d = 4; y/x = 2,5); мінімальні значення.

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Сплав	Д16, Д16ч					
Товщина, мм	2...6					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	П					
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	175	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	(45,5)	(44)	(43)	(42)	(41)	(38)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(39)	(39)	(38)	(37)	(35)	(33)
δ_{10}, %	7	7	8	10	10	8
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	(40)	(40)	(39)	(38)	(36,5)	(34)

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Сплав	Д16, Д16ч					
Товщина, мм	2...6					
Стан	Т1Н					
Напрям вирізання зразка	П					
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	175	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	(49)	(47)	(47)	(46)	(43)	(39)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(46)	(45)	(45)	(45)	(40)	(36)
δ_{10}, %	5	6	7	8	8	8
$\sigma_{0,2\cdot ст}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–	–

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Профіль пресований											
Сплав	Д16, Д16ч											
Товщина, мм	5...10											
Стан	Т						Т1					
Напрям вирізання зразка	Д											
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	175	200	250	20	100	150	175	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	421 (43)	402 (41)	382 (39)	363 (37)	343 (35)	274 (28)	451 (46)	451 (46)	441 (45)	402 (41)	372 (38)	284 (29)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	314 (32)	304 (31)	294 (30)	274 (28)	245 (25)	402 (41)	402 (41)	392 (40)	382 (39)	353 (36)	255 (26)
δ_{10}, %	20	20	20	20	18	–	9	9	9	–	10	–

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований					
Сплав	Д 16, Д 16ч					
Товщина, мм	20...60					
Стан	ТПП					
Напрям вирізання зразка	Д					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	175	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	456 (46,5)	456 (46,5)	407 (41,5)	387 (39,5)	274 (28)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	363 (37)	333 (34)	333 (34)	309 (31,5)	284 (29)	245 (25)
δ_{10}, %	14	14	14	14	12	–

Продовження

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована				
Сплав	1163				
Товщина, мм	40				
Стан	Т				
Напрям вирізання зразка	Д				
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	130	150	160	175
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	392 (40)	387 (39,5)	377 (38,5)	363 (37)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	314 (32)	314 (32)	309 (31,5)	299 (30,5)
δ_5, %	22	18,5	18,5	18	24

Продовження

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована				
Сплав	1163				
Товщина, мм	40				
Стан	Т1				
Напрям вирізання зразка	Д				
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	130	150	160	175
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	475(48,5)	416(42,5)	402(41)	387(39,5)	377(38,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	421(43)	382(39)	367(37,5)	353(36)	343(35)
δ_5, %	10,5	10	9	8	8

Механічні характеристики* за закруту та зрізу

Напівфабрикат	Профіль пресований			
Товщина, мм	20…60			
Стан	ТПП			
Напрям вирізання зразка	Д			
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	100	150	200
$\tau_в$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	314 (32)	304 (31)	265 (27)
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	176 (18)	176 (18)	171 (17,5)	167 (17)
$\tau_{зр.}$ МПа (кгс/мм^2)	235 (24)	230 (23,5)	225 (23)	211 (21,5)

* Мінімальні значення

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (А)				
Сплав	Д16, Д 16ч				
Товщина, мм	2...3				
Стан	Т				
Напрям вирізання зразка	П				
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором за K_t = 2,6)				
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	100	150	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	431 (44)	402 (41)	372 (38)	323 (33)	216 (22)
$\sigma_B^{\text{н}}$, (кгс/мм^2)	392 (40)	383 (39)	372 (38)	343 (35)	255 (26)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	0,9	0,94	1	1,06	1,17

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)				
Сплав	Д16, Д 16ч				
Товщина, мм	2…3				
Стан	ТН				
Напрям вирізання зразка	П				
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором за $K_t = 2{,}6$)				
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	100	150	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	456 (46,5)	426 (43,5)	402 (41)	353 (36)	245 (25)
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	451 (46)	436 (44,5)	412 (42)	372 (38)	284 (29)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	0,99	1,02	1,02	1,05	1,17

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості листів за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (А)							
Сплав	Д16, Д16ч							
Товщина, мм	2…6							
Стан	Т							
Напрям вирізання зразка	П							
$T_{\text{випроб}}$, °С	125		150		175		200	
Тривалість нагріву, год	100	1000	100	1000	100	1000	100	1000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	392 (40)	372 (38)	352 (36)	323 (33)	294 (30)	265 (27)	206 (21)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	284 (29)	284 (29)	265 (27)	304 (31)	265 (27)	245 (25)	235 (24)	176 (18)
$\delta_{11,3}\sqrt{F}$, %	19	21	19	16	16	12	11	–

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Сплав	Д16, Д16ч					
Товщина, мм	2...6					
Стан	ТН					
Напрям вирізання зразка	П					
$T_{\text{випроб}}$, °С	125	150	175		200	
Тривалість нагріву, год	100	100	100	500	100	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	421 (43)	412 (42)	333 (34)	304 (31)	274 (28)	225 (23)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	352 (36)	294 (30)	265 (27)	230 (23,5)	196 (20)
$\delta_{11,3}\sqrt{F}$, %	13	13	14	14	12	12

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)							
Сплав	Д16, Д16ч							
Товщина, мм	2…6							
Стан	Т1							
Напрям вирізання зразка	П							
$T_{випроб}$, °С	125		150		175		200	
Тривалість нагріву, год	100	1000	100	1000	100	1000	100	1000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	382 (39)	392 (40)	367 (37)	367 (37)	343 (35)	314 (32)	274 (28)	216 (22)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	343 (35)	323 (33)	314 (32)	294 (30)	265 (27)	245 (25)	186 (19)
$\delta_{11,3}\sqrt{F}$, %	8	8	9	11	14	12	15	17

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)						
Сплав	Д16, Д16ч						
Товщина, мм	2…6						
Стан	Т1Н						
Напрям вирізання зразка	П						
$T_{випроб}$, °С	125	150		175		200	
Тривалість нагріву, год	100	100	1000	100	1000	100	1000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	392 (40)	353 (36)	333 (34)	294 (30)	294 (30)	245 (25)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	353 (36)	314 (32)	274 (28)	230 (23,5)	255 (26)	206 (21)
$\delta_{11,3}\sqrt{F}$, %	7	8	7	8	12	8	12

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості профілів за розтягу

Напівфабрикат	Профіль пресований					
Сплав	Д16, Д16ч					
Товщина, мм	100					
Стан	ТПП					
Напрям вирізання зразка	Д					
Температура нагріву, °С	100		125		150	
Тривалість нагріву, год	100	200	100	200	100	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	480 (49)	461 (47)	461 (47)	441 (45)	441 (45)
δ_5, %	14	14	14	13	10	10

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований			
Сплав	Д16, Д16ч			
Товщина, мм	100			
Стан	ТПП			
Напрям вирізання зразка	Д			
Температура нагріву, °С	175		200	250
Тривалість нагріву, год	100	200	100	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	353 (36)	343 (35)	314 (32)	196 (20)
δ_5, %	12	12	14	16

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості профілів за розтягу (тривалість нагріву 100 год)

Напівфабрикат	Профіль пресований					
Сплав	Д16, Д16ч					
Товщина, мм	50					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	Д					
Температура нагріву, °С	20	100	125	150	175	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	505 (51,5)	462 (47,1)	449 (45,8)	414 (42,3)	392 (40)	360 (36,7)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	461 (47)	407 (41,5)	407 (41,5)	363 (37,1)	352 (35,9)	317 (32,4)
δ_{10}, %	7	8,5	9,4	11,3	11,4	9,8

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований					
Сплав	Д16, Д16ч					
Товщина, мм	50					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	П					
Температура нагріву, °С	20	100	125	150	175	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	495 (50,5)	451 (46)	447 (45,6)	421 (43)	405 (41,2)	362 (36,9)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	465 (47,5)	415 (42,4)	416 (42,4)	385 (39,3)	372 (38)	338 (34,5)
δ_{10}, %	5,5	6,4	6,5	7,3	6,5	7,3

Границі повзучості та тривалої міцності

Напівфабрикат	Лист плакований (А)		
Сплав	Д16, Д16ч		
Товщина, мм	1,5...3		
Стан	Т		
Напрям вирізання зразка	П		
$T_{випроб}$, °С	100	125	150
$\sigma_{0,2/10}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	274 (28)	235 (24)	176 (18)
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	118 (12)
σ_{10}, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	–	343 (35)
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	382 (39)	333 (34)	294 (30)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	294 (30)	235 (24)

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)		Профіль пресований	
Сплав	Д 16, Д16ч			
Товщина, мм	1,5...3		5...10	
Стан	Т		Т1	
Напрям вирізання зразка	П		Д	
$T_{випроб}$, °С	175	200	175	200
$\sigma_{0,2/10}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	225(23)	167 (17)
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	132 (13,5)	176 (18)	147 (15)	93 (9,5)
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	68 (7)	44 (4,5)	88 (9)	93 (9,5)
σ_{10}, МПа (кгс/мм^2)	274 (28)	235(24)	323 (33)	279 (28,5)
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	225 (23)	176 (18)	269 (27,5)	220 (22,5)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	171 (17,5)	118 (12)	216 (22)	157 (16)

Продовження

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована			Профіль пресований	
Сплав	Д 16ч				
Товщина, мм	40			50	
Стан	Т1				
Напрям вирізання зразка	П			Д	
$T_{випроб}$, °С	125	150	175	100	125
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	235 (24)	333 (34)	–
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	–	240(24,5)	–	–	–
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	314 (32)	265 (27)	382 (39)	333 (34)

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований			Плита вальцьована		
Сплав	Д16ч			1163		
Товщина, мм	50			50...85		
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	Д					
$T_{випроб}$, °С	150	175	200	125	150	175
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	255 (26)	206 (21)	–	294 (30)	265 (27)	225 (23)
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	265 (27)	–	–
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	265 (27)	(21)	333 (34)	304 (31)	268 (27)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Лист плакований (А)						
Сплав	Д16, Д16ч						
Товщина, мм	2...6						
Стан	Т					ТН	
Напрям вирізання зразка	П						
$T_{випроб}$, °С	100	125	150	175	200	100	125
E, МПа (кгс/мм^2)	67000 (6700)	66000 (6600)	65000 (6500)	62500 (6250)	59000 (5900)	68000 (6800)	67000 (6700)
$E_{ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	68000 (6800)	–	66000 (6600)	–	60000 (6000)	70000 (7000)	–

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований							
Сплав	Д16, Д16ч							
Товщина, мм	2...6							
Стан	ТН			Т1, Т1Н				
Напрям вирізання зразка	П							
$T_{випроб}$, °С	150	175	200	100	125	150	175	200
E, МПа (кгс/мм^2)	65500 (6550)	63000 (6300)	60000 (6000)	68000 (6800)	66000 (6600)	65000 (6500)	62500 (6250)	60000 (6000)
$E_{ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	67000 (6700)	64000 (6400)	61000 (6100)	68000 (6800)	67000 (6700)	66000 (6600)	–	61000 (6100)

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований				
Сплав	Д16, Д16Ч				
Товщина, мм	До 60				
Стан	Т, Т1, ТПП				
Напрям вирізання зразка	Д				
$T_{випроб}$, °С	100	125	150	175	200
E, МПа (кгс/мм^2)	68000 (6800)	–	65000 (6500)	62500 (6250)	61000 (6100)
G, МПа (кгс/мм^2)	25000 (2500)	–	23000 (2300)	22500 (2250)	22000 (2200)
μ	0,38	–	0,4	0,4	0,4

Продовження

Напівфабрикат	Плита							
	штамповано-вальцьована				вальцьована			
Сплав	1163							
Товщина, мм	40				50...85			
Стан	Т				Т1			
Напрям вирізання зразка	Д							
$T_{випроб}$, °С	130	150	160	175	130	150	160	175
E, МПа (кгс/мм^2)	67000 (6700)	65000 (6500)	64000 (6400)	62000 (6200)	68000 (6800)	65000 (6500)	64000 (6400)	63000 (6300)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	68000 (6800)	66000 (6600)	64000 (6400)	63000 (6300)	68000 (6800)	65000 (6500)	64000 (6400)	63000 (6300)

Корозійні властивості

Неплаковані напівфабрикати зі сплавів Д16Т, 1163Т, 1161Т мають низьку корозійну тривкість.

Опір КР під напруженням, міжкристалітній і розшаровувальній корозії залежить від швидкості охолоджування за гартування, типу і товщини напівфабрикату.

Деталі в стані Т завтовшки до 8 мм, загартовані зі швидкістю не нижче критичної, не схильні до КР і міжкристалітної корозії, але можуть піддаватися розшаровувальній корозії. А деталі завтовшки більше 8 мм схильні до міжкристалітної, розшаровувальної корозії та КР.

Експлуатаційні нагріви при температурі вище 80°С загартованих і природно зістарених (Т) сплавів і технологічні нагріви при 125°С тривалістю більше 2 год викликають схильність до КР, міжкристалітної і розшаровувальної корозії.

У деталях з вальцьованих і пресованих напівфабрикатів завтовшки не більше 40 мм допускається встановлення втулок і болтів з радіальним натягом не більше 1,3% за створення розпору (напружень) у поздовжньо-поперечному напрямі відносно волокна напівфабрикату. За дії розтягувальних напружень у висотному напрямі (відносно напряму волокна) напружене кріплення не допускається через КР під навантаженням.

У штучно зістареному (Т1) стані сплав має підвищений опір КР і розшаровувальній корозії. Плаковані листи володіють підвищеною корозійною тривкістю. Листи завтовшки менше 1 мм мають низьку корозійну тривкість (через дифузію міді від серцевини в плакований шар). Для її підвищення для листів завтовшки менше 0,8 мм рекомендують застосовувати потовщений плакований шар.

Від корозії залежно від призначення деталі захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

***Критичне напруження за випробування на корозійне розтріскування під напруженням у 3%-му розчині NaCl* (*періодичне занурення*)**

Напівфабрикат	Профіль пресований									
Сплав	Д16, Д16ч									
Товщина, мм	10...25				25...50					
Стан	Т		Т1		Т			Т1		
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П	Д	П	В	Д	П	В
$\sigma_{кр}$ **, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	245 (25)	412 (42)	343 (35)	343 (35)	118 (12)	54 (5,5)	412 (42)	343 (35)	304 (31)

Продовження

Напівфабрикат	Плита						Штамповка			Пресований профіль і панель з закінцівкою
Сплав	Д16ч, 1163						Д16ч			1161
Товщина, мм	До 100						До 100			
Стан	Т			Т1			Т1			Т
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В	В
$\sigma_{кр}$ **, МПа (кгс/мм^2)	235 (24)	137 (14)	54 (5,5)	343 (35)	343 (35)	206 (21)	294 (30)	294 (30)	98 (10)	29 (3)*

* Мінімальні значення.

** Коли задана деформація.

Фізичні властивості

Густина $d = 2780$ кг/м^3 – Д16, Д16ч, 1163; $d = 2770$ кг/м^3 – 1161

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати		
Стан	Т	Т1	М
$\rho\ 10^6$, Ом·см	5,7	4,76	3,4

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати з Д16, Д16ч			
Стан	Т			
$T_{випроб}$, °С	25	100	200	300
λ, Вт/(м·град)	117 / 151***	130 / 160***	147 /171***	163 / 184***
C, кДж/(кг·град)	0,894***	0,922 / 0,920***	1,05 / 0,934***	1,13 / 1,013***
$\varepsilon_н^{**}$	–	0,04	0,045	0,05
$\alpha\cdot10^6$, 1/град	–	–	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати з Д16, Д16ч				
Стан	Т				
$T_{випроб}$, °С	400	–50÷+20	20...100	100...200	200...300
λ, Вт/(м·град)	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	1,17*	–	–	–	–
$\varepsilon_н^{**}$	0,055	–	–	–	–
$\alpha\cdot10^6$, 1/град	–	21,4	22,9 / 23,2***	24,9 / 24,5***	26,5

* При 350°С.

** Ступінь чорноти повного нормального випромінювання визначали, випробовуючи плаковані листи на повітрі.

*** Для сплавів 1161 (пресовані профілі й панелі).

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати								
Сплав	Д16, Д16ч								
Стан	Т1								М
$T_{випроб}$, °С	25	100	200	300	400	20...100	100...200	200...300	25
λ, Вт/(м·град)	138	146	155	163	167	–	–	–	193
C, кДж/(кг·град)	–	0,879	0,984	1,07	1,21	–	–	–	–
$\alpha\cdot10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	22,9	24,9	26,5	–

Технологічні дані

Режим повного відпалу: температура (380–420)°С, витримка 10…60 хв (для напівфабрикатів усіх товщин), охолоджування зі швидкістю не більше 30 град/год до 260°С, далі – на повітрі.

Режим скороченого відпалу: температура (350–370)°С, охолоджування на повітрі або у воді.

Щоб запобігти зниженню корозійної тривкості, температура води для гартування не повинна перевищувати 40°С, а тривалість перенесення 15 с.

Під час охолоджування масивних напівфабрикатів для зменшення залишкових напружень рекомендують підтримувати температуру води в інтервалі (25–40)°С.

Напівфабрикати з великокристалічним обідком схильні до утворення тріщин за гартування. Щоб запобігти цьому, рекомендують гартувати їх від температури 498°С у воді при (25–40)°С.

Режими гартування та старіння

Напівфабрикат	Лист				Пресований профіль
Сплав	Д16, Д16ч, 1163				
Товщина, мм	Усі товщини				
Стан	Т	Т1	Т1Н	Т	Т1
Температура гартування, °С	492...500			490...498	
Температура старіння, °С	Кімнатна	185...195		Кімнатна	185...195
Тривалість старіння, год	96	11...13	7...9	96	11...13* / 15...17**

Продовження

Напівфабрикат	Плита		Штамповка	Пресов. профілі та панелі із закінцівкою	
Сплав	Д16, Д16ч, 1163			1161	
Товщина, мм	Усі товщини				
Стан	Т	Т1	Т1	Т	Т1
Температура гартування, °С	490...498		490...498	492...500	
Температура старіння, °С	Кімнатна	185...195	185...195	Кімнатна	185...195
Тривалість старіння, год	96	21...13	13...15	96	8...10

* Правлені після гартування.

** Неправлені після гартування.

Гаряча обробка тиском

Сплав деформується в гарячому стані. Температурний інтервал деформування 300…470°С, охолоджування на повітрі. Пресування і вальцювання за підвищених температур (400…450°С) сприяє отриманню після гартування

нерекристалізованої структури з поліпшеними міцнісними властивостями. З пониженням температури деформації частка рекристалізованої структури збільшується. Пресування при 300…320°С зумовлює після гартування переважно нерекристалізовану структуру з підвищеною пластичністю і поліпшеними механічними міцнісними властивостями порівняно з властивостями матеріалу з рекристалізованою структурою.

Пресовані профілі і прутки зі сплаву Д16 випускають з регламентованою структурою.

На рівень міцності пресованих профілів впливають товщина перетину і коефіцієнт форми перетину виробу.

Прутки з рекристалізованою структурою, поступаючись за рівнем міцності пруткам з нерекристалізованою, мають підвищене відносне видовження.

За ОСТУ 190395-91 прутки постачають без великокристалічного обідка або з обмеженням його розміру.

Режими гарячого деформування поковок і штамповок

Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформування, %		Обладнання
	литої заготовки	пресованої заготовки	
470...350	60	60	Прес гідравлічний
430...350	–	50	Молот або прес механічний

Штампувальність

Технологічна пластичність сплаву у відпаленому і свіжозагартованому станах задовільна. Основні технологічні операції проводять до штучного старіння.

Задовільна технологічна пластичність після гартування зберігається протягом деякого часу, причому тривалість цього періоду збільшується з пониженням температури:

За 20°С 1,5 год;
0°С 24 год;
(–5)°С, 3 доби;
(–10…–18)°С 5 діб.

***Параметри штампувальності листів зі сплавів* Д16, Д16ч, 1163**

Стан	Згинання R_{min}	Витягування $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$	Видавлювання $K_{вид.}$
Відпалений, М	(0,7–1)*S**	1,9…1,4	1,1…1,6	6…20
Свіжозагартований	(1,0–1,5)*S**	1,8…1,4	1,1…1,55	5…15
Загартовані та природно зістарені, Т	(1,5–2,5)*S**	–	–	3…10

**S* – товщина листа, мм

Зварюваність

Сплав добре зварюється точковою і роликовою зваркою, не зварюється газовою і аргоново-дуговою.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням сплавів Д16Т, Д16ТН, Д16Т1, Д16Т1Н задовільна, а Д16М – знижена.

Застосування

Для основних силових елементів планера (панелі крила, ланжерони, балки, стикові гребінки, обшивки, основні шпангоути, деталі оперення і т.д.), особливо в літаках з тривалим ресурсом і в недоступних і важкодоступних для огляду місцях.

Сплави Д16ч, і 1163 застосовують для тих самих силових елементів, що і Д16, коли потрібні високі значення K_{Ic}.

Для підвищення витривалості і опору КР під напруженням рекомендують поверхневе зміцнення. Напружене кріплення у болтових стиків значно підвищує витривалість і герметичність з'єднання.

У стані Т сплав застосовують при робочих температурах до 80°С. За вищих температур експлуатації його треба використовувати у стані Т1 (загартований і штучно зістарений), якщо за умовами роботи деталі нижчі значення K_{Ic}, більша швидкість росту тріщини втоми і знижена витривалість проти стану Т не є обмежувальні чинники.

Застосовуючи сплави Д16ч і 1163 у стані Т1 (штучно зістареному), необхідно під час проектування і виготовлення деталей керуватися вимогами інструкції «Застосування напівфабрикатів зі сплавів Д16ч і 1163 у штучно зістареному стані».

Марка: ВД17 (1170)

Хімічний склад у мас. % (ОСТ 190048-90)

Al	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Інші домішки	
				не більше				кожна	сума
Основа	2,6...3,2	2,0...2,4	0,45...0,7	0,3	0,3	0,1	0,1	0,05	0,1

Механічні властивості

За жароміцністю і витривалістю сплав у невеликих штамповках типу лопаток компресора близький до сплаву АК4-1, а в пресованих напівфабрикатах перевершує його.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Пруток пресований	Смуга	Штамповка	Поковка
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190395-91	ОСТ 190009-76	ОСТ 190073-72	
Товщина, мм	∅10...300	За погодженням	До 100	До 100
Стан	Т1	Т1	Т1	Т1
Напрям вирізання зразка	Д	Д	Д	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	430 (44)	430 (44)	375 (38)	390 (40)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	275 (28)	275 (28)	255 (26)	255 (26)
δ_5, %	10	10	10	10

Механічні властивості залежно від напряму вирізання зразка

Напівфабрикат	Смуга пресована		
Товщина, мм	60		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразка	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	510 (52)	431 (44)	431 (44)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	294 (30)	294 (30)
δ_5, %	17	17	11
ψ, %	20	20	13

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Смуга пресована		
Товщина, мм	60		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д
Вид навантаження	Консольний згин з закрутом (ν = 50 Гц)		
Форма зразка	Круглий		
	гладкий	з кільцевим надрізом (r = 0,75 мм)	
K_t	1,0		2,2
R	–1		
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	162 (16,5)	152 (15,5)	93 (9,5)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Смуга пресована	Штамповка
Товщина, мм	60	–
Стан	Т1	
Маса, кг	–	до 30
Напрям вирізання зразка	Д	
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	72000 (7200)
$E_{ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	72000 (7200)
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (27)	27000 (27)
μ	0,33	0,33

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Смуга пресована		
Товщина, мм	60		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразка	Д		
$T_{випроб}$, °С	20	–40	–70
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	490 (50)	510 (52)
δ_5, %	10	12	12
ψ, %	19	23	21

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Смуга пресована		
Товщина, мм	60		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразка	Д		
Форма зразка	Круглий з кільцевим надрізом (K_t = 40, $r_н$ = 0,1мм)		
$T_{випроб}$, °С	20	– 40	– 70
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	617 (63)	657 (67)	666 (68)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	1,3	1,35	1,3

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу та стиску

Напівфабрикат	Смуга пресована						
Товщина, мм	60						
Напрям вирізання зразка	Д						
Стан	Т1						
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300	350
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	441 (45)	421 (43)	372 (38)	235 (24)	167 (17)	108 (11)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	284 (29)	284 (29)	265 (27)	167 (17)	108 (11)	59 (6)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	265 (27)	255 (26)	225 (23)	127 (13)	88,2 (9)	–
δ_{10}, %	13	15	16	16	16	21	27
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	284 (29)	284 (29)	265 (27)	167 (17)	108 (11)	59 (6)

Границі повзучості та тривалої міцності

Напівфабрикат	Смуга пресована					
Товщина, мм	60					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	Д					
$T_{випроб}$, °С	200	230	250	270	300	320
$\sigma_{0,2/50}$, МПа (кгс/мм^2)	–	108 (11)	88 (9)	59 (6)	34 (3,5)	24,5 (2,5)
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	158 (16)	88 (9)	73 (7,5)	49 (5)	31 (3,2)	19 (2)
$\sigma_{0,2/300}$, МПа (кгс/мм^2)	118 (12)	78 (8)	49 (5)	34 (3,5)	19 (2)	15 (1,5)
σ_{25} , МПа (кгс/мм^2)	–	158 (16)	137 (14)	108 (11)	69 (7)	49 (5)
σ_{50}, МПа (кгс/мм^2)	216 (22)	137 (14)	113 (11,5)	106 (10,8)	64 (6,5)	44 (4,5)
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	186 (19)	127 (13)	98 (10)	78 (8)	54 (5,5)	34 (3,5)
σ_{200}, МПа (кгс/мм^2)	167 (17)	118 (12)	88 (9)	64 (6,5)	44 (4,5)	29 (3)
σ_{300}, МПа (кгс/мм^2)	158 (16)	108 (11)	88 (9)	54 (5,5)	41 (4,2)	19 (2)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Смуга пресована						
Товщина, мм	60						
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразка	Д						
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300	350
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	68000 (6800)	66500 (6650)	63000 (6300)	59000 (5900)	51000 (5100)	–
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	68000 (6800)	66000 (6600)	63000 (6300)	59000 (5900)	51000 (5100)	–

Корозійні властивості

Напівфабрикати зі сплаву ВД17 володіють зниженою корозійною тривкістю: сплав схильний до міжкристалітної і розшаровувальної корозії, а також до КР під напруженням у стані термообробки Т1 і не схильний до КР у стані Т2.

Для захисту від корозії компресорних лопаток застосовують анодне оксидування і покриття емаллю.

Фізичні властивості

Густина d = 2750 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Смуга пресована
Стан	Т1
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	5,5

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати					
Стан	Т1					
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	400	20–100
λ, Вт/(м·град)	134	142	151	159	172	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,838	0,880	0,922	0,964	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	23,6

Продовження

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати					
Стан	Т1					
$T_{випроб}$, °С	20...200	20…300	20…400	100…200	200…300	300…400
λ, Вт/(м·град)	–	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	24,2	24,9	25,4	24,8	26,2	26,9

Технологічні дані

Термічна обробка

Режим повного відпалу (380–420)°С, витримка 10…60 хв, охолоджування зі швидкістю 30 град/год до 260°С, потім – на повітрі.

Режим скороченого відпалу (350–370)°С, витримка 30…60 хв, охолоджування на повітрі або у воді.

Режими гартування і старіння

Напівфабрикат	Пресовані напівфабрикати		Поковки, штамповки	
Стан	Т1	Т2*	Т1	Т2*
Температура гартування, °С	495...505			
Температура старіння, °С	165…175	190…200	180…190	195…205
Тривалість старіння, год	15…17	16…18	10…12	8…12

* Режим старіння Т2 забезпечує задовільну корозійну тривкість під напруженням за зниженої пластичності і в'язкості руйнування.

Гаряча обробка тиском

Сплав володіє середньою технологічною пластичністю під час обробки тиском у нагрітому стані. Схильний до утворення великокристалічного обідка під час пресування.

Режими гарячого деформування

Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформації за один нагрів	
	на пресі	на молоті
470...370	70	–
450…350	–	60

Зварюваність

Задовільно зварюється точковою і роликовою зваркою.

Застосування

Для лопаток осьових компресорів турбореактивних двигунів, а також інших деталей двигунів, що працюють при температурах до 270°С.

Марка: АК4–1 (1141) За ІСО 209-1
АК4–1ч

Хімічний склад

Хімічний склад, мас. %		Сплав	
		АК4-1 (ГОСТ4784-97)	АК4-1ч (ОСТ 190048–80)
		Вміст елементів, %	
Al		Основа	Основа
Cu		1,9...2,7	2,0...2,6
Mn		0,2	0,1
Mg		1,2...1,8	1,2...1,8
Si		0,35	0,1...0,25
Fe		0,8...1,4	0,9...1,4
Cr		0,1	0,1
Zn		0,3	0,1
Ti		0,02...0,10	0,05...0,1
Ni		0,8...1,4	0,9...1,4
Інші	кожен	0,05	0,05
	сума	0,15	0,1

Механічні властивості

Сплав володіє найвищим опором повзучості і тривалою міцністю в інтервалі температур 125...150°С; за витривалістю мало відрізняється від сплаву Д16Т, але чутливіший до концентрації напружень за повторних навантажень.

В’язкість руйнування за плоскої деформації (K_{Ic}) невисока, сумірна з в’язкістю руйнування сплаву Д16 у стані Т1.

Залишкова міцність за плоского напруженого стану така ж, як у штучно зістарених сплавів Д16, Д19.

Механічні властивості за розтягу (не менше)

Напівфабрикат	Пруток							
ОСТ, ГОСТ, ТУ	ГОСТ 21488-97			ОСТ 190395-91				
Діаметр, мм	8...100	>100...300	8...100	10...54	>54...250	>250...300	10...54	>54...100
Стан	Т1**		Т1*	Т1**			Т1*	
Напрям вирізання зразка	Д							
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	390 (40)	365 (37)	390 (40)	390 (40)	390 (40)	365 (37)	390 (40)	390 (40)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	315 (32)	275 (28)	315 (32)	315 (32)	335 (34)	275 (28)	315 (32)	335 (34)
δ_5, %	6	6	6	6	6	6	6	6

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка						Поковка		
ОСТ, ГОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85								
Товщина, мм	До 100			>100...350			До 350		
Стан	Т1								
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	390 (40)	375 (38)	375 (38)	375 (38)	375 (38)	365 (37)	375 (38)	375 (38)	365 (37)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	275 (28)	265 (27)	–	265 (27)	255 (26)	–	265 (27)	255 (26)	–
δ_5, %	6	4	4	5	4	4	5	4	4

* Після гартування і штучного старіння на заводі-виготовлювачі прутків.
** Після гартування і штучного старіння на заводі-споживачі прутків.

Продовження

Напівфабрикат	Лист				
	А			У	
ОСТ, ГОСТ, ТУ	ТУ 1-92-47-77			ТУ 1-92-48-77	
Товщина, мм	0,3...0,5	0,6...0,8	0,9...10,0	0,5...1,9	2,0...4,0
Стан	Т1				
Напрям вирізання зразка	П				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	363 (37)	375 (38)	387 (39,5)	353 (36)	375 (38)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	284 (29)	304 (31)	314 (32)	265 (27)	304 (31)
δ_{10}, %	6	6	6	6	6

Продовження

Напівфабрикат	Плита			
ОСТ, ГОСТ, ТУ	ОСТ 190117-83			
Товщина, мм	До 50		> 50...80	
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразка	П	В	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	400 (40)	375 (38)	400 (40)	375 (38)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	325 (33)	–	325 (33)	–
δ_5, %	6	4	6	3

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований				
ОСТ, ГОСТ, ТУ	ОСТ 190113-86				
Товщина, мм	Усі розміри	До 10	> 10...150	До 10	> 10...150
Стан	Т1*	Т1**		Т1***	
Напрям вирізання зразка	Д	Д	Д	Д	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	390 (40)	390 (40)	390 (40)	390 (40)	390 (40)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	305 (31)	305 (31)	325 (33)	305 (31)	325 (33)
δ_5, %	6	6	8	6	8

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований						Панель пресована	
ОСТ, ГОСТ, ТУ	ОСТ 190113-86				ТУ 1-92-7-72		ОСТ 190177-75	
Товщина, мм	Усі розміри				Усі розміри		Усі розміри	
Стан	Т***		Т**		М	Т1**	Т1**	
Напрям вирізання зразка	П	В	П	В	Д	Д	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	380 (39)	375 (38)	380 (39)	375 (38)	245 (≤25)	392 (40)	392 (40)	372 (38)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	315 (32)	–	315 (32)	–	–	–	323 (33)	314 (32)
δ_5, %	5	4	5	4	10	6	6	4

* Після гартування і штучного старіння гарячепресованих профілів на заводі-споживачі.

** Після гартування і штучного старіння на заводі-виготовлювачі профілів.

*** Після повторного гартування і штучного старіння у споживача загартованих і природно зістарених профілів.

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований			
ОСТ, ГОСТ, ТУ	ТУ 1-92-1-72			
Товщина, мм	До 10	10 і більше		
Стан	Т1*			
Напрям вирізання зразка	Д	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	412 (42)	402 (41)	392 (40)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	304 (31)	323 (33)	314 (32)	–
δ_5, %	–	6	5	4
δ_{10}, %	6	–	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований			Плита			
ОСТ, ГОСТ, ТУ	ТУ 1-92-1-72			ОСТ 190117-83			
Товщина, мм	Усі розміри			До 50		50...80	
Стан	Т1**			Т1		Т1	
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	П	В	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	382 (39)	372 (38)	400 (41)	375 (38)	400 (41)	375 (38)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	314 (32)	–	325 (33)	–	325 (33)	–
δ_5, %	6	5	4	6	4	6	3

* Площа поперечного перерізу профілю до 150см^2. Механічні властивості загартованих і штучно зістарених на заводі-виготовлювачі профілів.

** Площа поперечного перерізу профілю більше 150см^2. Механічні властивості після гартування і штучного старіння у споживача загартованих без штучного старіння (Т) профілів.

Механічні властивості залежно від напряму вирізання зразка

Сплав	АК4-1, АК4-1ч							
Напівфабрикат	Профіль пресований							
Товщина, мм	4...35		35			200		
Стан	Т1		Т1(без правки)			Т1		
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	402 (41)	421 (43)	412 (42)	402 (41)	412 (42)	392 (40)	382 (39)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	363 (37)	363 (37)	343 (35)	323 (33)	314 (32)	353 (36)	343 (35)	333 (34)
δ_5, %	8	6	14	14	10	8	6	4

Продовження

Сплав	АК4-1ч			АК4-1	
Напівфабрикат	Плита ковано-вальцьована			Штамповка диска	
Товщина, мм	40...65			–	
Маса, кг				До 200	
Стан	Т1, Т2			Т1	
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Х	Р
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	421 (43)	412 (42)	402 (41)	382...421(39...43)	392...431(40...44)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	353 (36)	–	284...323(29...33)	294...323(30...33)
δ_5, %	8	6	4	8...16	8...16

Границі пропорційності і текучості за стиску і розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (А)		Профіль пресований		Плита ковано-вальцьована
Товщина, мм	1...3		2...5	> 10	35...60
Стан	Т1, Т2		Т1		Т1, Т2
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д		
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	314 (32)	304 (31)	323 (33)	323 (33)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	274 (28)	265 (27)	225 (23)	265 (27)	284 (29)
$\sigma_{пц.ст}$, МПа (кгс/мм^2)	284 (29)	274 (28)	274 (28)	265 (27)	294 (30)
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	243 (35)	328 (33,5)	304 (31)	324 (33)	343 (35)

Вплив температури середовища гартування на механічні властивості в свіжозагартованому стані та після старіння

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Товщина, мм	До 2,5					
Стан	Свіжозагартований			Т2		
Напрям вирізання зразка	П					
Середовище гартування	Вода		Рідкий азот	Вода		Рідкий азот
Температура середовища гартування, °С	20	100	–196	20	100	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	284 (29)	314 (32)	323 (33)	402 (41)	402 (41)	402 (41)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	108 (11)	157 (16)	127 (13)	363 (37)	353 (36)	353 (36)
δ_{10}, %	22	21	23	7	7	9

Продовження

Напівфабрикат	Плита ковано-вальцьована								
Товщина, мм	60								
Стан	Свіжозагар-тований			Після гартування і природного старіння (30 діб)			Т2		
Напрям вирізання зразка	П								
Середовище гартування	Вода		Рідкий азот	Вода		Рідкий азот	Вода		Рідкий азот
Температура середовища гартування, °С	20	100	–196	20	100	–196	20	100	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	304 (31)	343 (35)	343 (35)	372 (38)	382 (39)	353 (36)	412 (42)	402 (41)	402 (41)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	137 (14)	196 (20)	196 (20)	308 (31)	294 (30)	216 (22)	333 (34)	314 (32)	304 (31)
δ_5, %	21	19	19	18	19	18	12	13	19

Вплив деформації після штучного старіння на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Профіль			
Розміри, мм	Переріз 150 см^2			
Стан	Т1			
Ступінь деформації після гартування і штучного старіння, %	0	1	2	3
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	402 (41)	407 (41,5)	407 (41,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	348 (35,0)	372 (38)	377 (38,0)	382 (39)
δ_5, %	7	5,5	5	4

Продовження

Напівфабрикат	Лист				Плита ковано-вальцьована		
Товщина, мм	2,0				63		
Стан	Т1						
Ступінь деформації після гартування і штучного старіння, %	0	1	2	3	0	1	2
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	412 (42)	416 (42,5)	421 (43)	397 (40,5)	407 (41,5)	416 (42,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	353 (36)	387 (39,5)	407 (41,5)	412 (42)	353 (36)	382 (39)	407 (41,5)
δ_5, %	8	6,5	5	4	7	5	3,5

Вплив деформації після гартування на механічні властивості напівфабрикатів у штучно зістареному стані

Напівфабрикат	Ступінь деформації після гартування	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	δ_{10}
		кгс/мм^2		%	
Лист	0	(35)	(41,5)	7	–
	2	(35)	(40)	8	–
	4	(38)	42,5)	5,5	–
Плита кувано-вальцьована	0	(36)	(40,5)	–	7
	2	(39)	(43)	–	6
	4	(40,5)	(44)	–	4

Границі текучості і міцності за закруту і зрізу

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована
Товщина, мм	40...65
Стан	Т1, Т2
Напрям вирізання зразка	Д
$\tau_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	(19)
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	(27)
$\tau_в$, МПа (кгс/мм^2)	(35)
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	(24)

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Сплав	АК4-1, АК4-1ч		АК4-1ч		
Напівфабрикат	Лист плакований (А)		Плита кувано-вальцьована		
Товщина, мм	1,5...2,5		35...60		
Стан	Т1				
Напрям вирізання зразка	П		Д		
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)		Циліндричний (гладкий із кільцевою виточкою)		
K_t	1	2,6	1	2,5	4,0
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	–	421 (43)	–	–
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	–	382 (39)	–	549 (56)	519 (53)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	–	0,98	–	1,3	1,23

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною

Сплав	АК4-1ч					АК4-1	
Напівфабрикат	Плита ковано-вальцьована			Профіль пресований		Штамповка диска	
Товщина, мм	40…60		4…35			–	
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	Х	Р
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	–	–	–	–	–	10…14 (1,0…1,4)	10…14 (1,0…1,4)
KCT ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	6…7 (0,6…0,7)	4…6 (0,45…0,6)	2,5…3,4 (0,25…0,35)	5…8 (0,5…0,8)	–	–	–

Вплив деформації після штучного старіння на роботу руйнування зразка з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Профіль				Лист			
Товщина, мм	Переріз 150 см^2				2			
Стан	Т1							
Ступінь деформації після гартування та штучного старіння, %	0	1	2	3	0	1	2	3
KCU ($a_{т.у}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	10 (1)	10 (1)	9 (0,95)	8 (0,8)	9 (0,9)	8 (0,85)	7 (0,75)	7 (0,7)

***В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоскої деформації* (АК4-1ч)**

Напівфабрикат	Плита ковано-вальцьована, штамповано-вальцьована			Поковка
Товщина, мм	60...85			300×300×65
Стан	Т1, Т2			Т2
Орієнтація зразка та тріщини	ДП	ПД	ВД	ПД
Товщина зразка (*t*), мм	25…35	25…35	20…25	35
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	343…392 (35…40)	333…372 (34…38)	314…333 (32…34)	323 (33)
K_{Ic}, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	25…29 (78…91)	20…27 (63…85)	18…21 (56…65)	24…29 (75…90)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	186…255 (19…26)	167…196 (17…20)	157…186 (16…19)	186…235 (19…24)

В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоскої деформації після старіння за різними режимами

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована (АК4-1ч)		
Товщина, мм	63		
Режим старіння	185°С – 8 год	195°С – 20 год	210°С – 12 год
Орієнтація зразка та тріщини	ПД		
Товщина зразка (t), мм	25		
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	372 (38)	353 (36)
K_{1c}*, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	22,4 (70)	22,4 (70)	23 (72)
σ_m^N *, МПа (кгс/мм^2)	167 (17)	201 (20,5)	211 (21,5)

* Медіани результатів випробувань п'яти зразків.

Швидкість росту втомної тріщини

[σ_m^B =78 МПа (8кгс/мм^2), ν = 3 Гц, R = 0,1]

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована (АК4-1ч)					
Товщина, мм	60...65					
Стан	Т1, Т2					
Орієнтація зразка та тріщини	ДП			Пд		
Товщина зразка (t), мм	6…10					
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(38)			(37)		
ΔK, МПа$\sqrt{\text{м}}$ (кгс/м$^{3/2}$)	12,8 (40)	16 (50)	19,2 (60)	12,8 (40)	16 (50)	19,2 (60)
$d2l/dN\cdot10^3$, мм/цикл*	0,9	1,45	2,6	0,95	1,8	3,5
$Sd2l/dN\cdot10^3$, мм/цикл**	0,24	0,35	0,3	0,17	0,46	0,38

* Середні значення результатів випробувань семи зразків.

** $Sd2l/dN$ –середньоквадратичне відхилення.

Границя витривалості **АК4-1ч** ($N = 2\cdot10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована				Лист плакований (А)	
Товщина, мм	60				1,5…2,0	
Стан	Т1		Т2		Т1	
Напрям вирізання зразка	Д					
Форма зразка	Круглий (гладкий із кільцевою виточкою)				Плоский (гладкий із отвором)	
Вид випробування	Консольний згин з обертанням				Розтяг	
R	–1				0,1	
ν, Гц	50				25	
K_t	1	2,2	1	2,2	1	2,6
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	118…127 (12…13)	78…88 (8…9)	123 (12,5)	78…88 (8…9)	103 (10,5)	74 (7,5)

***Вплив поверхневого зміцнення на границю витривалості сплавів* АК4-1, АК4-1ч** ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток пресований		
Діаметр, мм	20...40		
Стан	Т1		
Форма зразка	Круглий (∅ 10мм) з кільцевою виточкою: $R_н$ = 2 мм, K_t = 1,45		
Вид випробування	Консольний згин з обертанням		
R	–1		
ν, Гц	50		
$T_{випроб}$, °С	20		
Стан поверхні в надрізі	Полірована	Полірована і анодована	Наклеп дробом + + анодування
$\sigma_R^н$, МПа (кг/мм^2)	88 (9)	88 (9)	147 (15)

Продовження

Напівфабрикат	Пруток пресований		
Діаметр, мм	20...40		
Стан	Т1		
Форма зразка	Круглий (∅ 10мм) з кільцевою виточкою: $R_н$= 2 мм, K_t=1,45		
Вид випробування	Консольний згин з обертанням		
R	–1		
ν, Гц	50		
$T_{випроб}$, °С	200		
Стан поверхні в надрізі	Полірована	Полірована і анодована	Наклеп дробом + + анодування
$\sigma_R^н$, МПа (кг/мм^2)	88 (8)	88 (8)	108 (11)

Вплив тривалого нагріву на роботу руйнування зразків зі сплаву* АК4-1ч *з тріщиною за кімнатної температури

Напівфабрикат	Лист плакований (А)						
Товщина, мм	1,5						
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразка	П						
$T_{випроб}$, °С	20	125		150		175	
Тривалість нагріву, год	–	100	1000	100	1000	100	10000
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	5,9 (0,6)	5,4 (0,55)	5,9 (0,6)	4,9 (0,5)	5,4 (0,55)	5,9 (0,6)	5,4 (0,55)

Продовження

Напів-фабрикат	Профіль пресований											
Товщина, мм	200											
Стан	Т1											
Напрям вирізання зразка	Д				П				В			
Температура нагріву, °С	20	125	150	175	20	125	150	175	20	125	150	175
Тривалість нагріву, год	–	2500		–	–	2500		–	–	2500		–
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	8,8 (0,9)	6,4 (0,65)	7,8 (0,8)	8,8 (0,9)	6,9 (0,7)	3,4 (0,35)	3,9 (0,4)	5,9 (0,6)	4,4 (0,45)	2,5 (0,25)	2,9 (0,30)	3,4 (0,35)

***Пружні властивості сплаву* АК4-1ч**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)	Профіль пресований	Плита кувано-вальцьована
Товщина, мм	2...4	5...30	35...60
Стан	Т1, Т2	Т1	Т1, Т2
Напрям вирізання зразка	П	Д	
E, МПа (кгс/мм^2)	71000 (7100)	72000 (7200)	72000 (7200)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	73500 (7350)	73500 (7350)
G, МПа (кгс/мм^2)	–	27500	27500
μ	–	0,33	0,33

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (А)			Плита кувано-вальцьована		
Товщина, мм	1,5...2,5			35...60		
Стан	Т1, Т2					
Напрям вирізання зразка	П			Д		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	416 (42,5)	475 (48,5)	421 (43)	451 (46)	500 (51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	353 (36)	397 (40,5)	382 (39)	421 (43)	461 (47)
δ_5*, %	6	8	10	6	9	13
ψ, %	–	–	–	21	(30)	20

Продовження

Напівфабрикат	Плита ковано- вальцьована			Профіль пресований		
Товщина, мм	35...60			35		
Стан	Т1, Т2					
Напрям вирізання зразка	П			Д		
$T_{\text{випроб}}$, °С	20–	–70	–196	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412 (42)	441 (45)	500 (51)	402 (41)	431 (44)	490 (50)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	392 (40)	421 (43)	363 (37)	392 (40)	431 (44)
δ_5*, %	7	8	10	9	9	12
ψ, %	20	24	20	28	30	30

*Для листів – δ_{10}.

Чутливість до концентрації напружень за розтягу **(АК4-1, АК4-1ч)**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)			Плита ковано-вальцьована					
Товщина, мм	1,5…2,5			35..60					
Стан	Т1, Т2								
Напрям вирізання зразка	П			Д			П		
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196	20	–70	–196
Форма зразка	Плоский з отвором			Круглий з кільцевим надрізом					
K_t	2,6			4					
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	382 (39)	412 (42)	451 (46)	519 (52)	599 (61)	666 (68)	519 (53)	559 (57)	608 (62)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	0,97	0,99	0,95	1,23	1,32	1,33	1,26	1,27	1,21

Ударна в'язкість

Напівфабрикат	Плита ковано-вальцьована			Профіль пресований					
Товщина, мм	35…60			35					
Стан	Т1, Т2								
Напрям вирізання зразка	Д			П			Д		
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196	20	–70	–196
KCU ($a_{\text{н}}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	8,9 (0,9)	9,8 (1)	8,9 (0,9)	6,9 (0,7)	6,9 (0,7)	6,4 (0,65)	11,8 (1,2)	11,8 (1,2)	11,8 (1,2)

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу та стиску (АК4-1ч)

Напівфабрикат	Лист плакований					
Товщина, мм	1,5…2,5					
Стан	Т1, Т2					
Напрям вирізання зразка	П					
$T_{випроб}$, °С	20	125	150	175	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	363 (37)	343 (35)	323 (33)	304 (31)	235 (24)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	333 (34)	318 (32,5)	284 (29)	255 (26)	186 (19)
$\sigma_{0,2\ ст,}$ МПа (кгс/мм^2)	358 (36,5)	–	328 (33,5)	–	–	–
$\delta_{11,3}\sqrt{F}$, %	8	8	9	11	14	19

Продовження

Напівфабрикат	Плита ковано-вальцьована, штамповано-вальцьована			
Товщина, мм	40...65			
Стан	Т1, Т2			
Напрям вирізання зразка	П			
$T_{випроб}$, °С	20	125	150	175
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412 (42)	402 (41)	382 (39)	353 (36)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	363 (37)	348 (35,5)	323 (33)
$\sigma_{0,2\ ст,}$ МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–
$\delta_{11,3}\sqrt{F}$, %	8*	8*	9*	9*

* – δ_5.

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований					
Товщина, мм	35					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	Д					
$T_{випроб}$, °С	20	125	150	175	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	392 (40)	372 (38)	353 (36)	314 (32)	245 (25)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	364 (37)	353 (36)	333 (34)	314 (32)	284 (29)	216 (22)
$\sigma_{0,2\ ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	364 (37)	–	333 (34)	–	–	–
$\delta_{11}\sqrt{F}$, %	7	7	7	8	10	11

Продовження

Напівфабрикат	Поковка				
Товщина, мм	–				
Маса, кг	До 5				
Стан	Т1, Т2				
Напрям вирізання зразка	П				
$T_{випроб}$, °С	20	125	150	175	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	382 (39)	363 (37)	314 (32)	284 (29)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–
$\sigma_{0,2\ ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–
$\delta_{11}\sqrt{F}$, %	14*	15*	15*	15*	18*

*– δ_5.

***Чутливість до надрізу за високих температур* (АК4-1ч)**

Напівфабрикат	Плита ковано-вальцьована			
Товщина, мм	40			
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразка	Д			
$T_{випроб}$, °С	20	125	150	175
Форма зразка	Круглий з кільцевим надрізом			
K_t	2,5			
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	549 (56)	539 (55)	519 (53)	500 (51)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	1,3	1,34	1,34	1,36

***Вплив тривалого нагріву на механічні властивості листів за розтягу* (АК4-1ч)**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)										
Товщина, мм	1,5…2,5										
Стан	Т1										
Напрям вирізання зразка	П										
$T_{випроб}$, °С	125							150			
Тривалість нагріву, год	0,5	100	1000	5000	10000	20000	30000	0,5	100	1000	5000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	363 (37)	363 (37)	363 (37)	363 (37)	353 (36)	343 (35)	343 (35)	343 (35)	333 (34)	333 (34)	323 (33)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	333 (34)	333 (34)	323 (33)	314 (32)	314 (32)	304 (31)	318 (32,5)	309 (31,5)	294 (30)	284 (29)
$\delta_{11,3}\sqrt{F}$, %	7	8	8	7	7	7	7	9	9	9	9

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)									
Товщина, мм	1,5…2,5									
Стан	Т1									
Напрям вирізання зразка	П									
$T_{випроб}$, °С	150			175						
Тривалість нагріву, год	10000	20000	30000	0,5	100	1000	5000	10000	20000	30000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	314 (32)	314 (32)	323 (33)	323 (33)	304 (31)	284 (29)	274 (28)	255 (26)	255 (26)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	284 (29)	265 (27)	265 (27)	284 (29)	274 (28)	255 (26)	245 (25)	225 (23)	206 (21)	196 (20)
$\delta_{11,3}\sqrt{F}$, %	8	8	8	10	12	12	12	12	12	12

***Вплив тривалого нагріву на механічні властивості профілів за розтягу* (АК4-1ч)**

Напівфабрикат	Профіль пресований							
Товщина, мм	До 35							
Стан	Т1							
Напрям вирізання зразка	Д							
Температура нагріву,°С	125						150	
Тривалість нагріву, год	0,5	100	1000	10000	20000	30000	0,5	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	382 (39)	382 (39)	372 (38)	372 (38)	372 (38)	372 (38)	372 (38)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	353 (36)	353 (36)	343 (35)	343 (35)	343 (35)	343 (35)	343 (35)	333 (34)
δ_{10}, %	8	7	7	7	7	7	7	7

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований						
Товщина, мм	До 35						
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразка	Д						
Температура нагріву,°С	150				175		
Тривалість нагріву, год	1000	2500	10000	20000	0,5	100	1000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	363 (37)	343 (35)	304 (31)	333 (34)	333 (34)	314 (32)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	333 (34)	284 (29)	265 (27)	–	–	–
δ_{10}, %	8	9	9	8	10	10	12

***Вплив тривалого нагріву на механічні властивості плит за розтягу* (АК4-1ч)**

Напівфабрикат	Плита ковано-вальцьована											
Товщина, мм	60											
Стан	Т1 (після перегартування)											
Напрям вирізання зразка	П											
Температура нагріву,°С	125				150				175			
Тривалість нагріву, год	0,5	100	1000	5000	0,5	100	1000	5000	0,5	10	1000	5000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	402 (41)	402 (41)	392 (40)	372 (38)	372 (38)	353 (36)	323 (33)	343 (35)	343 (35)	314 (32)	294 (30)
δ_{10}, %	8	8	8	7	9	9	9	8	9	9	9	10

***Границі повзучості та тривалої міцності* (АК4-1ч)**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)			Плита ковано-вальцьована			
Товщина, мм	1,5…2,5			40…60			
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразка	П			Д			
$T_{\text{випроб}}$, °С	125	150	175	125	150	175	200
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	245(25)	216(22)	137(14)	274(28)	245(25)	196(20)	157(16)
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	206(21)	167(17)	–	235(24)	206(21)	–	–
$\sigma_{0,2/10000}$, МПа (кгс/мм^2)	152(15,5)	–	–	211(21,5)	157(16)	–	–
$\sigma_{0,2/20000}$, МПа (кгс/мм^2)	143(15)	–	–	–	–	–	–
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	274(28)	245(25)	196(20)	343(35)	323(33)	235(24)	–
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	245(25)	216(22)	–	294(30)	274(28)	–	–
σ_{5000}, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	284(29)	196(20)	–	–
σ_{10000}, МПа (кгс/мм^2)	196(20)	–	–	255(26)	–	–	–
σ_{20000}, МПа (кгс/мм^2)	186(19)	–	–	216(22)	–	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований				
Товщина, мм	4		35...200		
Стан	Т1				
Напрям вирізання зразка	Д				
$T_{випроб}$, °С	125	150	125	150	175
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	206 (21)	265 (27)	235 (24)	196 (20)
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	–	157 (16)	245 (25)	206 (21)	–
$\sigma_{0,2/10000}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	216 (22)	–	–
$\sigma_{0,2/20000}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	196 (20)	–	–
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–
σ_{5000}, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–
σ_{10000}, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–
σ_{20000}, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–

Корозійні властивості

Неплаковані напівфабрикати зі сплаву АК4-1 мають знижену корозійну тривкість. Великогабаритні напівфабрикати (плити, пресовані профілі, штамповки, поковки), зістарені за режимом Т1, не схильні до КР під напруженням у поздовжньому і поперечному напрямках, але схильні у висотному напрямі. Після старіння за режимом Т2 схильність до КР під напруженням відсутня. Схильність до розшаровувальної і міжкристалітної корозії зберігається за усіх режимів старіння.

Після експлуатаційних нагрівів при 125°С – 5000 год, 150°С – 5000 год, 175°С – 2500 год напівфабрикати зі сплаву АК4-1 не схильні до КР під напруженням.

Плаковані напівфабрикати мають підвищену корозійну тривкість. Для захисту від корозії залежно від призначення деталі застосовують анодно-оксидні, хімічні і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина d = 2800 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	Т1
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	5,5

***Теплофізичні властивості сплавів* АК4-1, АК4-1ч**

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати											
Стан	Т1											
$T_{випроб}$, °С	25	100	200	300	400	20...100	20...200	20...300	20...400	100...200	200...300	300...400
λ, Вт/(м·град)	142	146	151	159	163	–	–	–	–	–	–	–
С, кДж/(кг·град)	–	0,797	0,837	0,922	0,964	–	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	20,8	21,6	22,4	23	22,4	23,9	24,8

Технологічні дані

Термічна обробка

Режим повного відпалу плит, поковок, штамповок (380–420)°С, час витримки 10...60 хв для напівфабрикатів усіх товщин, охолоджування зі швидкістю не більше 30°С на год до 260°С, далі – на повітрі.

Для холодновальцьованих листів і гарячепресованих профілів, призначених для виготовлення деталей з великими деформаціями, щоб отримати задовільну пластичність.

Режими відпалу

Напівфабрикат	Товщина, мм	Температура, °С	Час витримки, хв	Спосіб охолодження
Лист	До 1	290...310	30...60	Повітря
Лист	1,2...4,0	290...310	60...90	Повітря
Лист	4,2...10,0	310...330	90...120	Повітря
Профілі	До 100	300...320	60...90	Повітря

Режими гартування та старіння

Напівфабрикат	Лист плакований	Плита	Профіль пресований, пруток	Лист плакований*	Профіль пресований*	Поковка, штамповка
Товщина, мм	Усі розміри					
Стан	Т1					Т2
Температура гартування, °С	525...535					
Температура старіння, °С	185...195	190...200	190...200	185...195	190...200	195...200
Тривалість старіння, год	9...14	7...9 (20...24**)	12...16	24	24	20...22

* Неправлені після гартування.

** Для забезпечення опору КР під напруженням у висотному напрямі зі зниженням пластичності і в'язкості руйнування. Для правлених після гартування – 20 год, неправлених – 24 год.

Гаряча обробка тиском

Сплав володіє високою пластичністю в гарячому стані. Охолоджування після деформування на повітрі

Температурний інтервал кування та штампування				Температурний інтервал вальцювання	Температура пресування
°С					
Початок	Закінчення	Допускний ступінь деформування, %		400...460	300...400
		Заготовка відлита	Заготовка пресована		
470...420*	350*	60	70		
430...320**		–	60		

* На пресі.

** На молоті.

Штампувальність та її показники для листів

Стан	Загинання R_{min}	Витягування $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$
Відпалені (М)	(0,8–1,0) *S**	1,9...1,4	1,1...1,6
Свіжозагартовані	(1,0–1,5) *S**	1,8...1,4	1,1...1,55
Загартовані та природно зістарені – Т	(1,5–2,5) *S**	–	–
Загартовані та штучно зістарені – Т1	–	–	–

* *S* – товщина листа.

Зварюваність

Сплав задовільно зварюється точковою і роликовою зваркою. Зварку плавленням не рекомендують.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням задовільна.

Застосування

Рекомендують для надзвукових літаків (обшивка і силовий набір фюзеляжу, крила, оперення), що тривало працюють при температурі до 150°С. Для деталей дозвукових літаків – у зонах, що піддаються експлуатаційним нагрівам до 175°С.

Рекомендують також для деталей реактивних двигунів, що піддаються нагрівам до температури 250°С (крильчатки, повітрозабірники, диски, лопатки компресора і робочі лопатки).

2.2.6. СПЛАВИ З МАГНІЄМ І КРЕМНІЄМ (КОРОЗІЙНОТРИВКІ)

Марка: АД31 (1310) За ІСО 209-1-6063

Хімічний склад у % (ГОСТ 4784-97)

Сплав (марка)	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn	Ti	Інші елементи	Інші домішки	
											кожна	сума
				Не більше								
АД31	Основа	0,45...0,9	0,20...0,6	0,5	0,10	0,10	0,10	0,2	0,15	–	0,05	0,15
АД31Е	Основа	0,35...0,8	0,3...0,7	0,5	0,10	0,3	0,3	0,10	–	0,06 В	0,03	0,10

Для виготовлення декоративних деталей з дуже хорошою полірувальністю рекомендують сплав із вмістом:

0,55...0,9% Mg; 0,4...0,5% Si; ≤ 0,05% Cu; ≤ 0,12% Fe.

Механічні властивості

Сплав відрізняється ізотропністю властивостей у поздовжньому і поперечному напрямах, невисокою міцністю, підвищеною пластичністю і не чутливий до концентрації напружень, у т.ч. і за перекосу.

Механічні властивості за кімнатної температури

Механічні властивості за розтягу (не менше)

Напівфабрикат	Пруток пресований				Профіль пресований				Профіль пресований			
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21488-97				ОСТ 192066-91				ГОСТ 8617-81			
Розміри, мм	8…300		8…100		Усі розміри		До 150 включно		Усі розміри	До 100 включно		
Стан	без т/о	Т*	Т**	Т1***	Т*	Т1****	Т**	Т1***	Т*	Т**	Т***	Т5*****
Напрям вирізання зразка	Д				Д				Д			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	90 (9)	135 (14)	135 (14)	195 (20)	125 (13)	195 (20)	125 (13)	195 (20)	127 (13)	127 (13)	196 (20)	157 (16)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	60 (6)	70 (7)	70 (7)	145 (15)	70 (7)	145 (15)	70 (7)	145 (15)	69 (7)	69 (7)	147 (15)	118 (12)
δ_5, %	15	13	13	18	13	8	13	8	13	13	10	8

* Гарячепресовані в стані постачання після гартування і природного старіння.

** Загартовані і природно зістарені в стані постачання.

*** Загартовані і штучно зістарені в стані постачання.

**** Гарячепресовані в стані постачання після гартування і штучного старіння.

***** Не повністю загартовані і штучно зістарені в стані постачання.

Механічні властивості за розтягу залежно від напряму вирізання зразка

Напівфабрикат	Профіль		Смуга		Пруток			
	пресовані							
Товщина, мм	2...10		20		∅100			
Стан	Т1						Т	М
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П	Д	П	Д	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	250 (25,5)	245 (25)	240 (24,5)	250 (25)	235 (24)	167 (17)	98 (10)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	220 (22,5)	220 (22,5)	201 (20,5)	196 (20)	211 (21,5)	196 (20)	78 (8)	49 (5)
δ_{10}, %	12	12	15	13,5	12	11,5	20	25

Механічні властивості за розтягу і стиску

Напівфабрикат	Смуга, пруток пресовані
Товщина, мм	20…100
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	206 (21)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	147 (15)
δ_{10}, %	13
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	206 (21)
$\sigma_{пц.\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	147 (15)

Вплив температури середовища гартування на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Профіль, пруток, пресовані			
Діаметр, мм	20…100			
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразка	Д, П			
Температура, °С	20	60	80	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	255 (26)	240 (24,5)	235 (24)	225 (23)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	206 (21)	196 (20)	186 (19)	176 (18)
δ_{10}, %	15	14,5	14	14,5

Вплив тривалості природного старіння на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток, профіль								
Товщина, мм	Усі розміри								
Стан	Після гартування від 520°С								
Напрям вирізання зразка	Д								
Тривалість старіння, год	0	0,5	4	6	12	96	120	240	480
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	147 (15)	162 (16,5)	181 (18,5)	191 (19,5)	196 (20)	201 (20,5)	211 (21,5)	216 (22)	216 (22)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	49 (5)	54 (5,5)	64 (6,5)	73 (7,5)	93 (9,5)	93 (9,5)	93 (9,5)	93 (9,5)	93 (9,5)
δ_{10}, %	29	31	31	26	26	25	26	25	25

Вплив тривалості штучного старіння на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток, профіль				
Товщина, мм	Усі розміри				
Стан*	Після гартування від 520°С та старіння при 160°С				
Напрям вирізання зразка	Д				
Тривалість старіння, год	8	10	12	16	20
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	220 (22,5)	220 (22,5)	230 (23,5)	235 (24)	235 (24)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	181 (18,5)	186 (19,0)	191 (19,5)	201 (20,5)	201 (20,5)
δ_{10}, %	14,5	14,5	13	12	12

* Час між гартуванням і старінням 48 год.

Механічні властивості за закруту та зрізу

Напівфабрикат	Пруток
Товщина, мм	Усі розміри
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
$\tau_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	64 (6,5)
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	118 (12)
$\tau_в$, МПа (кгс/мм^2)	167 (17)
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	147 (15)
$\tau_{зр}/\sigma_B$	0,6

Чутливість до концентрації напружень за статичного розтягу

Напівфабрикат	Пруток
Діаметр, мм	20
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою
K_t	4,0
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	309 (31,5)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	1,31

Ударна в'язкість

Напівфабрикат	Пруток
Діаметр, мм	20
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
KCU ($a_{\text{н}}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	49(5)

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток	
Діаметр, мм	До 100	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразка	Д	
Вид навантаження	Консольний згин з обертанням	
ν, Гц	50	
R	–1	
Форма зразка	Круглий гладкий	Круглий з кільцевою виточкою
K_t	1	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	88 (9)	54(5,5)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Усі види
Товщина, мм	Усі розміри
Стан	Т, Т1
Напрям вирізання зразка	Д
E, МПа (кгс/мм^2)	71000 (7100)
$E_{\text{ст}}$, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)
G, МПа (кгс/мм^2)	26500 (2650)
μ	0,32

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток, профіль					
Товщина, мм	До 20					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	Д					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	235 (24)	206 (21)	186 (19)	157 (16)	118 (12)	59 (6)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	196 (20)	176 (18)	162 (16,5)	147 (15)	98 (10)	49 (5)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	147 (15)	118 (12)	83 (8,5)	73 (7,5)	49 (5)	34 (3,5)
δ_{10}, %	17	17	17	16	16	20
ψ, %	70	70	70	65	65	85

Границі тривалої міцності та повзучості

Напівфабрикат	Пруток	
Діаметр, мм	20	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразка	Д	
$T_{випроб}$, °С	150	200
σ_5, МПа (кгс/мм^2)	127 (13)	69 (7)
$\sigma_{0,2/5}$, МПа (кгс/мм^2)	157 (16)	108 (11)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток, профіль, смуга					
Стан	Т1					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300
E, МПа (кгс/мм^2)	71000 (7100)	69000 (6900)	67000 (6700)	64000 (6400)	57000 (5700)	50000 (5000)

Корозійні властивості

Сплав АД31 і його зварні з'єднання володіють підвищеною корозійною тривкістю.

У природно і штучно зістареному станах він не схильний до міжкристалітної корозії та КР під напруженням.

Корозійна тривкість зварного шва близька до такої основного матеріалу.

Від корозії захищають залежно від призначення деталі анодно-оксидними, хімічними чи ЛФП. Для декоративної обробки застосовують кольорові анодно-оксидні плівки.

Фізичні властивості

Густина d = 2710 кг/см^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	Т1
$\rho \cdot 10^6$, Ом/см	3,44

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати											
Стан	Т1											
$T_{\text{випроб}}$, °С	25	100	200	300	400	20...100	20...200	20...300	20...400	100...200	100...400	300...400
λ, Вт/(м·град)	188	188	188	188	188	–	–	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,921	0,963	1,00	1,05	–	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	23,4	24,3	25,8	26,7	25,3	28,2	29,9

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав зміцнюють природним і штучним старінням після гартування від температур 525...535ºС. Режим природного старіння: температура кімнатна, 240...360 год. Режим штучного старіння: температура (160–170)°С, витримка 10...12 год.

Для отримання високої пластичності напівфабрикати відпалюють за температур (380–420)°С протягом 10...60 хв, охолоджують зі швидкістю 30 град/год до 260°С, далі – на повітрі. Для зняття наклепу, отриманого в результаті холодної обробки тиском, застосовують відпал за температур (350–370)°С протягом 30...60 хв, охолодження на повітрі.

Гаряча обробка тиском

Сплав деформується в гарячому стані. Пластичність за температур обробки тиском (450–500)°С висока.

Щоб уникнути формування великокристалічної структури, напівфабрикати слід пресувати за температур (480–500)°С.

Пресовані напівфабрикати з товщиною полиці до 10 мм можна гартувати на пресі без спеціального охолодження (природне охолодження на спокійному повітрі). Завдяки високій технологічній пластичності сплаву швидкість під час пресування досягає 20...30 м/хв (замість зазвичай прийнятих 8...10 м/хв).

***Режими деформації* (*кування і штампування*)**

Застосовуване устаткування	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформації, %	
		лита заготовка	пресована заготовка
Прес гідравлічний	470...300	70	90
Молот і прес механічний	470...300	70	90

Штампувальність

Пластичність у відпаленому стані хороша, в загартованому і штучно зістареному – задовільна.

Зварюваність

Сплав добре зварюється точковою і роликовою зваркою. Можлива аргоно-дугова із застосуванням присадного дроту Св–АК5(Al+5% Si). Тоді границя міцності зварного з'єднання становить 60...70% границі міцності основного матеріалу. Подальше гартування і старіння значно підвищують міцність зварних з'єднань, яка тут досягає 90...95% від границі міцності основного матеріалу.

Механічна обробка

У відпаленому стані сплав незадовільно обробляється різанням, а в природно або штучно зістареному – задовільно.

Застосування

Для деталей, що працюють в інтервалі температур від (+50) до (–70)°С і від яких вимагають високої корозійної тривкості. Оздоблюють кабіни літаків і вертольотів з покриттями різних кольорів (золотим, чорним і т.п.); широко використовують у цивільному будівництві для віконних вітражів, дверних рам, перегородок, ескалаторів і тощо.

Марка: АД33 (1330) За ІСО 209-1 6061

Хімічний склад у мас. % (ГОСТ 4784-97)

Al	Si	Cu	Cr	Mg	Mn	Fe	Zn	Ti	Інші домішки	
									кожна	сума
					Не більше					
Основа	0,4...0,8	0,15...0,40	0,04...0,35	0,8...1,2	0,15	0,7	0,25	0,15	0,05	0,15

Механічні властивості

Сплав володіє такою ж міцністю, як сплав АД35, і дещо [на 19,6...29,4 МПа (2...3 кгс/мм^2)] поступається йому за границею текучості.

Не чутливий до концентрації напружень, зокрема під час випробувань з перекосом.

Механічні властивості за кімнатної температури

Механічні властивості за розтягу (*не менше*)

Напівфабрикат	Пруток пресований			Штамповка	
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21488-97			ОСТ 190073-85	
Товщина, мм	8...300	8...100	8...100	–	
Маса, кг	–			До 75	>75÷150
Стан	Т*	Т**	Т1	Т1	
Напрям вирізання зразка	Д			Д	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	175 (18)	175 (18)	265 (27)	265 (27)	245 (25)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	110 (11)	110 (11)	225 (23)	195 (20)	185 (19)
δ_5, %	15	15	10	8	6

* Без термообробки в стані постачання з подальшим гартуванням і природним старінням у споживача.

** Загартовані і природно зістарені в стані постачання.

Механічні властивості за розтягу залежно від напряму вирізання зразка

Напівфабрикат	Профіль		Смуга		Пруток	
	пресовані					
Товщина, мм	До 10		20		∅100	
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	304 (31)	284 (29)	324 (33)	284 (29)	333 (34)	294 (30)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	269 (27,0)	255 (26)	294 (30)	265 (27)	294 (30)	245 (25)
δ_{10}, %	11	12,5	12	10	13	9

Механічні властивості за розтягу та стиску

Напівфабрикат	Профіль пресований	Лист неплакований		
Товщина, мм	20	2...4		
Стан	Т1	М	Т	Т1
Напрям вирізання зразка	Д	П		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	137 (14)	225 (23)	304 (31)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	274(28)	78 (8)	118 (12)	255 (26)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	206 (21)	–	–	176 (18)
δ_{10}, %	12	20	19	14
ψ, %	25	–	–	–
$\sigma_{пц.\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	206 (21)	–	–	176 (18)
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	274(28)	–	–	255(26)

Вплив температури середовища гартування (вода) на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Прутки, профіль пресовані							
Товщина, мм	20							
Стан	Т1							
Напрям вирізання зразка	Д				П			
Температура середовища гартування (вода), °С	20	60	80	100	20	60	80	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	333 (34)	328 (33,0)	235 (24)	279 (28,0)	309 (31,0)	299 (30,0)	225 (23)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	274 (28)	269 (27,0)	279 (28,0)	181 (18,5)	245 (25)	260 (26,0)	255 (26)	174 (18)
δ_{10}, %	12,5	13,5	12,5	14	12	13,5	13,5	15

Вплив тривалості природного старіння на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист неплакований								
Товщина, мм	2								
Термічна обробка перед старінням	Гартування від 520°С								
Напрям вирізання зразка	П								
Тривалість старіння, год	0,5	3	6	12	24	96	240	720	1440
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	196 (20)	201 (20,5)	211 (21,5)	220 (22,0)	230 (23,0)	245 (25)	260 (26,0)	265 (27)	274 (28)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	64 (6,5)	73 (7,5)	83 (8,5)	98 (10)	103 (10,5)	113 (11,5)	113 (11,5)	122 (12,5)	122 (12,5)
δ_{10}, %	28	27	26	26	26	26	26	27	26

Вплив тривалості штучного старіння на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток, профіль пресовані				
Товщина, мм	20				
Термічна обробка	Гартування від 520°С, старіння 160°С				
Напрям вирізання зразка	Д				
Тривалість старіння, год	8	12	16	20	25
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	318 (32,0)	323 (33)	328 (33,0)	328 (33,0)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	279 (28,0)	289 (29,0)	299 (30,0)	299 (30,0)
δ_{10}, %	15,5	13,5	13,5	12,5	12,5

Механічні властивості за зрізу

Напівфабрикат	Пруток, профіль пресовані
Товщина, діаметр, мм	10...20
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм$_2$)	186 (19)
$\tau_{зр}/\sigma_B$	0,6

Чутливість до концентрації напружень за статичного розтягу

Напівфабрикат	Пруток, профіль пресовані
Товщина, діаметр, мм	10...20
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою
K_t	4,0
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	416 (42,0)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	1,35

Ударна в'язкість

Напівфабрикат	Профіль пресований
Товщина, мм	10…20
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	29 (3)

Границя витривалості ($N = 2\cdot10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Профіль пресований		Лист неплакований
Товщина, мм	10		До 10
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразка	Д		
Вид випробування	Консольний згин з обертанням	Згин в одній площині	
ν, Гц	50	25	
R	–1		
Форма зразка	Круглий гладкий	Плоский гладкий	
K_t	1		
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	98 (10)	88 (9)	98 (10)

Границя витривалості залежно від стану поверхні ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Профіль пресований		
Товщина, мм	20		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразка	Д		
Форма зразка	Круглий гладкий		
K_t	1		
Вид випробування	Консольний згин з обертанням		
ν, Гц	50		
R	–1		
Стан поверхні	Після шліфування	Після анодування в сірчаній кислоті (шар 0,01 мм) і ЛФП	Після вібро-наклепу
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	98 (10)	98 (10)	118 (12)

Границя витривалості за наявності антикорозійних покриттів ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Профіль пресований			
Товщина, мм	10			
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразка	Д			
Вид випробування	Згин в одній площині			
ν, Гц	25			
R	–1			
Форма зразка	Плоский гладкий			
K_t	1			
Стан поверхні	Після шліфування без покриття		Після анодування в сірчаній кислоті і ЛФП	
Умови витримки в корозивному середовищі	–	Після 2160 год у розчині 3% NaCl + 0,1%H_2O_2	–	Після 2160 год у розчині 3% NaCl + 0,1% H_2O_2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	98 (10)	20 (2)	98 (10)	98 (10)

Границя витривалості залежно від середовища випробувань
($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Профіль пресований			
Товщина, мм	20			
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразка	Д			
Вид випробування	Консольний згин з обертанням			
ν, Гц	50			
R	–1			
Форма зразка	Круглий гладкий			
K_t	1			
Стан поверхні	Після шліфування		Після анодування в сірчаній кислоті і ЛФП	
Середовище випробування	Повітря	Під краплею 0,001%-го розчину NaCl	Повітря	Під краплею 0,001%-го розчину NaCl
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	98 (10)	83 (8,5)	98 (10)	98 (10)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток штампований
Діаметр, мм	Усі розміри
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
E, МПа (кгс/мм^2)	71000 (7100)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)
G, МПа (кгс/мм^2)	26500 (2650)
μ	0,33

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Профіль пресований				Лист			
Товщина, мм	20				2,0			
Стан	Т1							
Напрям вирізання зразка	Д				П			
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	–253	20	–70	–196	–253
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	323(33)	343(35)	421(43)	549(55)	294(30)	323(33)	392(40)	470(48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	265(27)	284(29)	304(31)	343(35)	245(25)	265(27)	284(29)	323(33)
δ_5, %	12	14	16	16	15	16	22	15
ψ, %	30	30	25	20	–	–	–	–

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Профіль, пруток пресовані					Лист неплакований					
Товщина, мм	20					2,0					
Стан	Т1										
Напрям вирізання зразка	Д					П					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	300	20	100	150	200	250	300
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	274 (28)	235 (24)	196 (20)	88 (9)	294 (30)	255 (26)	206 (21)	186 (19)	137 (14)	78 (8)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	235 (24)	196 (20)	176 (18)	78 (8)	245 (25)	206 (21)	176 (18)	167 (17)	122 (12,5)	69 (7)
δ_5, %	12	12	11	11	8	15	15	15	17	18	11
ψ, %	30	40	50	55	70	–	–	–	–	–	–

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Профіль, пруток пресовані						
Товщина, мм	10… 20						
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразка	Д						
Температура нагріву і випроб, °С	20	150		200		300	
Тривалість нагріву, год	–	0,5	100	0,5	100	0,5	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	235 (24)	235 (24)	196 (20)	176 (18)	88 (9)	59 (6)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	196 (20)	196 (20)	176 (18)	147 (15)	78 (8)	44 (4,5)
δ_5, %	12	11	11	11	11	8	25
ψ, %	30	50	50	55	60	70	80

Продовження

Напівфабрикат	Лист неплакований										
Товщина, мм	До 10										
Стан	Т1										
Напрям вирізання зразка	П										
Температура нагріву і випроб, °С	20	100		150		200		250		300	
Тривалість нагріву, год	–	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	294 (30)	255 (26)	255 (26)	206 (21)	206 (21)	186 (19)	176 (18)	137 (14)	93 (9,5)	78 (8)	34 (3,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	206 (21)	206 (21)	176 (18)	–	167 (17)	157 (16)	118 (12)	78 (8)	69 (7)	–
δ_5*, %	15	14	17	15	17	17	15	18	–	11	–
ψ, %	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–

*δ_{10} – для листа.

Границі тривалої міцності і повзучості

Напівфабрикат	Лист неплакований						Лист неплакований зварний		
Товщина, мм	1,5								
Стан	Т1			Т					
Напрям вирізання зразка	П						Д		
$T_{випроб}$, °С	100	150	200	100	150	200	100	150	200
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	216 (22)	167 (17)	88 (9)	–	–	–	–	–	–
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	186 (19)	–	–	–	–	–	–	–	–
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	196 (20)	137 (14)	235 (24)	176 (18)	127 (13)	206 (21)	167 (17)	108 (11)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	225 (23)	176 (18)	–	–	–	–	196 (20)	157 (16)	98 (10)

Продовження

Напівфабрикат	Лист неплакований зварний			Труба пресована			Труба пресована, зварна		
Розмір, мм	1,5			80×1,5					
Стан	Т1*			Т1			Т1*		
Напрям вирізання зразка	Д								
$T_{випроб}$, °С	100	150	200	100	150	200	100	150	200
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	196 (20)	186 (19)	88 (9)	–	–	–
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–	–	–	–	–
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	216(22)	167(17)	108(11)	225(23)	196(20)	127(13)	176(18)	137(14)	108(11)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–	–	–	–	–

Пружні властивості

Напівфабрикат	Профіль, пруток пресовані				
Товщина, мм	10…20				
Стан	Т1				
Напрям вирізання зразка	Д				
$T_{випроб.}$, °С	20	100	150	200	300
E, МПа (кгс/мм^2)	71000(7100)	69000(6900)	67000(6700)	64000(6400)	50000(5000)

Продовження

Напівфабрикат	Лист неплакований					
Товщина, мм	До 10					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	П					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250	300
E, МПа (кгс/мм^2)	70000 (7000)	68000 (6800)	66000 (6600)	63000 (6300)	55000 (5500)	50000 (5000)

Корозійні властивості

Напівфабрикати в загартованому і природно зістареному станах володіють підвищеною корозійною тривкістю.

У штучно зістареному стані сплав схильний до міжкристалітної корозії. Нагріви до температури 175°С не впливають на схильність до міжкристалітної корозії штучно зістарених напівфабрикатів, а після нагрівів від 175 до 250°С схильність до неї знижується. До КР під напруженням сплав у природно і штучно зістарених станах не схильний.

Від корозії залежно від призначення деталі захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина $d = 2710$ кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	Т1
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	4,38

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати								
Стан	Т1								
$T_{випроб}$, °С	25	100	200	300	20...100	20...200	20...300	100...200	200...300
λ, Вт/(м·град)	142	151	163	172	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,945	1,00	1,05	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	23,2	24,1	25	25,1	26,7

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав зміцнюється гартуванням із природним або штучним старінням. Природне старіння забезпечує підвищену пластичність.

Гартують від температури (525–535)°С у воді (10–20)°С.

Напівфабрикат	Усі види напівфабрикатів (окрім профілів для вертольотів)	Листи, плити, дріт	Пресовані напівфабрикати, поковки, штамповки	Пресовані профілі для вертольотів
Стан	Т	Т1		
Температура гартування, °С	525…535			510…530
Температура старіння, °С	Кімнатна	160…170	170…180	165…175
Тривалість старіння, год	240…360	18…20	8…10	10…12

Для отримання високої пластичності відпалюють при (380–420)°С протягом 10...60 хв, охолодження зі швидкістю 30 град на год до 260 °С, далі – на повітрі.

Для зняття наклепу, отриманого в результаті холодної обробки тиском, напівфабрикати відпалюють при 350...370°С впродовж 2...4 год, охолоджують на повітрі.

Гаряча обробка тиском

Сплав володіє високою пластичністю під час обробки тиском.

Режими кування

Уживане устаткування	Температура нагріву під деформування, °С	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформації, % (пресова заготовка)
Прес гідравлічний	470...420	470...300	90
Молот, прес механічні	470...420	470...300	90

Штампувальність

Листи добре штампуються в стані М і Т; задовільно – в стані Т1.

Показники штампувальності

Стан матеріалу	Згинання $R_{\min}$	Витягування $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$	Видавлювання $K_{вид.}$,%
Відпалений – М	(0,8–1,25) S^*	1,95...1,4	1,1...1,6	6...20
Свіжозагартований	(1,0–1,5) S^*	1,8...1,3	1,1...1,55	5...15
Загартований і природно зістарений Т	(1,0–1,5) S^*	–	–	3...10
Загартований і штучно зістарений Т1	(2,0–2,5) S^*	–	–	–

* S – товщина листа в мм.

Зварюваність

Задовільно зварюється всіма видами зварки ($\sigma_{B\,зв}$ = 60–70% σ_B основного металу; після гартування і старіння $\sigma_{B\,зв}$ = 90–95% σ_B).

Застосування

Для виготовлення зварних і незварних деталей середньої міцності (лопасті вертольотів, барабани коліс гідролітаків і т.п), від яких вимагають підвищеної корозійної тривкості у вологому і морському середовищах і які експлуатуються в інтервалі температур від (+50) до (–253)°С.

Марка: АД35 (1315) За ІСО 209-1-6082

Хімічний склад, мас. % (ГОСТ 4784-97)

Al	Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Cr	Ni	Zn	Інші домішки	
									кожна	сума
				не більше						
Основа	0,7...1,3	0,6...1,2	0,4...1,0	0,5	0,1	0,25	0,1	0,2	0,05	0,15

Механічні властивості

Сплав за границями міцності, текучості та витривалості близький до сплаву АД33.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Пруток пресований		
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21488-97		
Діаметр, мм	8...300	8...100	8...100
Стан	Т	Т	Т1
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	195 (20)	195 (20)	315 (32)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	110 (11)	110 (11)	245 (25)
δ_{10}, %	12	12	8

Продовження

Напівфабрикат	Профіль, пруток, смуга пресована		Лист неплакований		
Товщина, діаметр, мм	Усі розміри		До 10		
Стан	Т	Т1	М	Т	Т1
Напрям вирізання зразка	Д		П		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	323 (33)	147 (15)	235 (24)	294 (30)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	196 (20)	294 (30)	98 (10)	137 (14)	245 (25)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	–	265 (27)	–	–	186 (19)
δ_{10}, %	13	10	23	18	12
ψ, %	–	35	–	–	–

Механічні властивості за розтягу залежно від напряму вирізання зразка

Напівфабрикат	Профіль		Смуга		Пруток	
	пресовані					
Розмір, мм	2…10		20		∅ 100	
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	Д	П	Д	П	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	304 (31)	333 (34)	314 (32)	343 (35)	294 (30)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	274 (28)	265 (27)	309 (31,5)	289 (29,5)	309 (31,5)	250 (25,5)
δ_{10}, %	10	11,5	12,5	12,5	11,5	8,5

Вплив тривалості старіння на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Профіль, пруток, смуга пресовані								
Товщина, діаметр, мм	Усі розміри								
Термообробка до старіння	Гартування								
Напрям вирізання зразка	Д								
Тривалість старіння, год	0,2	0,5	1	2	4	6	8...24	48	240... 1440
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	230 (23,5)	245 (25)	260 (26,5)	274 (28)	284 (29)	289 (29,5)	294 (30)	299 (30,5)	304 (31)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	103 (10,5)	118 (12)	122 (12,5)	147 (15)	167 (17)	167 (17)	171 (17,5)	176 (18)	216 (20)
δ_5, %	22	19	18	18	18,5	19,5	18	18,5	18

Вплив температури середовища гартування (води) на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток, профіль пресовані							
Товщина, діаметр, мм	Усі розміри							
Стан	Т1							
Напрям вирізання зразка	Д				П			
Температура середовища гартування (води), °С	20	60	80	100	20	60	80	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	343 (35)	230 (23,5)	216 (22)	318 (32,5)	318 (32,5)	211 (21,5)	211 (21,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	299 (30,5)	299 (30,5)	161 (17)	147 (15)	279 (28,5)	279 (28,5)	157 (16)	142 (14,5)
δ_{10}, %	14,5	13	13,5	16,5	13,5	12	14,5	16

Механічні властивості за зрізу

Напівфабрикат	Профіль, пруток, смуга пресовані
Товщина, діаметр, мм	6
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	176 (18)
$\tau_{зр}/\sigma_B$	0,57

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Профіль, пруток, смуга пресовані
Товщина, діаметр, мм	15
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
Форма зразка	Циліндричний з кільцевим надрізом
K_t	4,0
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	436 (44,5)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	1,35

Ударна в'язкість

Напівфабрикат	Профіль, пруток, смуга пресовані
Товщина, діаметр, мм	10
Стан	Т1
Напрям вирізання зразка	Д
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	17,6 (1,8)

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток	
Діаметр, мм	До 100	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразка	Д	
Вид випробування	Консольний згин з закрутом	
ν, Гц	50	
R	–1	
Форма	Круглий	
	гладкий	з кільцевою виточкою ($R_н$ = 0,75мм)
K_t	1	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	10	6,5

Пружні властивості

Напівфабрикат	Профіль, пруток пресовані, штамповка
Товщина, діаметр, мм	Усі розміри
Стан	Т1
E, МПа (кгс/мм^2)	71000 (7100)
G, МПа (кгс/мм^2)	26500 (2650)
μ	0,33

Механічні властивості за низьких температурах

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток			Лист неплакований		
Товщина, діаметр, мм	20			2		
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	Д			П		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	363 (37)	421 (43)	294 (30)	304 (31)	353 (36)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	294 (30)	343 (35)	402 (41)	245 (25)	245 (25)	274 (28)
δ_{10}, %	8	8	8	12	10	15
ψ, %	35	25	22	–	–	–

Механічні властивості за високих температурах

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток						Лист неплакований					
Товщина, діаметр, мм	20						2					
Стан	Т1											
Напрям вирізання зразка	Д						П					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	175	200	250	20	100	150	175	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	294 (30)	255 (26)	235 (24)	216 (22)	137 (14)	294 (30)	245 (25)	225 (23)	206 (21)	196 (20)	127 (13)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	294 (30)	274 (28)	235 (24)	225 (23)	206 (21)	127 (13)	245 (25)	206 (21)	186 (19)	176 (18)	157 (16)	118 (12)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	(27)	225 (23)	196 (20)	145 (15)	137 (14)	69 (7)	186 (19)	–	–	–	–	–
δ_{10}, %	8	8	8,5	9	10	9	12	13	14	15	14	12
ψ, %	35	40	42	45	50	60	–	–	–	–	–	–

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток					
Діаметр, мм	20					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	Д					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	175	200	250
E, МПа (кгс/мм^2)	71000 (7100)	69000 (6900)	67000 (6700)	65500 (6550)	64000 (6400)	57000 (5700)

Продовження

Напівфабрикат	Лист неплакований					
Товщина, мм	2					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразка	П					
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	175	200	250
E, МПа (кгс/мм^2)	70000 (7000)	68000 (6800)	66000 (6600)	64500 (6450)	63000 (6300)	55000 (5500)

Корозійні властивості

Сплав і його зварні з'єднання володіють підвищеною корозійною тривкістю.

У природно зістареному стані не схильний до міжкристалітної корозії і КР під напруженням.

У штучно зістареному стані проявляє схильність до міжкристалітної корозії і не схильний до КР під напруженням.

Від корозії захищають залежно від призначення деталі анодно-оксидними і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина d = 2720 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	Т1
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	3,92

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати											
Стан	Т1											
$T_{випроб}$, °С	25	100	200	300	400	20…100	20…200	20…300	20…400	100…200	200...300	300…400
λ, Вт/(м·град)	172	176	180	184	184	–	–	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,837	0,879	0,963	1,05	–	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	23,6	24,6	25,4	26,5	25,5	27,1	29,7

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав АД35 зміцнюють природним і штучним [(за 160–170)°С, 10...12 год] старінням після гартування від (525–535)°С.

Для отримання високої пластичності напівфабрикати відпалюють за температур (380–420)°С протягом 10…60 хв, охолоджують зі швидкістю 30 град/год

до 260°С, далі – на повітрі. Для зняття технологічного наклепу, отриманого в результаті холодної деформації, відпалюють за (350–370)°С протягом 30…60 хв, охолоджують на повітрі.

Гаряча обробка тиском

Сплав деформується в гарячому стані. Пресовані напівфабрикати схильні до зростання зерна і утворення великокристалічного обідка на відміну від інших сплавів.

Охолоджування після деформування на повітрі.

Режими кування сплаву

Обладнання	Температура нагріву під деформування, °С	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформації, %	
			лита заготовка	пресована заготовка
Прес гідравлічний	470…420	470…300	70	90
Молот або прес механічний	–	–	70	90

Штампувальність

Листи володіють хорошою пластичністю у відпаленому стані, задовільною – в станах Т і Т1.

Показники штампувальності

Стан матеріалу	Згинання R_{min}	Витягування $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$	Видавлювання $K_{вид.}$, %
Відпалений – М	(0,8–1,25) S^*	1,95…1,4	1,1…1,6	6...20
Свіжозагартований	(1–1,5) S^*	1,8...1,3	1,1...1,55	5...15
Загартований та природно зістарений Т	(1–1,5) S^*	–	–	3...10
Загартований та штучно зістарений Т1	(2–2,5) S^*	–	–	–

$^*S$ – товщина листа.

Зварюваність

Сплав задовільно зварюється точковою, роликовою і аргоно-дуговою зваркою. Для аргоно-дугового зварювання неплавким електродом застосовують присадний дріт Св-АК5 (Al – 5% Si).

Міцність зварних з'єднань 60…70% основного матеріалу. Гартування і старіння (після зварювання) підвищують міцність до 90...95% основного матеріалу.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням у природно і штучно зістарених станах задовільна, а у відпаленому – незадовільна.

Застосування

Для деталей, що працюють в інтервалі температур від –70 до +50 °С, від яких вимагають підвищеної корозійної тривкості і в яких неприпустимий великокристалічний обідок.

2.2.7. СПЛАВИ З МАГНІЄМ, КРЕМНІЄМ І МІДДЮ (КОВКІ)

Марка: АК6 – 1360

Хімічний склад, мас.%

Хімічний склад			АК6, ГОСТ 4784-97	АК6, ОСТ 190048-90	АК6ч, ОСТ 190048-90
Al			Основа	Основа	Основа
Cu			1,8...2,6	1,8...2,6	1,8...2,6
Mn			0,4...0,8	0,4...0,8	0,4...0,8
Mg			0,4...0,8	0,4...0,8	0,4...0,8
Si			0,7...1,2	0,7...1,2	0,7...1,2
Fe			0,7	0,7	0,4
Zn		Не більше	0,3	0,3	0,3
Ti			0,1	0,01...0,2	0,1
Ni			0,1	(Ni + Fe) 0,7	0,1
Інші	кожен		0,05	–	0,05
	сума		0,1	0,1	0,1

Механічні властивості

Штамповки і поковки зі сплаву АК6 у стані Т1 за середньої міцності мають високу в'язкість руйнування K_{1c}, у тому числі і у висотному напрямі.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Прутки пресовані									
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21488-97				ОСТ 190395-91					
Діаметр, мм	8... 300	8... 100	8... 300	8... 100	10... 28	>28... 54	>54... 300	10... 28	>28... 54	>54... 100
Стан	Т1*	Т1**	Т1* ПП	Т1** ПП	Т1*			Т1**		
Напрям вирізання зразка	Д				Д					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	355 (36)	355 (36)	375 (38)	375 (38)	375 (38)	390 (39)	430 (44)	375 (38)	390 (39)	430 (44)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	265 (27)	265 (27)	265 (27)	275 (28)	325 (33)	265 (27)	275 (28)	325 (33)
δ_5, %	12	12	10	10	10	10	10	10	10	10

Продовження

Напівфабрикат	Труби пресовані				Штамповки			Поковки		
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 18482-79				ОСТ 190073-85					
Товщина, мм	5... 40	До 5 вкл.	>5... 40	>5... 40	–					
Маса, кг					200			300		
Стан	Т1*	Т**		Т1**	Т1			Т1		
Напрям вирізання зразка	Д				Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	355 (36)	285 (29)	315 (32)	355 (36)	380 (38)	365 (37)	345 (35)	365 (37)	365 (37)	345 (35)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	275 (28)	245 (25)	–	275 (28)	245 (25)	–
δ_5, %	10	8	10	10	10	7	5	10	7	4

* Гарячепресовані у стані постачання прутки після гартування і штучного старіння у споживача.

** Загартовані і штучно зістарені в стані постачання.

Параметри розподілу показників* міцності і пластичності

Напівфабрикат	Штамповка			
Маса, кг	До 30		>30	
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразка	Д	Д	П	В
Кількість зразків	628	7450	556	406
$\overline{\sigma}$, МПа (кгс/мм^2)	438 (44,7)	430 (43,9)	418 (42,7)	392 (40,0)
$S\,\sigma_B$, МПа (кгс/мм^2)	26 (2,7)	18 (1,8)	206 (21,0)	17 (1,7)
σ_B (p = 0,9) МПа (кгс/мм^2)	404 (41,2)	408 (41,6)	392 (40,0)	369 (37,7)
$\overline{\sigma}_{0,2}$ МПа (кгс/мм^2)	370 (37,8)	368 (37,6)	350 (35,7)	–
$S\,\sigma_{0,2}$ МПа (кгс/мм^2)	30 (2,85)	30 (2,65)	21 (2,2)	–
$\sigma_{0,2\,(p=0,9)}$, МПа (кгс/мм^2)	335 (34,2)	335 (34,2)	322 (32,9)	–
δ_5, %	12,5	15,9	11,2	8,9
$S\,\delta_5$, %	1,5	2,8	1,7	2,1
$\delta_{5,\,(p=0,9)}$, %	10,5	12,8	9,0	6,2

* $\overline{\sigma}$, $\overline{\sigma}_{0,2}$, $\overline{\delta}$ – середні значення відповідних показників;

$S\,\sigma_B$, $S\,\sigma_{0,2}$, $S\,\delta_5$, – середні квадратичні відхилення;

індекс (p = 0,9) означає, що 90% значень σ_B, $\sigma_{0,2}$ і δ вищі за наведені у таблиці.

Механічні властивості за розтягу залежно від напряму вирізання зразка

Напівфабрикат	Штамповка			Поковка			Пруток пресований			
Розміри, мм	–			–			180			
Маса, кг	До 300						–			
Стан	Т1						Т1ПП		Т1	
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412(42)	392(40)	372(38)	402(41)	392(40)	363(37)	480(49)	412(42)	402(41)	402(41)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	333(34)	314(32)	304(31)	304(31)	304(31)	294(30)	402(41)	343(35)	343(35)	333(34)
δ_5, %	10	9	5	5	9	5	12	7	16	6

Чутливість до концентрації напружень за статичного розтягу

Напівфабрикат	Поковка		Пруток пресований		
Розміри, діаметр, мм	190×390×3950		До 140		
Стан	Т1*	Т1**	Т1*	Т1**	Т
Напрям вирізання зразка	Д				
Форма зразка	Плоский з отвором		Круглий з кільцевою виточкою ($R_н$ = 0,75 мм)		
K_t	2,6		2,2		
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	382 (39)	409 (41)	598 (61)	598 (61)	475 (48,5)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	0,9	0,98	1,25	1,25	1,1

* Штучне старіння при 155...165°С, 12 год. ** Штучне старіння при 170...175°С, 3 год.

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною

Напівфабрикат	Поковка						Пруток пресований					
Розміри, діаметр, мм	180×1230×1500						180					
Стан	Т1*			Т1**			Т1ПП*		Т1*		Т	Т1*
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	Д	П	Д	
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	18,6 (1,9)	13,7 (1,4)	7,8 (0,8)	18,6 (1,9)	11,8 (1,2)	7,8 (0,8)	21,6 (2,2)	9,8 (1,0)	20,6 (2,1)	8,8 (0,9)	29,4 (3,0)	16,7 (1,7)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	10,8 (1,1)	10,8 (1,1)	2,9 (0,3)	10,8 (1,1)	11,8 (1,2)	4,9 (0,5)	13,7 (1,4)	4,9 (0,5)	10,8 (1,1)	4,9 (0,5)	–	–

* Старіння при 155...165°С, 12 год. ** Старіння при 170...175°С, 3 год.

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка		
Маса, кг	До 350		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразка	Д	П	В
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	25,5 (2,6)	18,6 (1,9)	7,8 (0,8)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	18,6 (1,9)	12,7 (1,3)	5,9 (0,6)

В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоскої деформації

Напівфабрикат	Поковка*						Пруток пресований*
Розміри, діаметр, мм	190×390×3950						До 140
Стан	Т1**			Т1***			Т1**
Орієнтація зразка і тріщини	ДП	ПД	ВД	ДП	ПД	ВД	РД
Товщина зразка (t), мм	50						
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323(33)	333(34)	314(32)	314(32)	333(34)	314(32)	431(44)
K_{Ic}, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	–	–	35,2(110)	40(125)	41,6(130)	33,6(105)	32(100)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	–	–	250(25,5)	279(28,5)	294(30)	220(22,5)	–

* Випробування однієї заготовки. ** Старіння при 155...165°С, 12 год. *** Старіння при 170...175°С, 3 год.

Кількість циклів до появи втомної тріщини біля отвору

[σ_m^N = 127 МПа (13 кгс/мм^2); ν = 40 Гц, R = 0]

Напівфабрикат	Поковка	
Розміри, мм	190×390×2950	
Стан	Т1**	Т1***
Напрям вирізання зразка	Д	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412 (42)	407 (41,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	314 (32)
$N_0 \cdot 10^{-3}$,цикли	160...292	145...330
$\bar{N}_0 \cdot 10^{-3}$, цикли	210	202

* Середнє значення. ** Старіння при 155...165°С, 12 год. *** Старіння при 170...175°С, 3 год.

Швидкість росту втомної тріщини

[σ_m^B = 78 МПа (8 кгс/мм^2); ν = 3 Гц, R = 0,1]

Напівфабрикат		Штамповка	Поковка	
Товщина, розміри, мм		40 (полотно)	180×1230×1500	
Стан		Т1*		Т1**
Орієнтація зразка та тріщини		ДП		
Товщина зразка, мм		6		
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)		(34,5)	(32,5)	(30)
ΔK, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)		$d2l/dN \cdot 10^3$, мм/цикл		
	12,8 (40)	0,8 (0,22)***	1,0...1,3****	0,7...1,4****
	16 (50)	1,2 (0,23)***	1,7...3,0****	1,7..2,3****
	19 (60)	1,9 (0,47)***	3,0...4,2****	1,7...3,6****

* Старіння при155...165°С, 12 год. ** Старіння при 170...175°С, 3 год. *** Середні значення $d2l/dN$ за результатами випробувань семи зразків, у дужках – середні квадратичні відхилення. **** Результати випробування чотирьох зразків.

Пружні властивості

Напівфабрикат	Штамповка, поковка, пруток
Товщина, мм	Усі розміри
Стан	Т1
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	73500 (7350)
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (2700)
μ	0,33

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований		
Діаметр, мм	30		
Стан	Т1 (старіння 155°С, 6 год)		
Напрям вирізання зразка	Д		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	416 (42,5)	549 (56)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	294 (30)	314 (32)	416 (42,5)
δ_5, %	12	10	10
ψ, %	25	22	22

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований		
Діаметр, мм	30		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразка	Д		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою		
K_t	4		
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	559 (57)	599 (61)	647 (66)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	1,42	1,43	1,18

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Поковка						Штамповка			
Розміри, мм	110×415×1120						–			
Маса, кг	–						300			
Стан	Т1									
Напрям вирізання зразка	П						Д			
$T_{випроб}$, °С	20	125	150	200	250	300	20	125	150	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	353 (36)	294 (30)	274 (28)	176 (18)	98 (10)	412 (42)	382 (39)	323 (33)	284 (29)
δ_5, %	6	7	10	13	16	23	10	–	–	–
ψ, %	–	–	–	40	46	70	–	–	–	–

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Поковка						
Розміри, мм	110×415×1120						
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразка	П						
$T_{випроб}$, °С	20	200		50		300	
Тривалість нагріву, год	–	0,5	100	0,5	100	0,5	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	274 (28)	220 (22,5)	176 (18)	98 (10)	103 (10,5)	64 (6,5)
δ_5, %	12	15	18	16	35	23	45

Границя тривалої міцності

Напівфабрикат	Поковка		
Розміри, мм	110×415×1120		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразка	П		
$T_{випроб}$, °С	200	250	300
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	137 (14)	59 (6)	29 (3)

Корозійні властивості

Сплав АК6 володіє зниженою корозійною тривкістю. В стані Т1 схильний до міжкристалітної корозії і КР під напруженням.

До розшаровувальної корозії не чутливий (3 бал за ГОСТ 9.904-84).

Критичне напруження за КР поковок після старіння (160°С, 12 год) у висотному напрямі $\sigma_{кр}$ = 59...98 МПа (6...10 кгс/мм^2), у поперечному 147 МПа (15 кгс/мм^2), у поздовжньому 196 МПа (20 кгс/мм^2).

Від корозії залежно від призначення деталей захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина d = 2750 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	Т1
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	4,10

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати							
Стан	Т1							
$T_{випроб}$, °С	25	50	100	150	200	250	300	350
λ, Вт/(м·град)	176	–	180		184		184	
C, кДж/(кг·град)	–	0,796	0,838	0,84	0,88	0,92	0,964	1,00
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	–	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати					
Стан	Т1					
$T_{випроб}$, °С	400	20...00	100...200	200...300	20...200	20...300
λ, Вт/(м·град)	189	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	1,00	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	21,4	23,7	26,2	22,6	23,8

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав зміцнюють природним і штучним старінням після гартування. Максимальні міцнісні властивості досягаються після старіння при 155...165°С впродовж 10...15 год.

Для забезпечення оптимальних механічних властивостей перерва між гартуванням і старінням не повинна перевищувати 6 год.

Для зниження поведень і викривлення напівфабрикатів і деталей зі складною конфігурацією можливе охолоджування після гартування з максимальною допускною товщиною до 30 мм у воді з температурою (80–90)°С, а завтовшки від 30 до 150 мм – від (70–80)°С.

Для повного знеміцнення сплаву після гартування і старіння, зняття нагартування в результаті холодного деформування застосовують відпал при (380–420)°С протягом 10...60 хв, охолоджування зі швидкістю не більше 30 град/год до температури 260°С, потім – на повітрі.

Для зняття технологічного наклепу, отриманого за холодного деформування, відпалюють при (350–370)°С впродовж 30...60 хв.

Режими гартування і старіння

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати		
Температура гартування, °С	505...525		
Стан	Т*	Т1	
Температура старіння, °С	Кімнатна	І режим ** 155...165	ІІ режим *** 195...205
Тривалість, год	≥ 96	10...15	11...13

* За природного старіння пластичність і корозійна тривкість вищі, а міцнісні характеристики нижчі, ніж у Т1 (штучно зістареному).

** Допускається старіння при 170...175°С протягом 3 год за умови забезпечення необхідного рівня механічних властивостей.

*** Забезпечує зниження механічних характеристик і підвищення опору КР під напруженням. Застосовують для встановлення деталей і кріплення з натягом (напруженого).

Гаряча обробка тиском

Сплав деформується в гарячому і холодному станах. Охолоджування після гарячого деформування на повітрі.

Режими кування

Устаткування	Температура нагріву під деформування, °С	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформації заготовки	
			литої	пресованої
Прес гідравлічний	470...420	470...300	70	90
Молот чи прес механічний	470...420	470...300	70	90

Механічна обробка

Оброблюваність різанням після гартування і старіння хороша.

Застосування

Для шпангоутів, фітингів, кронштейнів, гойдалок та інших деталей. Нпружене кріплення (з натягом) не повинно викликати напружень у висотному напрямі (щодо волокна штамповки або поковки).

Марка: АК8 – 1380 За ІСО-209-1-2014

Хімічний склад, мас.% (ГОСТ 4784-97)

Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zn	Ti	Інші елементи	
									кожен	сума
					не більше					
Основа	3,9...5,0	0,2...0,8	0,4...1,0	0,5...1,2	0,7	0,1	0,25	0,15Ti + + 0,20Zr	0,05	0,15

Механічні властивості

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Пруток пресований										
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21488-97					ОСТ 190395-91					
Товщина, мм	8... 150	>150... 300	8... 100	8... 300	8... 100	10... 28	>28... 150	>150... 250	>250... 300	10... 28	28... 100
Стан	Т1*		Т1**	Т1ПП*	Т1ПП**	Т1*				Т1**	
Напрям вирізання зразків	Д										
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	450 (46)	430 (44)	450 (46)	460 (47)	460 (47)	460 (47)	460 (47)	460 (47)	460 (47)	460 (47)	460 (47)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	335 (34)	335 (34)	335 (34)	365 (37)	345 (35)	335 (34)	335 (34)	365 (37)
δ_5, %	10	8	10	8	8	8	8	8	8	8	8

* Без термообробки в стані постачання з подальшим гартуванням і штучним старінням у споживача.

** Загартований та штучно зістарений у стані постачання.

Механічні властивості за розтягу (не менше) залежно від напрямку вирізання зразків

Напівфабрикат	Штамповки								
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85								
Товщина, мм	До 75			> 75...150			До 150		
Стан	Т1						Т		
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	430 (44)	390 (40)	355 (36)	410 (42)	390 (40)	355 (36)	385 (39)	365 (37)	345 (35)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	315 (32)	–	–	395 (39)	–	–	245 (25)	235 (24)	–
δ_5, %	10	6	4	8	6	3	11	8	6

Продовження

Напівфабрикат	Поковки											
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85											
Товщина, мм	До 75			> 75...250			До 150			> 250...250		
Стан	Т1						Т					
Напрям вирізання зразка	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	410 (42)	355 (36)	335 (34)	385 (39)	355 (36)	335 (34)	385 (39)	365 (37)	325 (33)	375 (38)	255 (26)	325 (33)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	295 (30)	–	–	–	–	–	245 (25)	–	–	235 (24)	–	–
δ_5, %	8	4	3	6	4	2	10	8	4	8	7	4

Механічні властивості за закруту та зрізу

Напівфабрикат	Штамповка, поковка
Товщина, мм	Великогабаритні
Стан	Т1
Напрям вирізання зразків	Д
τ_B, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	206 (21)
$\tau_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	157 (16)
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	284 (29)

В'язкість руйнування за плоскої деформації

Напівфабрикат	Плита вальцьована		
Товщина, мм	25...60		
Стан	Т1		
Орієнтація зразка та тріщини	ДП	ПД	ВД
K_{1c}*, МПа√м (кгс/мм$^{3.2}$)	25,6...28,8 (80...90)	20,8...23,4 (65...73)	20,2...20,8 (63...65)

* За літературними даними.

Границі витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток пресований		Штамповка	
Розмір, мм	∅20		Великогабаритна	
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразків	Д			
Вид випробувань	Консольний згин з обертанням			
R	–1			
ν, Гц	50			
Форма зразка	Круглий (гладкий з кільцевим надрізом)			
K_t	1	2,2	1	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	137 (14)	78 (8)	132 (13,5)	78 (8)

Малоциклова втома

Напівфабрикат	Штамповка
Товщина, мм	150
Стан	Т1
Вид зразка	Плоский з отвором
K_t	2,1
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	160 (16)
f, Гц	2...3
N_f, цикли	100

Пружні властивості

Напівфабрикат	Штамповка, поковка, плита	Лист
Товщина, мм	Усі розміри	2
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразка	Д, П	П
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	69000 (6900)
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (2700)	–
μ	0,33	–

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований				Профіль		
Розмір, мм	Ø 50				30...50		
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразків	Д						
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	–253	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	529 (54)	539 (55)	647 (66)	764 (78)	480 (49)	500 (51)	598 (61)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	451 (46)	480 (49)	568 (58)	617 (63)	441 (45)	451 (46)	519 (53)
δ_5, %	12	12	14	14	–	–	–
δ_{10}, %	–	–	–	–	7	8	10
ψ, %	–	–	–	–	15	16	14

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Профіль пресований						Лист плакований					
Товщина, мм	20						2					
Стан	Т1											
Напрям вирізання зразків	Д						П					
Форма зразка	Круглий (гладкий з кільцевим надрізом)						Плоский (гладкий з боковим V-подібним надрізом)					
K_t	1	2,2	1	2,2	1	2,2	1,0	4,0	1	4,0	1	4,0
$T_{випроб}$, °С	+20		–70		–196		+20		–70		–196	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	–	500 (51)	–	599 (61)	–	431 (44)	–	441 (45)	–	519 (53)	–
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	–	647 (66)	–	647 (66)	–	794 (81)	–	363 (37)	–	402 (41)	–	451 (46)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	–	1,33	–	1,29	–	1,43	–	0,84	–	0,9	–	0,9

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Поковка					Плита вальцьована				Лист		
Товщина, мм	Великогабаритна					25...50				2		
Стан	Т1											
Напрям вирізання зразків	Д									П		
$T_{випроб}$, °С	20	150	175	200	250	20	100	150	200	20	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	470 (48)	372 (38)	343 (35)	294 (30)	196 (20)	451 (46)	431 (44)	372 (38)	314 (32)	421 (43)	304 (31)	196 (20)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	284 (29)	–	225 (23)	–	402 (41)	382 (39)	274 (28)	–	363 (37)	235 (24)	167 (17)
δ_5, %	11	16	18	18	–	10	15	18	–	–	–	–
δ_{10}, %	–	–	–	–	–	–	–	–	–	11	12	12

Корозійні властивості

Сплав володіє низькою корозійною тривкістю. У штучно зістареному (Т1) стані схильний до КР під напруженням. Після штучного старіння за режимом Т2 опір сплаву КР значно підвищується за одночасного погіршення механічних властивостей.

Для захисту від корозії залежно від призначення деталей застосовують анодно-оксидні, хімічні і ЛФП.

Опір корозійному розтріскуванню

Напівфабрикат	Поковка	
Розміри, мм	160×380×3300	
Напрям вирізання зразків	В	
Режим старіння	Т1 (160°С, 12 год)	Т2 (200°С, 12 год)
$\sigma_{кр}$, МПа (кгс/мм^2)	78 (8)	274 (28)
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	465 (47,5)	431 (44)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	407 (41,5)	392 (40)
δ, %	3	3

Фізичні властивості

Густина d = 2800 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	Т1
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	4,3

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати										
Стан	Т1										
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	400	–50÷ +20	20... 100	20... 200	20... 300	100... 200	200... 300
λ, Вт/(м·град)	159	168	176	180	180	–	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,838	0,880	0,964	1,09	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	21,6	22,5	23,6	24,5	24,7	26,3

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав зміцнюється гартуванням від температур (495–505)°С і подальшим природним (Т) або штучним старінням (Т1, Т2). У природно зістареному стані пластичність і корозійна тривкість вищі, а міцнісні властивості гірші, ніж у штучно зістареному стані.

Сплав схильний до перепалу, тому напівфабрикати товщиною більше 30 мм рекомендують нагрівати під гартування при температурі, ближчій до нижньої межі.

Режими старіння

Вид старіння	Температура, °С	Тривалість старіння, год
Природне (Т)	кімнатна	≥ 96
Штучне (Т1)	155...165	10...15
Штучне (Т2)	195...205	11…13

Гаряча обробка тиском

Сплав деформується в гарячому стані.

Режими кування

Обладнання	Температура нагріву під деформування, °С	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформування	
			лита заготовка	пресована заготовка
Прес гідравлічний	470…420	470...370	60	70
Молот або прес механічний	470...420	450…350	–	60

Механічна обробка

Оброблюваність різанням хороша в загартованому і зістареному станах.

Застосування

Для деталей складної форми, ненавантажених або малонавантажених по висоті (фітинги, кронштейни, рами тощо), що працюють за низьких температур до –253°С.

2.2.8. СПЛАВИ З МАГНІЄМ, ЦИНКОМ І МІДДЮ (ВИСОКОМІЦНІ)

Марка: В93пч

Хімічний склад (ОСТ 190026-80)

Масова частка елементів, %									
Al	Mg	Cu	Zn	Fe	Si	Mn	Ti	Інші домішки	
								кожен	сума
					Не більше				
Основа	1,6...2,2	0,8...1,2	6,5....7,3	0,2...0,4	0,1	0,1	0,1	0,05	0,1

Механічні властивості

Поковки і штамповки зі сплаву В93пч порівняно з аналогічними напівфабрикатами з інших поширених ковких сплавів (АК6 і АК8) мають вищі (у станах Т1 і Т2 на ~15...20%, а в стані Т3 – на 10%) значення міцності. Сплав відрізняється незначною анізотропією за границями міцності і текучості. За

характеристиками в'язкості в стані Т1 практично рівноцінний сплаву В95пч і поступається сплаву АК6.

За добре опрацьованої структури в стані Т3 сплав за витривалістю і в'язкістю руйнування наближається до сплаву АК6 Т1.

У станах Т2 і Т3 має підвищену пластичність: видовження у висотному напрямі в 1,5–2 рази перевищує видовження для стану Т1, при цьому границя міцності знижується на 10…15%.

Механічні властивості за кімнатної температури.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85					
Товщина, мм	До 150			> 150...300		
Стан	Т1			Т1		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	470 (48)	470 (48)	470 (48)	470 (48)	470 (48)	470 (48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	430 (44)	430 (44)	–	430 (44)	430 (44)	–
δ_5, %	6	4	2	6	4	2

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ190073-85					
Товщина, мм	До 150			> 150...300		
Стан	Т2			Т2		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	440...510 (45...52)	440...510 (45...52)	440...510 (45...52)	430…500 (44...51)	430…500 (44...51)	430…500 (44...51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	400...480 (41...49)	400...480 (41...49)	–	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	–
δ_5, %	8	5	3	7	5	3

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85					
Товщина, мм	До 150			> 150...300		
Стан	Т3			Т3		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	410..480 (42...49)	410...480 (41...49)	410...480 (41...49)	410...480 (42...49)	410...480 (42...49)	410...480 (42...49)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	330...410 (34...42)	330...410 (34...42)	–	330...410 (34...42)	330...410 (34...42)	–
δ_5, %	9	6	4	8	6	4

Продовження

Напівфабрикат	Поковка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85					
Товщина, мм	До 150			> 150...300		
Стан	Т2					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	440...510 (45...52)	440...510 (45...52)	440...510 (45...52)	430...500 (44...51)	430...500 (44...51)	430...500 (44...51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	400...480 (41...49)	400...480 (41...49)	–	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	–
δ_5, %	7	4	3	6	4	3

Продовження

Напів-фабрикат	Поковка								
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85								
Товщина, мм	До 150			>150...220			>220...300		
Стан	Т3								
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	410–480 (42–49)	410–480 (42–49)	410–480 (42–49)	410–470 (42–48)	410–470 (42–48)	410–470 42–48)	410–470 (42–48)	410–470 (42–48)	410–470 (42–48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	330–410 (34–42)	330–410 (34–42)	–	330–390 (34–40)	330–390 (34–40)	–	330–390 (34–40)	330–390 (34–40)	–
δ_5, %	8	6	4	7	5	4	7	5	3

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-85					
Товщина, мм	До 150			> 150...300		
Стан	Т2					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	440...510 (45...52)	440...510 (45...52)	440...510 (45...52)	430...500 (44...51)	430...500 (44...51)	430...500 (44...51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	400...480 (41...49)	400...480 (41...49)	–	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	–
δ_5, %	8	5	3	7	5	3

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-85					
Товщина, мм	До 150			> 150...300		
Стан	Т3					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	410...480 (42...49)	410...480 (42...49)	410...480 (42...49)	410...480 (42...49)	410...460 (42...47)	410...480 (42...49)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	330....410 (34...42)	330...410 (34...42)	–	330...410 (34...42)	330...410 (34...42)	–
δ_5, %	9	6	4	8	6	4

Продовження

Напівфабрикат	Поковка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-85					
Товщина, мм	До 150			> 150...300		
Стан	Т2					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	440...510 (45...52)	440...510 (45...52)	440...510 (45...52)	430...500 (44...51)	430...500 (44...51)	430...500 (44...51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	400...480 (41...49)	400...480 (41...49)	–	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	–
δ_5, %	7	4	3	6	4	3

Продовження

Напів-фабрикат	Поковка								
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-85								
Товщина, мм	До 150			> 150...220			> 220...300		
Стан	Т3								
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	410–480 (42–49)	410–480 (42–49)	410–480 (42–49)	410–480 (42–49)	410–480 (42–49)	410–480 (42–49)	410–470 (42–48)	410–470 (42–48)	410–470 (42–48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	330–410 (34–42)	330–410 (34–42)	–	330–410 (34–42)	330–410 (34–42)	–	330–390 (34–40)	330–390 (34–40)	–
δ_5, %	8	5	4	7	5	4	7	5	3

В'язкість руйнування за плоскої деформації (не менше)

Напівфабрикат	Штамповка, поковка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-85					
Товщина, мм	Усі розміри					
Стан	Т2			Т3		
Напрям вирізання зразків	ДП	ПД	ВД	ДП	ПД	ВД
K_{1c}, МПа·√м (кгс/мм^2)	31 (100)	24,8 (80)	20,1 (65)	34 (110)	28 (90)	24,8 (80)

Параметри розподілу показників міцності та пластичності

Напівфабрикат	Штамповка			Поковка			Профіль	
Маса, кг	До 500			До 1200			Площа до 1000 см^2	
Стан	Т1		Т2	Т3			Т1	
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П
Кількість зразків, n	312		110	112			800	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	510 (52)	505 (51,5)	485 (49,5)	456 (46,5)	441 (45)	436 (44,5)	519 (53)	510 (52)
$S_{\sigma в}$, МПа (кгс/мм^2)	15 (1,5)	17 (1,7)	11 (1,18)	–	–	–	–	–
$\sigma_B^{(p=0,9)}$, МПа (кгс/мм^2)	484 (49,4)	483 (49,3)	470 (48)	426 (43,5)	421 (43)	414 (42,5)	490 (50)	480 (49)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	495 (50,5)	490 (50)	–	–	–	–	500 (51)	495 (50,5)
$S_{\sigma 0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	20 (2)	20 (2)	–	–	–	–	–	–
$\sigma_{0,2}^{(p=0,9)}$, МПа (кгс/мм^2)	469 (47,9)	464 (47,4)	–	–	–	–	461 (47)	461 (46)
δ_5, %	7	6	6	11	9,5	7	11	7,5
S_δ, %	–	1,7	1,5	–	–	–	–	–
$\delta_5^{(p=0,9)}$, %	–	3,8	4	8,5	7	5,5	6,5	5

Примітка: σ_B, $\sigma_{0,2}$, δ – середні значення; $S_{\sigma в}$, $S_{\sigma 0,2}$, S_δ – середньоквадратичні відхилення; індекс (p = 0,9) означає, що 90% значень вищі за наведені у таблиці.

Механічні властивості за розтягу залежно від напряму вирізання зразка

Напівфабрикат	Поковка, штамповка								
Товщина, мм	Усі розміри								
Стан	Т1			Т2			Т3		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	(51)	(50)	(50)	(48)	(48)	(47)	(44)	(44)	(44)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(48)	(46)	(46)	(43)	(42)	(41)	(36)	(36)	(33)
δ_5, %	8	5	3	10	7	5	12	10	8
ψ, %	20	10	8	22	14	14	25	16	12

Продовження

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована									Профіль пресований		
Товщина, мм	40…60									Усі розміри		
Стан	Т1			Т2			Т3			Т1		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	(53)	(53)	(50)	(50)	(51)	(47)	(46)	(46)	(42)	(52)	(52)	(50)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(50)	(49)	(47)	(46)	(47)	(42)	(41)	(41)	(37)	(50)	(50)	(47)
δ_5, %	12	10	5	12	11	7	13	12	8	12	7	4
ψ, %	31	29	–	29	26	–	35	30	–	25	9	6

Механічні властивості залежно від місця вирізання зразка

Напівфабрикат	Штамповка							
Маса, кг	До 30							
Стан	Т1							
Місце вирізання зразків	Ребро			Полотно		Масивна частина		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	514 (52,5)	510 (52)	505 (51,5)	505 (51,5)	500 (51)	510 (52)	510 (52)	505 (51,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	475 (48,5)	470 (48)	470 (48)	470 (48)	480 (49)	480 (49)	475 (48,5)
δ_5, %	9	8	6	8	8	8,5	8	5

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка										
Маса, кг	> 30 до 200								> 200 до 400		
Стан	Т1										
Місце вирізання зразків	Ребро			Полотно					Масивна частина		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	505 (51,5)	495 (50,5)	485 (49,5)	495 (50,5)	495 (50,5)	505 (51,5)	500 (51)	490 (50)	480 (49)	480 (49)	480 (49)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	465 (47,5)	456 (46,5)	451 (46)	451 (46)	451 (46)	470 (48)	470 (48)	461 (47)	461 (47)	461 (47)	456 (46,5)
δ_5, %	9	8	4	10	9	8	6	4	8,5	6	4

Механічні властивості за розтягу та стиску

Напівфабрикат	Поковка, штамповка							
Маса, кг	До 1000 (поковка)					До 500 (штамповка)		
Стан	Т1		Т2			Т3		
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	500(51)	490(50)	470(48)	470(48)	461(47)	431(44)	431(44)	431(44)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	470(48)	451(46)	421(43)	421(43)	421(43)	353(36)	353(36)	353(36)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	382(39)	382(39)	333(34)	333(34)	333(34)	294(30)	294(30)	294(30)
δ_5, %	8	5	10	8	5	12	10	7
ψ, %	20	10	22	14	14	25	16	12
$\sigma_{0,2\,ст}$, МПа (кгс/мм^2)	470(48)	461(47)	441(45)	441(45)	441(45)	363(37)	363(37)	353(36)
$\sigma_{пц.ст}$, МПа (кгс/мм^2)	353(36)	353(36)	294(30)	294(30)	(28)	(28)	(28)	–

Механічні властивості за закруту та зрізу

Напівфабрикат	Поковка, штамповка		
Маса, кг	До 300		
Стан	Т1	Т2	Т3
Напрям вирізання зразків	Д		
$\tau_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	–	–
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	294 (30)	–	–
$\tau_в$, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	–	–
$\tau_{зр}$ (кгс/мм^2)	304 (31)	294 (30)	265 (27)

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Поковка, штамповка, плита					Плита пресована	
Товщина, мм	–					20	
Маса, кг	До 1000						
Стан	Т1	Т3				Т1	
Напрям вирізання зразків	Д; П	Д	П; В	Д	П	Д	П
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою			Плоский з отвором		Круглий з кільцевою виточкою	
K_t	4,0			2,6		4,0	
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	686 (70)	519 (53)	519 (53)	508 (41)	387 (39,5)	673 (69)	652 (66,5)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	1,33	1,3	1,2	0,95	0,92	1,33	1,33

Ударна в'язкість та робота руйнування зразка з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Штамповка, поковка					
Товщина, мм	–					
Маса, кг	До 1000					
Стан	Т1			Т2		
Орієнтація зразка і надрізу, або тріщини	ДП	ПД	ВД	ДП	ПД	ВД
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	6,4 (0,65)	4,4 (0,45)	3,4 (0,35)	6,9 (0,7)	3,9 (0,4)	2,9 (0,3)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	2,9 (0,30)	2,9 (0,30)	2,0 (0,20)	2,9 (0,30)	2,9 (0,30)	2,0 (0,20)

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка, поковка			Плита штамповано-вальцьована		
Товщина, мм	–			40...50		
Маса, кг	До 1000			–		
Стан	Т3			Т1		
Орієнтація зразка і надрізу, або тріщини	ДП	ПД	ВД	ДП	ПД	ВД
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	11,8 (1,2)	6,9 (0,7)	4,9 (0,5)	11,3 (1,15)	9,3 (0,95)	4,9 (0,50)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	6,9 (0,7)	3,9 (0,4)	2,9 (0,3)	5,4 (0,55)	3,4 (0,35)	2,9 (0,30)

В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоскої деформації

Напівфабрикат	Штамповка, поковка			
Маса, кг	До 500			
Стан	Т1			Т2
Орієнтація зразка і тріщини	ДП	ВП	ПД*	ДП
Товщина зразка, мм	35		20	35
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	470 (48)	441 (45)	441 (45)	441 (45)
K_{Ic}, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	26,3** (85)**	24,8** (80)**	24,8 (80)	31…34,1 (100…110)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	225 (23)	255 (26)	235 (24)

* Для сплаву В93 (> 0,1% Si).

** Середнє значення результатів випробування 3–5 зразків (для кожного виду напівфабрикату).

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка, поковка				
Маса, кг	До 500				
Стан	Т2		Т3		
Орієнтація зразка і тріщини	ВД	ПД	ДП	ПД	ВД
Товщина зразка, мм	35		35		
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	421 (43)	441 (45)	353 (36)	343 (35)	333 (34)
K_{Ic}, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	20,1...21,7 (65...70)	27,9...32,5 (90...105)	34,1...40,3 (110...130)	29,4...34,1 (95...110)	27,9...34,1 (90...110)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	196 (20)	225 (23)	314 (32)	265 (27)	245 (25)

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка						Поковка					
ТУ, ОСТ, ГОСТ	ОСТ 190297-85											
Товщина, мм	До 300						До 300					
Стан	Т2			Т3			Т2			Т3		
Орієнтація зразка і тріщини	ДП	ПД	ВД	ДП	ПД	ВД	ДП	ПД	ВП	ДП	ПД	ВД
K_{Ic}, МПа ·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	31 (100)	24,8 (80)	20,1 (65)	34,1 (110)	27,9 (90)	24,8 (80)	31 (100)	24,8 (80)	20,1 (65)	34,1 (110)	27,8 (90)	24,8 (80)

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка, поковка								
ТУ, ОСТ, ГОСТ	ОСТ 190073-85*								
Товщина, мм	–								
Стан	Т1			Т2			Т3		
Орієнтація зразка і тріщини	ДП	ПД	ВД	ДП	ПД	ВД	ДП	ПД	ВД
K_{Ic}, МПа ·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	27,9 (90)	21,7 (70)	17 (55)	31 (100)	24,8 (80)	20,1 (65)	34,1 (110)	27,9 (90)	24,8 (80)

* K_{Ic} – довідкове.

Швидкість росту втомної тріщини

[σ_N = 78 МПа (8 кгс/мм^2), ν = 3 Гц; R = 0,1]

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована						Штамповка		
Товщина, мм	50						–		
Маса, кг	–						300		
Стан	Т1			Т3					
Орієнтація зразка і тріщини	ДП						ПД; ДП		
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)			392 (40)			353 (36)		
ΔK, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ (кгс/мм$^{3/2}$)	12,4 (40)	15,5 (50)	18,6 (60)	12,4 (40)	15,5 (50)	18,6 (60)	12,4 (40)	15,5 (50)	18,6 (60)
$d(2l)/dN^* \cdot 10^3$, мм/цикл	1,3	2,5	–	0,8	1,5	1,8	0,6	1	1,8

* Медіани розподілу результатів випробувань 3–5 зразків (пластини завширшки 100 мм і завтовшки 6 мм з центральною щілиною).

Границя витривалості ($N = 2\cdot10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Поковка				Штамповка		Пруток			
Розмір, мм	–						∅250			
Маса, кг	До 2500		До 1000				–			
Стан	Т1		Т2		Т3		Т1		Т2	
Напрям вирізання зразків	Д									
Вид випробувань	Консольний згин з обертанням									
R	–1									
ν, Гц	50									
Форма зразка	Круглий (гладкий з кільцевою виточкою)									
K_t	1	2,2	1	2,2	1	2,2	1	2,2	1	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	137 (14)	–	137 (14)	78 (8)	127 (13)	78 (8)	127 (15)	69 (9)	137 (14)	69 (9)

Вплив поверхневого зміцнення на малоциклову втому за розтягу

(R = 0; ν = 0,17 Гц)

Напівфабрикат	Штамповка			
Розмір, мм	80×800×1800			
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразків	Д			
Тип зразка	Круглий гладкий (K_t = 1)			
σ_{max}, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)			
Стан поверхні	Фрезерування 3,2(∇5)	Фрезерування 3,2(∇5) + вібронаклеп 2,5 (∇6)	Фрезерування 3,2 (∇5) + анодування в сірчаній кислоті	Фрезерування 3.2 (∇5) + вібронаклеп 2,5 (∇6) + анодування в сірчаній кислоті
Довговічність N, цикли	17800	81500	7500	38700

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за кімнатної температури

Напівфабрикат	Поковка						
Маса, кг	До 2500						
Стан	Т1						Т2
Напрям вирізання зразків	Д		П		В		Д
Температура нагріву, °С	20	70	20	70	20	70	20
Тривалість нагріву, год	–	1000	–	1000	–	1000	–
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	490 (50)	480 (49)	480 (49)	480 (49)	480 (49)	480 (49)
δ_5, %	9	9	7	6	4	5	10

Продовження

Напівфабрикат	Поковка						
Маса, кг	До 2500						
Стан	Т2			Т3			
Напрям вирізання зразків	Д						
Температура нагріву, °С	125			20	125		
Тривалість нагріву, год	100	500	1000	–	100	500	1000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	475 (48,5)	475 (48,5)	465 (47,5)	461 (47)	461 (47)	461 (47)
δ_5, %	10	10,5	10,5	13	13,5	13,5	13,5

Пружні властивості

Напівфабрикат	Поковка, штамповка, плита і профіль	
Товщина, мм	Усі розміри	
Стан	Т1, Т2, Т3	
Напрям вирізання зразків	Д	
Метод визначення	Статичний	Динамічний
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	74000 (7400)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	73500 (7350)	–
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (2700)	27500 (2750)
μ	0,33	0,34

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу залежно від напряму вирізання зразка

Напівфабрикат	Поковка			Штамповка					
Маса, кг	До 1500			До 300					
Товщина, мм	–								
Стан	Т1			Т3					
Напрям вирізання зразків	Д						П		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	510 (52)	568 (58)	431 (44)	470 (48)	529 (54)	431 (44)	470 (48)	500 (51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	461 (47)	510 (52)	352 (36)	363 (37)	412 (42)	353 (36)	353 (36)	402 (41)
δ_5, %	8	7	5	12	10	8	10	8	6
ψ, %	20	12	–	30	22	16	14	12	8

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка			Смуга пресована					
Маса, кг	До 300			–					
Товщина, мм	–			20					
Стан	Т3			Т1					
Напрям вирізання зразків	В			Д			П		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196	–20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	431(44)	461(47)	500(51)	510(52)	549(56)	617(63)	490(50)	529(54)	578(59)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	352(36)	352(36)	392(40)	480(49)	519(53)	588(60)	–	500(51)	549(56)
δ_5, %	7	5	4	12	9	6	5	3	2
ψ, %	13	12	8	25	16	8	10	6	3

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Поковка			Штамповка					
Маса, кг	1500			300					
Товщина, мм	–			–					
Стан	Т1			Т3					
Напрям вирізання зразків	Д; П			Д			П		
Тип зразка	Круглий з кільцевою виточкою								
K_t	4,0								
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196	20	–70	–196
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	686 (70)	637 (65)	510 (52)	627 (64)	578 (59)	686 (70)	519 (53)	539 (55)	559 (57)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	1,4	1,25	0,9	1,45	1,25	1,3	1,2	1,15	1,12

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка		Смуга пресована					
Маса, кг	300		–					
Товщина, мм			20					
Стан	Т3		Т1					
Напрям вирізання зразків	В		Д			П		
Тип зразка	Круглий з кільцевою виточкою							
K_t	4,0							
$T_{випроб}$, °С	20	–196	20	–70	–196	20	–70	–196
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	519(53)	529(54)	676(69)	686(70)	676(69)	652(66,5)	599(60,9)	500(51)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	1,2	1,05	1,33	1,25	1,1	1,33	1,12	0,86

Пружні властивості

Напівфабрикат	Поковка		
Товщина, мм	Усі розміри		
Стан	Т1		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196
$E_д$, МПа (кгс/мм^2)	74000 (7400)	76000 (7600)	80000 (8000)
$G_д$, МПа (кгс/мм^2)	27500 (2750)	28500 (2850)	30000 (3000)
μ	0,34	0,33	0,33

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Поковка, штамповка												
Маса, кг	До 1000 (поковка), до 500 (штамповка)							До 3500 (поковка), до 500 (штамповка)					
Стан	Т1					Т2		Т3					
Напрям вирізання зразків	Д, П, В												
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	200	20	125	20	100	125	150	175	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	441 (45)	402 (41)	372 (38)	314 (32)	451 (46)	372 (38)	441 (45)	323 (33)	323 (33)	314 (32)	294 (30)	265 (27)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	441 (45)	–	353 (36)	294 (30)	421 (43)	353 (36)	343 (35)	294 (30)	294 (30)	284 (29)	255 (26)	225 (23)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	–	–	–	294 (30)	363 (37)	265 (27)	294 (30)	–	235 (24)	225 (23)	–	–
δ_5*, %	8	9	9	9	10	7	11	10	12	12	13	13	14

* Для поперечного напрямку.

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Поковка									Плита		
Товщина, мм	–									40…50		
Маса, кг	До 1000									–		
Стан	Т1			Т2			Т3			Т1		
Напрям вирізання зразків	Д											
$T_{випроб}$, °С	20	150	175	20	150	175	20	150	175	20	150	175
Тривалість нагріву, год	–	100	100	–	100	100	–	100	100	–	100	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	500 (51)	353 (36)	225 (23)	480 (49)	323 (33)	216 (22)	127 (13)	284 (29)	211 (21,5)	514 (52,5)	333 (34)	196 (20)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	–	–	431 (44)	–	–	363 (37)	–	–	490 (50)	–	–
δ_5, %	6	11	20	7	14	18	11	16	21	12	17	22

Продовження

Напівфабрикат	Плита			Пруток пресований					
Розміри, мм	40...50			25					
Маса, кг	–			–					
Стан	Т1								
Напрям вирізання зразків	П			Д					
$T_{випроб}$, °С	20	150	175	20	150	200	250	300	350
Тривалість нагріву, год	–	100	100	–			1		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	514 (52,5)	343 (35)	206 (21)	519 (52)	441 (45)	333 (34)	176 (18)	108 (11)	49 (5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	480(49)	–	–	–	–	–	–	–	–
δ_5, %	10	14	24	12	16	20	22	27	66

Границя тривалої міцності

Напівфабрикат	Штамповка					
Маса, кг	До 500					
Стан	Т1		Т2	Т3		
Напрям вирізання зразків	П		Д			
$T_{випроб}$, °С	100	160	100	125	150	160
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	412 (42)	–	323 (33)	225 (23)	206 (21)	157 (16)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	353 (36)	–	–	–	–	–
σ_{25}, МПа (кгс/мм^2)	–	255 (26)	363 (37)	–	–	–
σ_{50}, МПа (кгс/мм^2)	–	225 (23)	348 (35,5)	–	–	–

Пружні властивості

Напівфабрикат	Поковка, штамповка							
Маса, кг	Усі розміри							
Стан	Т1				Т3			
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	20	100	150	175
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	67500 (6750)	63000 (6300)	58500 (5850)	72000 (7200)	67500 (6750)	64000 (6400)	62500 (6250)
$E_д$, МПа (кгс/мм^2)	74000 (7400)	71000 (7100)	69000 (6900)	67000 (6700)	74000 (7400)	70500 (7050)	67000 (6700)	64000 (6400)
$G_д$, МПа (кгс/мм^2)	27500 (2750)	26500 (2650)	25500 (2550)	24500 (2450)	–	–	–	–
μ	0,34	0,34	0,35	0,38	–	–	–	–

Корозійні властивості

Напівфабрикати зі сплаву В93пч у стані Т1 володіють низькою корозійною тривкістю, схильні до КР під напруженням і міжкристалітної корозії. Пом'якшувальні режими старіння Т2 і Т3 різко підвищують їх корозійну тривкість; в стані Т3 сплав не схильний до КР, міжкристалітної і розшаровувальної корозії.

Для поковок і штамповок із сплаву В93пч критичне напруження у висотному напрямі під час випробувань на КР під напруженням становить: для стану Т1 – $\sigma_{кр} \geq 118$ МПа (12 кгс/мм^2), для стану Т2 – $\sigma_{кр} \geq 171{,}5$ МПа (17,5 кгс/мм^2), для стану Т3 – $\sigma_{кр} \geq 245$ МПа (25 кгс/мм^2).

Для деталей, що працюють у морських умовах, сплав застосовувати після старіння за режимом Т3.

Встановлення болтів з натягом (з урахуванням опору КР) допускається в станах Т2 і Т3.

Поверхневе зміцнення підвищує опір КР. Від корозії залежно від призначення деталі захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

***Вплив поверхневої пластичної деформації на опір корозійному розтріскуванню під напруженням із періодичним зануренням у 3%-й розчин* NaCl**

Напівфабрикат	Поковка	
Розміри, мм	200×800×1200	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразків	В	
Форма зразка	Пластина завтовшки 2 мм	
Спосіб занурення	Згин із заданою деформацією	
σ, МПа (кгс/мм^2)	0,9 $\sigma_{0,2}$	
Стан поверхні	Фрезерування (∇4–∇5)	Фрезерування (∇4–∇5) + + вібронаклеп (∇6)
Час до руйнування, доби	30...85	> 170

Фізичні властивості

Густина $d = 2840$кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати		
Стан	Т1	Т2	Т3
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	4,08	> 4,08	≥ 3,98

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати									
Стан	Т1, Т2, Т3									
$T_{випроб}$, °С	25	100	200	300	400	20...100	20...200	20...300	100...200	200...300
λ, Вт/(м·град)	163	168	172	168	163	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,880	0,964	0,050	1,130	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	24,1	25,5	28,7	26,8	35,3

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав В93пч зміцнюють штучним старінням після гартування від температур (450–465)°С у воді при 75...85°С. Підвищена температура середовища забезпечує прогартовуваність сплаву до 200 мм, запобігає поводці і викривленню деталей складної форми, змінює міцність. Перед термообробкою механічно обробляють з припуском 1,5…10 мм на кінцеву обробку після термообробки.

Режими штучного старіння

Стан	I ступінь		II ступінь	
	температура, °С	витримка, год	температура, °С	витримка, год
Т1	115...125	6...10	165...175	4...8
Т2	115...125	6...10	170...180	4...12
Т3	115...125	6...10	180...190	4...10

Гаряче деформування

Сплав деформується в гарячому стані. Охолоджування після деформування на повітрі.

Режими деформування

Застосоване обладнання	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформації, %	
		заготовка відлита	заготовка пресована
Прес гідравлічний	430...330	60	60
Молот або прес механічний	430...320	–	50

Механічна обробка

Оброблюваність різанням хороша.

Застосування

Для виготовлення великогабаритних деталей, що працюють в інтервалі температур від (–196) до (+125)°С:

у стані Т1 – для умов, коли основним критерієм є границя текучості за задовільної витривалості;

у стані Т2 – для деталей, від яких вимагають високої міцності за задовільної витривалості і в'язкості руйнування;

у стані Т3 – коли необхідно забезпечити високий опір КР під навантаженням.

Під час конструювання і виготовлення деталей керуватися вимогами інструкції № 1021-73 ВІАМ.

Для підвищення втомної довговічності, а також опору КР під навантаженням поверхні деталей слід поверхнево зміцнювати (вібронаклеп, віброшліфування тощо).

Марка: **В95** За ІСО-7075; **В95пч** за ІСО-7175
В95оч За ІСО-7475

Хімічний склад (ГОСТ 4784-97, ОСТ 190026-80)

Марка сплаву (ГОСТ, ОСТ)	Масова частка елементів, %											
	Al	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Fe	Si	Ni	Ti	Інші домішки	
											кожна	сума
							не більше					
В95 (ГОСТ 4784-97)	Основа	5,0...7,0	1,8...2,8	1,4...2,0	0,2...0,6	0,1...0,25	0,5	0,5	0,1	0,05	0,05	0,1
В95пч (ОСТ 190026-80)	Основа	5,0...6,5	1,8...2,8	1,4...2,0	0,2...0,6	0,1...0,25	0,5...0,25	0,1	0,1	0,05	0,05	0,1
В95оч (ОСТ 190026-80)	Основа	5,0...6,5	1,8...2,8	1,4...2,0	0,2...0,6	0,1...0,25	0,15	0,1	0,1	0,05	0,05	0,1

Механічні властивості

Сплави володіють високими характеристиками міцності у порівнянні з основними конструкційними алюмінієвими сплавами. Максимальна міцність досягається після гартування і штучного старіння за режимом Т1. У станах Т2 і Т3 характеристики міцності сплавів нижчі на ~7...10% і ~12…15% відповідно, ніж у стані Т1.

У станах Т1, Т2 і Т3 під статичним навантаженням сплави малочутливі до концентраторів напружень у вигляді отвору. В умовах згину і позацентрового розтягу за малих радіусів у місцях переходу перетину статична міцність знижується (суттєвіше в стані Т1, ніж у Т2 або Т3, а також із збільшенням розмірів перетину).

Сплав В95пч, порівняно зі сплавом В95, має на 10…15% вищу в'язкість руйнування K_{1c}, в 1,5–2 рази більшу роботу руйнування зразка з тріщиною *КСТ* ($a_{т.у}$) та на 25...30% вищу залишкову міцність. Понижений вміст заліза і кремнію забезпечує йому меншу чутливість до ексцентриситету прикладеного навантаження (розтягу з перекосом).

За витривалістю сплави В95 і В95пч приблизно рівноцінні. У станах Т2 і Т3 в'язкість руйнування за плоскої деформації сплаву В95пч на 10…25% вища, ніж у стані Т1. За осьового навантаження в умовах концентрації напружень довговічність сплавів у станах Т1, Т2, і Т3 під час випробувань на мало- і багатоциклову втому відрізняється незначно; в стані Т1 вони особливо чутливі до гострих кромок і надрізів. За відсутності концентраторів напружень (гладкі деталі) чи за невеликої концентрації довговічність під час випробувань на втому сплавів у стані Т3 дещо менша, ніж у Т2 і Т1.

Швидкість росту втомної тріщини (ШРВТ) в інтервалі значень K = 12,4–18,6 МПа $\sqrt{м}$ (40...60 кгс/мм$^{3/2}$) у сплавів В95пч і В95оч на 20…40% менша, ніж у В95. Під час випробувань у станах Т3 і Т2 втомна тріщина росте повільніше, ніж у стані Т1.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист плакований (В95А)							
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21631-76							
Товщина, мм	0,5…10,5	0,5…1,9	1,9…6,0	6,0…10,5	5,0…10,5	0,1…1,0	1,0…6,0	6,0…10,5
Стан	М	Т1***			Т1*	Т1**		
Напрям вирізання зразків	П							
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	480 (49)	490 (50)	490 (50)	490 (50)	470 (48)	480 (49)	480 (49)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	400 (41)	410 (42)	410 (42)	410 (42)	390 (40)	400 (41)	400 (41)
δ_{10}, %	10	7	7	6	6	7	7	6

* Без термообробки в стані постачання з подальшим гартуванням і штучним старінням у споживача.

** Відпалені або загартовані, правлені і зістарені в стані постачання з подальшим гартуванням або перегартуванням зі старінням у споживача.

*** Загартовані, правлені і зістарені в стані постачання.

Продовження

Напів-фабрикат	Лист плакований (В95пч А, В95оч А)										
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 190070-92										
Товщина, мм	0,5... 1,9	> 1,9... 6,0	> 6,0... 10,5	0,5... 6,0	>6,0... 10,5	0,5... 10,5	0,5... 1,9	>1,9... 6,0	>6,0... 10,5	1,2... 6,0	>6,0... 10,5
Стан	Т1*			Т1ПП*		М**	Т1**			Т1ПП**	
Напрям вирізання зразків	П										
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	470 (48)	480 (49)	480 (49)	510 (52)	510 (52)	≤ 245 (25)	480 (49)	490 (50)	490 (50)	520 (53)	520 (53)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	390 (40)	400 (41)	400 (41)	440 (45)	440 (45)	140 (14,5)	400 (41)	410 (42)	410 (42)	450 (46)	450 (46)
δ_{10}, %	7	7	6	6	5	10	7	7	6	6	5

* Відпалені або загартовані і зістарені в стані постачання з подальшим гартуванням або перегартуванням і старінням у споживача.

** У стані постачання: М – відпалені, Т1 – загартовані, правлені і штучно зістарені.

Продовження

Напів-фабрикат	Лист плакований (В95А, В95пчА) конструкційний										
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 190246-77										
Товщина, мм	0,5... 10,0	0,5... 1,9	>1,9... 6,0	>6,0... 10,5	1,2... 6,0	>6,0... 10,5	0,5... 1,0	>1,0... 6,0	>6,0... 10,5	1,2... 6,0	>6,0... 10,5
Стан	М*	Т1**			Т1ПП**		Т1***			Т1ПП***	
Напрям вирізання зразків	П										
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	245 (≤25)	480 (49)	490 (50)	490 (50)	520 (53)	520 (53)	470 (48)	480 (49)	480 (49)	510 (52)	510 (52)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	140 (≤14,5)	400 (41)	410 (42)	410 (42)	450 (46)	450 (46)	390 (40)	400 (41)	400 (41)	440 (45)	440 (45)
δ_{10}, %	10	7	7	6	6	5	7	6	6	6	5

* М (для В95А) – відпалені в стані постачання.

** Загартовані, правлені і штучно зістарені в стані постачання.

*** Відпалені або загартовані і штучно зістарені в стані постачання з подальшим гартуванням або перегартуванням і штучним старінням у споживача.

Продовження

Напівфабрикат	Лист (95пч, В95оч)						
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 190246-83						
Товщина, мм	0,5...1,9	>1,9...4,5	4,5...6,0	>6,0...10,5	0,5...1,9	>1,9...4,5	>4,5...10,5
Стан	АТ2				АТ3		
Напрям вирізання зразків	П						
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	450...530 (46...54)	460...540 (47...55)	480...560 (49...57)	470...550 (48...56)	430...500 (44...51)	440...510 (45...52)	450...520 (46...53)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	380...460 (39...48)	380...460 (39...48)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)	345...420 (35...43)	355...430 (36...44)	375...450 (38...46)
δ_{10}, %	8	8	8	8	8	8	8

Продовження

Напівфабрикат	Лист (95пч, В95оч)					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 190246-83					
Товщина, мм	1,0...3,0	>3,0...6,0	>6,0...10,5	0,5...1,0	>1,0...6,0	>6,0...10,5
Стан	Т2*			Т3*		
Напрям вирізання зразків	П					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490...570 (50...58)	500...580 (51...59)	490...570 (50...58)	450...520 (46...53)	460...530 (47...54)	470...540 (48...55)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	420...500 (43...51)	420...500 (43...51)	420...500 (43...51)	375...450 (38...46)	380...460 (39...47)	390...470 (40...48)
δ_{10}, %	8	8	8	7	8	7

*Неплаковані листи.

Механічні властивості за розтягу (не менше)

Напівфабрикат	Плита (В95пч, В95пчА, В95оч, В95оч А)					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190125-83					
Товщина, мм	11...50	> 50...60	> 60...85	11...50	> 50...60	> 60...85
Стан	Т2			Т3		
Напрям вирізання зразків	П					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490...560 (50...57)	470...540 (48...55)	460...530 (47...54)	470...540 (48...55)	450...520 (46...53)	440...510 (45...52)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	420...500 (43...51)	380...460 (39...47)	365...440 (37...45)	400...480 (41...49)	365...440 (35...45)	345...420 (35...43)
δ_{10}, %	7	6	6	7	6	6

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований (В95пч, В95оч)					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190125-83					
Товщина, мм	До 5,0	> 5,0...8,0	До 5,0	> 5,0...40,0	> 40,0...75,0	> 75...112,0
Стан	Т2		Т3			
Напрям вирізання зразків	Д					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	510...590 (52...60)	510...590 (52...60)	460...530 (47...54)	480...550 (49...56)	470...540 (48...55)	460...530 (47...54)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	450...530 (46...54)	450...530 (46...54)	390...460 (40...47)	420...490 (43...50)	400...470 (41...48)	390...460 (40...47)
δ_{10}, %	7	7	7	8	8	7

Продовження

Напів-фабрикат	Профіль пресований													
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190113–86													
Товщина, мм	До 5	> 5–10	> 10–75	> 75–112	>112–125	Усі розміри	До 5	> 5–10	>10–75	До 5	>5–10	>10–75	>75–112	>112–125
Стан	Т1*					М	Т1**			Т1***				
Напрям вирізання зразків	Д													
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	510 (52)	520 (53)	540 (55)	540 (55)	520 (53)	≤275 (28)	510 (52)	520 (53)	540 (55)	510 (52)	530 (54)	550 (56)	550 (56)	530 (54)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	460 (47)	470 (48)	480 (49)	470 (48)	450 (46)	–	460 (47)	460 (47)	480 (49)	460 (47)	480 (49)	490 (50)	480 (49)	460 (47)
δ_{10}, %	6	6	6	6	6	10	6	6	6	6	6	6	6	6

Продовження

Напів-фабрикат	Профіль пресований										
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190113-86										
Товщина, мм	До 75	>75...125	До 5	>5...40	>40…75	>75…125	Усі розміри		До 5	>5…10	>10…75
Стан	Т2****		Т3****				Т1*****		Т1ПП*****		
Напрям вирізання зразків	Д						П		Д		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	510...590 (52...60)	490...590 (50...60)	460...530 (47...54)	480...550 (49...56)	470...540 (48...55)	460...530 (47...54)	490 (50)	470 (48)	530 (54)	550 (56)	570 (58)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	450...530 (46...54)	420...530 (43...54)	390...460 (40...47)	420...490 (43...50)	400...470 (41...48)	390...460 (40...47)	450 (46)	–	470 (48)	480 (49)	490 (50)
δ_{10}, %	7	7	7	8	8	7	4	3	6	6	6

* Для сплавів В95, В95пч. Без термообробки в стані постачання з подальшим гартуванням і штучним старінням у споживача.

** Для сплавів В95, В95пч. Відпалені в стані постачання з подальшим гартуванням і штучним старінням у споживача.
*** Для сплавів В95, В95пч. Загартовані, правлені і штучно зістарені в стані постачання.
**** Для В95пч, В95оч. Загартовані, правлені і штучно зістарені за режимами Т2 і Т3 у стані постачання.
***** Для В95пч, В95оч, В95. Загартовані, правлені і штучно зістарені в стані постачання.

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований перемінного перерізу (В95, В95пч, В95оч)						
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190040-71						
Товщина, мм	Усі розміри				Усі розміри		
Частина профілю	Профільна	Перехідна кінцівка	Профільна	Перехідна кінцівка			
Стан	Т1		Т1ПП		Т1		Т1ПП
Напрям вирізання зразків	Д				П	В	П; В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	(52)	(52)	(54)	(54)	(48)	(50)	(50)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(46)	(44)	(47)	(46)	–	–	–
δ_5, %	6	6	6	6	4	3	3

Продовження

Напівфабрикат	Панель пресована (В95пч, В95оч)				
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190177-75	ОСТ 190125-83			
Товщина, мм	Усі розміри				
Частина профілю	Плоска заготовка				Трубна заготовка
Стан	Т1		Т2	Т3	Т2
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	(55)	(52)	500...570(51...58)	460...530(47...54)	500...570(51...58)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(50)	–	430...500(44...51)	400...470(41...48)	420...510(43...52)
δ_5, %	7	6	8	8	8

Продовження

Напівфабрикат	Дріт (В95П)		Труба (В95)			
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190195-75		ГОСТ 18482-79			
Діаметр, мм	2...10	2...8				
Товщина стінки, мм			5,0... 20,0	>20,0... 40,0	5,0... 20,0	>20,0... 40,0
Стан	Т1	Т3	Т1*		Т1**	
Напрям вирізання зразків	Д		Д			
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	274 (28)	–	–	–	–
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	539 (55)	451 (46)	490 (50)	510 (52)	490 (50)	510 (52)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–		375 (38)	400 (41)	375 (38)	400 (41)
δ_5, %	–		7	5	7	5

Продовження

Напівфабрикат	Пруток пресований (В95пч, В95оч)					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190395-91					
Діаметр, мм	10...28	>28...150	>150...250	>250...300	10...50	>50...100
Стан	Т1*				Т1**	
Напрям вирізання зразків	Д					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	560 (57)	570 (58)	560 (57)	550 (56)	560 (57)	570 (58)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	490 (50)	490 (50)	480 (49)	480 (49)	490 (50)
δ_5, %	6	6	6	6	6	6

* Без термічної обробки в стані постачання з подальшим гартуванням і старінням у споживача.
** Загартована, правлена і зістарена в стані постачання.

Продовження

Напівфабрикат	Пруток пресований (В95)					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21488-97					
Діаметр, мм	8...22	>22...130	>130...300	>300...400	8...22	>22...100
Стан	Т1*				Т1**	
Напрям вирізання зразків	Д					
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	530 (54)	510 (52)	490 (50)	490 (50)	530 (54)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	390 (40)	420 (43)	420 (43)	390 (40)	390 (40)	420 (43)
δ_5, %	6	6	6	4	6	6

Продовження

Напівфабрикат	Пруток пресований (В95ПП)				
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21488-97				
Діаметр, мм	8...22	>22...130	130...300	8...22	>22...100
Стан	Т1*			Т1**	
Напрям вирізання зразків	Д				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	510 (52)	550 (56)	530 (54)	510 (52)	550 (56)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	400 (41)	430 (44)	430 (44)	400 (41)	430 (44)
δ_5, %	7	6	6	7	6

* Без термічної обробки в стані постачання з подальшим гартуванням і старінням у споживача.
** Загартований, правлений і зістарений у стані постачання.

Продовження

Напів-фабрикат	Поковка											
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85											
Товщина, мм	До 75			> 75...150			До 75					
Марка сплаву	В95, В95пч, В95оч						В95пч			В95оч		
Стан	Т1						Т2					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	440 (45)	390 (40)	490 (50)	440 (45)	390 (40)	480...570 (49...58)	460...540 (47...55)	440...520 (45...53)	480...570 (49...58)	460...540 (47...55)	440...520 (45...53)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	410 (42)	–	–	410 (42)	–	–	410...490 (42...50)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)	410...490 (42...50)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)
δ_5, %	6	3	2	5	3	2	6	4	2	7	4	2

Продовження

Напів-фабрикат	Поковка											
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85											
Товщина, мм	> 75...150			> 100...125								
Марка сплаву	В95пч			В95оч			В95пч			В95оч		
Стан	Т2											
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	470...560 (48...57)	460...540 (47...55)	440...520 (45...53)	470...560 (48...57)	460...540 (47...55)	440...520 (45...53)	450...540 (46...55)	440...520 (45...53)	420...500 (43...51)	450...540 (46...55)	440...520 (45...53)	420...500 (43...51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	370...450 (38...46)	380...460 (39...47)	390...470 (40....48)	370...450 (38...46)	380...460 (39...47)
δ_5, %	6	3	2	6	3	2	6	3	2	6	3	2

Продовження

Напів-фабрикат	Поковка											
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85											
Товщина, мм	До 75						> 75...100					
Марка сплаву	В95пч			В95оч			В95пч			В95оч		
Стан	Т3											
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	450...540 (46...55)	440...520 (45...53)	410...450 (42...46)	450...540 (46...55)	440...520 (45...53)	410...490 (42...50)	440...530 (45...54)	430...510 (44...52)	410...490 (42...50)	440...530 (45...54)	430...510 (44...52)	410...490 (42...50)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	380...470 (39...48)	370...450 (38...46)	–	380...470 (39...48)	370...450 (38...46)	–	370...460 (38...47)	360...450 (37...46)	–	370...460 (38...47)	360...470 (37...48)	–
δ_5, %	7	4	3	7	5	3	7	3	2	7	4	2

Продовження

Напів-фабрикат	Поковка											
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85											
Товщина, мм	> 100...125						> 125...150					
Марка сплаву	В95пч			В95оч			В95пч			В95оч		
Стан	Т3											
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	420...510 (43...52)	410...490 (42...50)	390...470 (40...48)	420...510 (43...52)	410...490 (42...50)	390...470 (40...48)	410...500 (42...51)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)	410...500 (42...51)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	360...450 (37...46)	340...430 (35...44)	–	360...450 (37...46)	340...430 (35...44)	–	360...450 (37...46)	340...430 (35...44)	–	360...450 (37...46)	340...430 (35...44)	–
δ_5, %	7	3	2	7	4	2	7	3	2	7	3	2

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка								
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85								
Товщина, мм	До 75			> 75...150			До 75		
Марка сплаву	В95, В95пч, В95оч						В95пч		
Стан	Т1						Т2		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	510 (52)	450 (46)	410 (42)	510 (52)	450 (46)	410 (42)	490...580 (50...59)	470...550 (48...56)	450...520 (46...53)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	430 (44)	–	–	430 (44)	–	–	430...520 (44...53)	410...490 (42...50)	400...470 (41...48)
δ_5, %	6	4	3	6	4	3	6	4	2

Продовження

Напів-фабрикат	Штамповка								
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85								
Товщина, мм	До 75			> 75...100					
Марка сплаву	В95оч			В95пч			В95оч		
Стан	Т2								
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490...580 (50...59)	470...550 (48...56)	450...520 (46...53)	480...570 (49...58)	460...540 (47...55)	450...520 (46...53)	480...570 (49...58)	460...540 (47...55)	450...520 (46...53)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	430...520 (44...53)	410...490 (42...50)	400...470 (41...48)	420...510 (43...52)	410...490 (42...50)	390...470 (40...48)	420...510 (43...52)	410...490 (42...50)	390...470 (40...48)
δ_5, %	7	5	2	6	4	2	7	4	2

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85					
Товщина, мм	До 75					
Марка сплаву	В95пч			В95оч		
Стан	Т3					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	450...540 (46...55)	440...520 (45...53)	420...500 (43...51)	450...540 (46...55)	440...520 (45...53)	420...500 (43...51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	380...470 (39...48)	370...450 (38...46)	–	380...470 (39...48)	370...450 (38...46)	–
δ_5, %	7	5	3	8	5	3

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85					
Товщина, мм	> 75...100					
Марка сплаву	В95пч			В95оч		
Стан	Т3					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	440...530 (45...54)	430...510 (44...52)	410...490 (42...50)	440...530 (45...54)	430...510 (44...52)	410...490 (42...50)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	370...460 (38...47)	360...450 (37...46)	–	370...460 (38...47)	360...450 (37...46)	–
δ_5, %	7	3	2	8	4,5	2,5

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-86					
Товщина, мм	До 75			> 75...100		
Марка сплаву	В95пч					
Стан	Т2					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490...580 (50...59)	470...550 (48...56)	450...520 (46...53)	480...570 (49...58)	460...540 (47...55)	450...520 (46...53)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	430...520 (44...53)	410...490 (42...50)	400...470 (41...48)	420...510 (43...52)	410...490 (42...50)	390...470 (40...48)
δ_5, %	6	4	2	6	4	2

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-86					
Товщина, мм	До 75			> 75...100		
Марка сплаву	В95оч					
Стан	Т2					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490...580 (50...59)	470...550 (48...56)	450...520 (46...53)	480...570 (49...58)	460...540 (47...55)	450...520 (46...53)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	430...520 (44...53)	410...490 (42...50)	400...470 (41...48)	420...510 (43...52)	410...490 (42...50)	390...470 (40...48)
δ_5, %	7	5	2	7	4	2

Продовження

Напів-фабрикат	Поковка								
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-85								
Товщина, мм	До 75			> 75...100			> 100...125		
Марка сплаву	В95пч								
Стан	Т2								
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480...570 (49...58)	460...540 (47...55)	440...520 (45...53)	470...560 (48...57)	460...540 (47...55)	440...520 (45...53)	450...540 (46...55)	440...520 (45...53)	420...500 (43...51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	410...490 (42...50)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	370...450 (38...46)	380...460 (39...47)
δ_5, %	6	4	2	6	3	2	6	3	2

Продовження

Напів-фабрикат	Поковка								
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-85								
Товщина, мм	До 75			> 75...100			> 100...125		
Марка сплаву	В95оч								
Стан	Т2								
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480...570 (49...58)	460...540 (47...55)	440...520 (45...53)	470...560 (48...57)	460...540 (47...55)	440...520 (45...53)	450...540 (46...55)	440...520 (45...53)	420...500 (43...51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	410...490 (42...50)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	390...470 (40...48)	370...450 (38...46)	380...460 (39...47)
δ_5, %	7	4	2	6	3	2	6	3	2

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-86					
Товщина, мм	До 75			> 75...100		
Марка сплаву	В95пч					
Стан	Т3					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	450...540 (46...55)	440...520 (45...53)	420...500 (43...51)	440...530 (45...54)	430...510 (44...52)	410...490 (42...50)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	380...470 (39...48)	370...450 (38...46)	–	370...460 (38...47)	360...460 (37...46)	–
δ_5,%	7	5	3	7	4	2

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-86					
Товщина, мм	До 75			> 75...100		
Марка сплаву	В95оч					
Стан	Т3					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	450...540 (46...55)	440...520 (45...53)	420...500 (43...51)	440...530 (45...54)	430...510 (44...52)	410...490 (42...50)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	380...470 (39...48)	370...450 (38...46)	–	370...460 (38...47)	360...450 (37...46)	–
δ_5,%	8	5	3	8	4,5	2,5

Продовження

Напівфа-брикат	Поковка											
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-85											
Товщина, мм	До 75			> 75...100			> 100...125			> 125...150		
Марка сплаву	В95пч											
Стан	Т3											
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	450...540 (46...54)	440...520 (45...53)	410...490 (42...50)	440...530 (44...54)	410...530 (42...54)	410...490 (42...50)	420...510 (43...52)	410...490 (42...50)	390...470 (40...48)	410...500 (42...51)	400...480 (41...49)	390...470 (40...48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	380...470 (39...48)	370...450 (38...46)	–	370...460 (38...47)	360...450 (37...46)	–	360...450 (37...46)	340...430 (35...44)	–	360...450 (37...46)	340...430 (35...44)	–
δ_5, %	7	4	3	7	3	2	7	3	2	7	3	2

Продовження

Напів-фабрикат	Поковка											
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190297-85											
Товщина, мм	До 75			> 75...100			> 100...125			> 125...150		
Марка сплаву	В95оч											
Стан	Т3											
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	450... 540 (46... 54)	440... 520 (45... 53)	410... 490 (42... 50)	440... 530 (44... 54)	430... 510 (44... 52)	410... 490 (42... 50)	420... 510 (43... 52)	410... 490 (42... 50)	390... 470 (40... 48)	410... 500 (42... 51)	400... 480 (41... 49)	390... 470 (40... 48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	380... 470 (39... 48)	370... 450 (38... 46)	–	370... 460 (38... 47)	360... 450 (37... 46)	–	360... 450 (37... 46)	340... 430 (35... 44)	–	360... 450 (37... 46)	340... 430 (35... 44)	–
δ_5, %	7	5	3	7	4	2	7	4	2	7	3	2

***Механічні властивості за розтягу, стиску, зрізу сплавів* В95, В95пч (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)				Профіль пресований			
Товщина, мм	> 1,9...6,0	> 6...10,5	> 1,9...6,0	> 6,0...10,5	До 5			
Стан	Т1		ТПП		Т1	Т1ПП	Т2*	Т3*
Напрям вирізання зразків	П				Д			
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	353 (36)	353 (36)	392 (40)	402 (41)	392 (40)	392 (40)	323 (33)	294 (30)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	412 (42)	412 (42)	451 (46)	451 (46)	461 (47)	470 (48)	441 (45)	392 (40)
$\sigma_{пц.ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	382 (39)	412 (42)	421 (43)	392 (40)	392 (40)	333 (34)	294 (30)
$\sigma_{0,2ст}$, МПа (кгс/мм^2)	431 (44)	431 (44)	475 (48,5)	475 (48,5)	461 (47)	470 (48)	441 (45)	392 (40)
$\sigma_{пц.зр}$**, МПа (кгс/мм^2)	539 (55)	559 (57)	–	–	–	–	–	–
$\sigma_{0,2\ зр}$**, МПа (кгс/мм^2)	637 (65)	657 (67)	–	–	–	–	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Профіль				Панель		
	пресовані						
Товщина, мм	10...40				5...15		
Стан	Т1	Т1ПП	Т2*	Т3*	Т1	Т2*	Т3*
Напрям вирізання зразків	Д						
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	421 (43)	421 (43)	323 (33)	294 (30)	363 (37)	314 (32)	294 (30)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	490 (50)	441 (45)	421 (43)	490 (50)	431 (44)	402 (41)
$\sigma_{пц.\,ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	421 (43)	421 (43)	323 (33)	294 (30)	363 (37)	314 (32)	294 (30)
$\sigma_{02.ст}$, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	490 (50)	441 (45)	421 (43)	490 (50)	431 (44)	402 (41)
$\sigma_{пц.зр}$**, МПа (кгс/мм^2)	529 (54)	–	–	–	–	–	–
$\sigma_{0,2\ зр}$**, МПа (кгс/мм^2)	627 (64)	–	–	–	–	–	–

* Для сплаву В95пч.

** $B/d = 4$, $y/x = 2{,}5$, де B – ширина зразка; d – діаметр; y – висота перемички по лінії прикладання сили; x – її ширина у навантаженому стані.

***Механічні властивості за закруту та зрізу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Профіль пресований (В95, В95пч)	
Товщина, мм	До 40	
Стан	Т1	Т2
Напрям вирізання зразків	Д	
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	50	45
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	31	27
τ_B, МПа (кгс/мм^2)	43	39
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	32	29,5

***Чутливість до концентрації напружень за розтягу* (В95, В95пч)**

Напівфабрикат	Лист, плита вальцьовані					
Товщина, мм	1,2...6,0 (лист), до 70 (плита)					
Стан	Т1		Т2		Т3	
Напрям вирізання зразків	П					
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)					
K_t	1,0	2,6	1,0	2,6	1,0	2,6
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	539 (55)	–	500 (51)	–	470 (48)	–
$\sigma_B^{н}$, МПа (кгс/мм^2)	–	519 (53)	–	490 (50)	–	461 (47)
$\sigma_B^{н}/\sigma_B$	–	0,97	–	0,98	–	0,98

Продовження

Напівфабрикат	Панель, профіль пресовані, плита вальцьована										
Товщина, мм	До 15				70						
Стан	Т1		Т2			Т1		Т2		Т3	
Напрям вирізання зразків	Д		П					Д			
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)										
K_t	1,0	2,6	1,0	2,6	4,0	1,0	2,6	1,0	2,6	1,0	2,6
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	588 (60)	–	529 (54)	–	–	603 (61,5)	–	568 (58)	–	529 (54)	
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	–	539 (55)	–	500 (51)	475 (48,5)	–	534 (54,5)	–	524 (53,5)	–	480 (49)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	–	0,91	–	0,93	0,9	–	0,89	–	0,91	–	0,96

Продовження

Напівфабрикат	Поковка, штамповка					
Товщина, мм	Усі розміри					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразків	Д		П		В	
Форма зразка	Круглий (∅ 8...20 мм, гладкий із кільцевим надрізом)					
K_t	1,0	2,2	1,0	2,2	1,0	2,2
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	568 (58)	–	510 (52)	–	480 (49)	–
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	–	706 (72)	–	578 (59)	–	529 (54)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	1,24		1,13		1,14	

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною за ударного згину **(В95)**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)		Профіль			Панель	
			пресовані				
Товщина, мм	До 6		70			50	
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П	В	Д	П
KCU ($a_{\text{н}}$), Дж/м^2(кгс·м/см^2)	11,8 (1,2)	9,8 (1)	9,8 (1)	–	–	–	–
KCT ($a_{\text{т.у.}}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	2,4...3,4 (0,25...0,35)	1,8...2,7 (0,18...0,28)	1,6...4,4 (0,16...0,45)	1,3...1,4 (0,13...0,14)	1,0 (0,1)	1,6...5,9 (0,16...0,6)	2,0...3,9 (0,2...0,4)

Продовження

Напівфабрикат	Поковка			Штамповка		
Товщина, мм	130			70		
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	2,0...5,9 (0,2...0,6)	1,5...3,9 (0,15...0,4)	1,0 (0,1)	3,9...5,9 (0,4...0,6)	2,0...2,9 (0,2...0,3)	1,5...2,0 (0,15...0,2)

Продовження

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована					
Марка сплаву	В95пч					
Товщина, мм	40–70					
Стан	Т1		Т2		Т3	
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П	Д	П
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	11,8 (1,2)	8,8 (0,9)	12,7 (1,3)	9,8 (1,0)	13,7 (1,4)	11,8 (1,2)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	3,9...6,9 (0,4...0,7)	2,9...5,9 (0,3...0,6)	4,9...7,8 (0,5...0,8)	3,9...6,9 (0,4...0,7)	5,9...8,8 (0,6...0,9)	4,9...7,8 (0,5...0,8)

Продовження

Напівфабрикат	Поковка					
Марка сплаву	В95оч					
Товщина, мм	125					
Стан	Т1			Т3		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	10,8...14,7 (1,1...1,5)	5,9...10,8 (0,6...1,1)	2,9...5,9 (0,3...0,6)	12,7...20,6 (1,3...2,1)	8,8...20,6 (0,9...2,1)	4,9...8,8 (0,5...0,9)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	6,9...12,7 (0,7...1,3)	4,9...8,8 (0,5...0,9)	2,9...4,9 (0,3...0,5)	7,8...15,7 (0,8...1,6)	6,9...10,8 (0,7...1,1)	4,9...6,9 (0,5...0,7)

Продовження

Напівфабрикат	Панель пресована					
Марка сплаву	В95оч					
Товщина, мм	15…25					
Стан	Т1		Т2		Т3	
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П	Д	П
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	12,7...17,7 (1,3...1,8)	7,8...10,8 (0,8...1,1)	17,6...24,5 (1,8...2,5)	11,8...14,7 (1,2...1,5)	19,6...24,5 (2...2,5)	15,7...17,6 (1,6...1,8)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	5,8...7,8 (0,6...0,8)	3,9...5,9 (0,4...0,6)	8,8...14,7 (0,9...1,5)	4,9...7,8 (0,5...0,8)	8,8...14,7 (0,9...1,5)	7,8...10,8 (0,8...1,1)

Продовження

Напівфабрикат	Лист				
	плакований			плакований (А)	
Марка сплаву	В95пч				
Товщина, мм	6			2	
Стан	Т1	Т2	Т3	Т1	Т2
Напрям вирізання зразків	П				
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	9,8...10,8 (1,0...1,1)	12,2...13,7 (1,25...1,4)	–	–	–
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	3,4...4,4 (0,35...0,45)	4,4...5,4 (0,45...0,55)	5,4...6,4 (0,55...0,65)	4,4...5,4 (0,45...0,55)	5,4...6,4 (0,55...0,65)

Продовження

Напівфабрикат	Лист			
	плакований (А)			
Марка сплаву	В95пч			
Товщина, мм	2	6		
Стан	Т3	Т1	Т2	Т3
Напрям вирізання зразків	П			
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	–	10,3...11,3 (1,05...1,15)	11,3...12,8 (1,15...1,3)	12,8...13,7 (1,3...1,4)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	6,4...7,3 (0,65...0,75)	3,9...4,4 (0,4...0,45)	4,4...5,4 (0,45...0,55)	5,4...6,4 (0,55...0,65)

В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоскої деформації
(*позацентровий розтяг компактного зразка*)

Напівфабрикат	Панель пресована *				
Марка сплаву	В95оч				
Товщина, мм	40				
Стан	Т1		Т2		
Орієнтація зразка і тріщини	ДП	ПД	ДП	ПД	ВД
Товщина зразка, мм	35				15
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	529 (54)	510 (52)	470 (48)	461 (47)	402 (41)
K_{1c}, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	30,4...32,2 (98...104)	23,2...24,8 (75...80)	38,7...44,6 (125...144)	27,9...32,2 (90...104)	21,7...24,8 (70...80)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	274...294 (28...30)	–	363...382 (37...39)	255...294 (26...30)	–

Продовження

Напівфабрикат	Плита вальцьована				
Марка сплаву	В95пч				
Товщина, мм	30		65...85		
Стан	Т2		Т3		
Орієнтація зразка і тріщини	ДП	ПД	ДП	ПД	ВД
Товщина зразка, мм	30		50		35
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	421 (43)	–	412 (42)	402 (41)	382 (39)
K_{Ic}, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	40,3...46,5 (130...150)	31,9...34,7 (103...112)	34,1...55,5 (110...179)	27,9...31,9 (90...103)	22,5...33,5 (72,5...108)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	363...402 (37...41)	–	304...353 (31...36)	–	–

* Випробування однієї панелі.

Продовження

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована (В95пч)					
Товщина, мм	40...70					
Стан	Т1		Т2		Т3	
Орієнтація зразка і тріщини	ДП	ПД	ДП	ПД	ДП	ПД
Товщина зразка, мм	20...35					
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	470...500 (48...51)		412...451 (42...46)	412...431 (42...44)	412...441 (42...45)	402...431 (41...44)
K_{Ic}, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	28,8...35,6 (93...115)	25,7...32,6 (83...105)	31...37,8 (100...122)	27,3...34,1 (88...110)	33,5...41,8 (108...135)	27,9...36 (90...116)
σ_m^N *, МПа (кгс/мм^2)	230...289 (23,5...29,5)	–	245...304 (25...31)	–	274 (28)	–

* Для зразків завтовшки 35 мм.

Продовження

Напівфабрикат	Поковка (В95оч)					
Товщина, мм	100	200	100			200
Стан	Т1		Т3			
Орієнтація зразка і тріщини	ВД			ДП**	ПД**	ВД
Товщина зразка, мм	35					
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	436 (44,5)	441 (45)	372 (38)	421 (43)	421(43)	372 (38)
K_{Ic}, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	25,7...28,5 (83...85)	28,5...30,7 (92...99)	37,2...40,3 (120...130)	41,8...47,7 (135...154)	32,9...37,2 (106...120)	39,4...43 (127...139)

* Дані ВСМПО та ЦАГИ (випробування поковок однієї плавки).

** Дані ВІАМ.

В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоского напруженого стану (*розтяг пластини з центральною щілиною*)

Напівфабрикат	Панель пресована		Лист плакований, неплакований		
Сплав	В95пч				
Товщина, мм	10...12		6		
Стан	Т2		Т1	Т2	Т3
Орієнтація зразка і тріщини	ДП				
Ширина зразка, мм	200	400	100		
Товщина зразка t, мм	6...10	10	6		
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	431 (44)	465 (47,5)	456 (46,5)	436 (44,5)
K_c^y *, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	82,1...96,1 (265...310)	124 (400)	58,9...62 (190...200)	55,8...62 (180...200)	57,7...58,3 (186...188)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	353...416 (36...42,5)	372...382 (38...39)	353...377 (36...38,5)	343...382 (35...39)	353 (36)

Продовження

Напівфабрикат	Плита вальцьована			
Сплав	В95пч			В95оч
Товщина, мм	65...85			30
Стан	Т2		Т3	Т2
Орієнтація зразка і тріщини	ДП			
Ширина зразка, мм	200			
Товщина зразка t, мм	6	15		10
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	441 (45)	421 (43)	421 (43)
K_c^y *, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	37,5...80,6 (250...260)	68,2...80,6 (220...260)	70,7...86,8 (228...280)	83,7...93,6 (270...302)
σ_m^N *, МПа (кгс/мм^2)	343...353 (35...36)	294...353 (30...36)	304...372 (31...38)	353...402 (36...41)

* Визначають за початковою довжиною тріщини.

Опір утворенню втомної тріщини біля отвору

(K_t = 2,73; σ_N = 127 МПа (13 кгс/мм^2); R = 0; ν = 40 Гц.)

Напівфабрикат	Панель пресована			Лист неплакований	
Сплав	В95оч			В95пч	
Товщина, мм	22 (полотно)			6	
Стан	Т1	Т2	Т3	Т1	Т2
Напрям вирізання зразків	Д			П	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	588 (60)	534 (54,5)	485 (49,5)	588 (60)	510 (52)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	539 (55)	461 (47)	397 (40,5)	510 (52)	451 (46)
$N_0 \cdot 10^{-3}$, цикли	160...250	155...382	110...269	106...117	104...248
$\bar{N}_0 \cdot 10^{-3}$, цикли	201	263	168	112	153,5

Швидкість росту втомної тріщини

(розтяг пластини* з центральною щілиною, σ_N = 78 МПа (8 кгс/мм^2); ν = 3 Гц, R = 0,1)

Напівфабрикат	Лист					
	неплакований			плакований (А)		
Товщина, мм	9			2		
Стан	Т1					
Орієнтація зразка і тріщини	ДП					
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	519 (53)			480 (49)		
ΔK, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	12,4 (40)	15,5 (50)	18,6 (60)	12,4 (40)	15,5 (50)	18,6 (60)
$\overline{\frac{d(2l)}{dN}}\cdot 10^3$, мм/ цикл***	1	1,7	2,8	1****	1,6****	2,6****
$S\, d(2l)/dN\cdot 10^3$, мм/ цикл	0,16	0,18	0,74	–	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Смуга пресована					
Товщина, мм	70					
Стан	Т1			Т3		
Орієнтація зразка і тріщини	ДП					
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	578 (59)			451 (46)		
ΔK, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	12,4 (40)	15,5 (50)	18,6 (60)	12,4 (40)	15,5 (50)	18,6 (60)
$\overline{\frac{d(2l)}{dN}}\cdot 10^3$, мм/ цикл***	0,9****	1,5****	1,9****	1	1,5	1,9
$S\, d(2l)/dN\cdot 10^3$, мм/ цикл	–	–	–	0,08	0,14	0,25

* Товщина зразка листа (плакованого) 2 мм, решти напівфабрикатів 6 мм.
** 0,35 Fe; 0,1 Si.
*** Середні значення результатів випробувань семи зразків.
**** Медіани результатів випробувань 3–5 зразків.

Продовження

Напівфабрикат	Лист неплакований		Панель пресована		
Марка сплаву	В95пч		В95пч, В95оч		
Товщина, мм	6		14		
Стан	Т1	Т2	Т1	Т2	Т3
Орієнтація зразка і тріщини	ДП		ПД		
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(51,5)	(46)	(56,3)	(47,4)	(42,4)
ΔK, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	$d\,(2l)/dN\cdot 10^3$, мм/ цикл **				
12,4 (40)	0,9 (0,16)	0,87 (0,15)	0,8***	0,55 (0,1)	0,5***
15,5 (50)	1,35 (0,13)	1,27 (0,20)	1,3***	1,05 (0,2)	0,8***
18,6 (60)	2 (0,27)	1,9 (0,35)	2,1***	1,9 (0,3)	1,8***

Продовження

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована		Плита вальцьована		
Марка сплаву	В95пч				В95оч
Товщина, мм	70			65...85	30
Стан	Т1	Т2	Т3		Т2
Орієнтація зразка і тріщини	ПД		ПД	ДП	
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(49,2)	(45,3)	(42,8)	(40,5)	(43)
ΔK, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	$d\,(2l)/dN\cdot10^3$, мм/ цикл**				
12,4 (40)	0,55***	0,7***	0,45	0,44 (0,10)	0,33
15,5 (50)	1,15***	1,2***	1***	0,82 (0,14)	0,8
18,6 (60)	1,9***	1,8***	1,7***	1,29 (0,12)	1,3

* Товщина зразка 6 мм, ширина 200 мм.
** Середні значення результатів випробувань семи (18 для вальцьованої плити) зразків (у дужках – значення середньоквадратичного відхилення).
*** Медіани результатів випробувань 3–5 зразків.

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Марка сплаву	В95	В95пч				
Товщина напівфабрикату і зразка, мм	2			6		
Стан	Т1		Т2	Т1	Т2	Т3
Орієнтація зразка і тріщини	ДП					
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	470 (48)	461 (47)	426 (43,5)	461 (47)	436 (44,5)	402 (41)
ΔK, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	$d\,(2l)/dN\cdot10^3$, мм/ цикл**					
12,4 (40)	1,0	0,8	0,6	1,2	0,9	0,7
15,5 (50)	1,6	1,4	1,3	2,0	1,5	1,4
18,6 (60)	2,6	2,2	2,0	2,8	2,7	2,4

Границя витривалості ($N = 2\cdot10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Лист В95пч							
	плакований (А)				неплакований			
Товщина, мм	6							
Стан	Т1		Т2		Т1		Т2	
Напрям вирізання зразків	Д							
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)							
Вид випробувань	Розтяг							
R	0,1							
ν, Гц	40							
K_t	1,0	2,6	1,0	2,6	1,0	2,6	1,0	2,6
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	98 (10)	69 (7)	98 (10)	69 (7)	147 (15)	88 (9)	137 (14)	88 (9)
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	539 (55)	–	510(52)	–	578(59)	–	529(54)	–

Продовження

Напівфабрикат	Плита штамповано-вальцьована						Панель пресована						Поковка	
Марка сплаву	В95пч						В95оч							
Товщина, мм	40...70												100	
Стан	Т1		Т2		Т3		Т1		Т2		Т3			
Напрям вирізання зразків	Д													
Форма зразка	Круглий (гладкий з кільцевою виточкою)													
Вид випробувань	Консольний згин з обертанням								Чистий згин					
R	–1													
ν, Гц	50													
K_t	1	2,2	1	2,2	1	2,2	1	2,2	1	2,2	1	2,2	1	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	167 (17)	108 (11)	147 (15)	98 (10)	137 (14)	98 (10)	176 (18)	108 (11)	167 (17)	98 (10)	157 (16)	98 (10)	137 (14)	98 (10)
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	593 (60,5)	–	559 (56,5)	–	505 (51,5)	–	588 (60)	–	529 (54)	–	480 (49)	–	490 (50)	–

Параметри розподілу показників малоциклової втоми
(розтяг; $R = 0$,ν = 3 Гц)

Напівфабрикат	Плита вальцьована (В95пч)			
Товщина, мм	85			
Стан	Т3			
Напрям вирізання зразків	Д		П	Д
Форма зразка	Смуга з отвором			
Кількість зразків	105	27	15	130
K_t	2,6			
σ_{max}, МПа (кгс/мм^2)	196 (20)	176 (18)		157 (16)
N_{min}, цикли	22000	38100	37000	48000
N_{max}, цикли	58000	92700	94200	219400
N (p = 0,5), цикли	35000	64000	61100	96000
N (p = 0,9), цикли	25000	43000	46000	59000
$\overline{\lg N}$	4,57	4,79	4,78	4,99
$S_{\lg N}$	0,10	0,11	0,09	0,16

Примітка: $\overline{\lg N}$ – середні значення; $S_{\lg N}$ – середньоквадратичні відхилення; індекси (p = 0,5) і (p = 0,9) означають, що 50 і 90% значень характеристик вищі за наведені в таблиці.

***Пружні властивості* (В95, В95пч)**

Напівфабрикат	Лист				Профіль	Панель	Поковка і штамповка	Плита вальцьована, штамповано-вальцьована
	плакований (А)			непла-кований	пресовані			
Товщина, мм	До 2	> 2...6	> 6... 10,5	> 10,5	Усі розміри	5...15	Усі розміри	30...85
Стан	Т1, Т2, Т3							
Напрям вирізання зразків	П				Д			
E, МПа (кгс/мм^2)	68000 (6800)	69000 (6900)	70000 (7000)	72000 (7200)	72000 (7200)	72000 (7200)	72000 (7200)	72000 (7200)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	70000 (7000)	71000 (7100)	72000 (7200)	73500 (7350)	74000 (7400)	74000 (7400)	74000 (7400)	74000 (7400)
G, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	27000 (2700)	27000 (2700)	27000 (2700)	27000 (2700)
μ	–	–	–	–	0,33	0,33	0,33	0,33

Механічні властивості за низьких температур

***Механічні властивості за розтягу* (В95, В95пч, В95оч)**

Напівфабрикат	Профіль, пруток пресовані					Плита вальцьована				
Товщина, мм	Усі розміри					30		65…85		
Стан	Т1					Т2		Т3		
Напрям вирізання зразків	Д						П	Д	П	В
$T_{випроб}$, °С	20	–40	–70	–196	–269	–70		–70		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	608 (62)	627 (64)	637 (65)	764 (78)	833 (85)	539 (55)	529 (54)	510 (52)	510 (52)	480 (49)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	549 (56)	568 (58)	568 (58)	637 (65)	706 (72)	470 (48)	456 (46,5)	421 (43)	402 (41)	412 (42)
δ_5, %	10	8	8	7	6	11	11	12	8	2
Ψ, %	15	14	14	12	12	26,5	22	29	17	3,5

***Чутливість до концентрації напружень за розтягу* (В95, В95пч)**

Напівфабрикат	Профіль, пруток пресовані		
Товщина, мм	Усі розміри		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196
Форма зразка	Круглий з кільцевим надрізом		
K_t	4,0		
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	706 (72)	735 (75)	735 (75)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	1,16	1,15	0,96

Ударна в'язкість **(В95, В95пч)**

Напівфабрикат	Профіль, пруток пресовані				Плита вальцьована	
Товщина, мм	Усі розміри				65…85	
Стан	Т1				Т3	
Напрям вирізання зразків	Д				П	В
$T_{випроб}$, °С	20	–40	–70	–196	–70	
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	9,8 (1)	9,8 (1)	9,8 (1)	9,8 (1)	9,8 (1)	4,4 (0,49)

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу та стиску **(В95, В95пч)**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)						Профіль пресований				
Товщина, мм	До 2						> 5...40				
Стан	Т1										
Напрям вирізання зразків	П						Д				
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	175	200	20	100	125	150	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	441 (45)	412 (42)	372 (38)	323 (33)	245 (25)	588 (60)	529 (54)	510 (52)	421 (43)	314 (32)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	377 (38,5)	353 (36)	328 (33,5)	294 (30)	220 (22,5)	539 (55)	480 (49)	470 (48)	382 (39)	284 (29)
δ_{10}, %	14	14	14	15	16	12	6	6	6	7	7
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	436 (44,5)	392 (40)	–	343 (35)	–	235 (24)	–	–	–	–	–

Продовження

Напів-фабрикат	Панель пресована											
Товщина, мм	15…40											
Стан	Т1	Т2	Т3	Т1	Т2	Т3	Т1	Т2	Т3	Т1	Т2	Т3
Напрям вирізання зразків	Д											
$T_{випроб}$, °С	20			125			150			175		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	559 (57)	539 (55)	500 (51)	475 (48,5)	456 (46,5)	421 (43,5)	441 (45)	431 (44)	431 (44)	382 (39)	372 (38)	372 (38)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	510 (52)	461 (47)	441 (45)	441 (45)	416 (42,5)	392 (40)	402 (41)	402 (41)	402 (41)	353 (36)	343 (35)	343 (35)
δ_{10}, %	10	12	12	12	13	13	17	17	18	19	19	21

Продовження

Напів-фабрикат	Лист плакований											
Товщина, мм	6											
Стан	Т1	Т2	Т3	Т1	Т2	Т3	Т1	Т2	Т3	Т1	Т2	Т3
Напрям вирізання зразків	П											
$T_{випроб}$, °С	20			100			150			200		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	544 (55,5)	510 (52)	475 (48,5)	490 (50)	441 (45)	431 (44)	461 (47)	421 (43)	372 (38)	338 (34,5)	309 (31,5)	304 (31)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	461 (47)	441 (45)	397 (40,5)	436 (44,5)	397 (40,5)	377 (38,5)	382 (39)	363 (37)	348 (35,5)	284 (29)	284 (29)	274 (28)
δ_{10}, %	13	11,5	11,5	11	9	9,5	16,5	12,5	14,5	16	16	16

Механічні властивості за закруту **(В95, В95пч)**

Напівфабрикат	Профіль пресований			
Товщина, мм	20...40			
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразків	Д			
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200
τ_B, МПа (кгс/мм^2)	421 (43)	392 (40)	343 (35)	265 (27)
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	304 (31)	284 (29)	265 (27)	216 (22)

Чутливість до концентрації напружень за розтягу **(В95, В95пч)**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)				
Товщина, мм	2…6				
Стан	Т1				
Напрям вирізання зразків	П				
Форма зразків	Плоский (гладкий і з отвором: K_t = 2,6)				
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	519 (53)	480 (49)	436 (44,5)	343 (35)	191 (19,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	495 (50,5)	470 (48)	407 (41,5)	274 (28)	142 (14,5)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	0,96	1,02	1,07	1,25	1,34

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу (В95, В95пч)

Напівфабрикат	Лист плакований (А)								
Товщина, мм	1,9…2,6								
Стан	Т1								
Напрям вирізання зразків	П								
$T_{випроб}$, °С	20	100				125			
Тривалість нагріву, год	–	0,5	100	1000	10000	0,5	100	1000	10000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	500 (51)	426 (43,5)	426 (43,5)	426 (43,5)	397 (40,5)	392 (40)	382 (39)	318 (32,5)	274 (28)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	436 (44,5)	382 (39)	382 (39)	382 (39)	363 (37)	348 (35,5)	348 (35,5)	294 (30)	201 (20,5)
$\delta_{11,3\sqrt{Fo}}$, %	8	12	12	13	16	17	17	19	23

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)				
Товщина, мм	1,9…2,6				
Стан	Т1				
Напрям вирізання зразків	П				
$T_{випроб}$, °С	150				
Тривалість нагріву, год	0,5	10	100	1000	10000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	353 (36)	353 (36)	309 (31,5)	206 (21)	171 (17,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	318 (32,5)	318 (32,5)	279 (28,5)	171 (18)	152 (15,5)
$\delta_{11,3\sqrt{Fo}}$, %	15	15	15	21	29

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)						
Товщина, мм	1,9…2,6						
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразків	П						
$T_{випроб}$, °С	175				200		
Тривалість нагріву, год	0,5	100	1000	10000	0,5	100	1000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	399 (30,5)	186 (19)	127 (13)	122 (12,5)	240 (24,5)	122 (12,5)	98 (10)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	171 (17,5)	103 (10,5)	93 (9,5)	216 (22)	108 (11)	83 (8,5)
$\delta_{11,3\sqrt{Fo}}$, %	18	26	30	37	20	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований								
Місце вирізання зразків	Закінцівка								
Товщина, мм	60...80								
Стан	Т1								
Напрям вирізання зразків	П								
$T_{випроб}$, °С	100			125			150		
Тривалість нагріву, год	0,5	100	200	0,5	100	200	0,5	100	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	519 (53)	529 (54)	529 (54)	500 (51)	470 (48)	465 (47,5)	470 (48)	392 (40)	348 (35,5)
δ_5, %	8	5	8	9	5,5	7	10	7	9

Продовження

Напівфабрикат	Плита вальцьована						
Товщина, мм	20						
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразків	Д; П						
$T_{випроб}$, °С	20	100			150		
Тривалість нагріву, год	–	0,5	100	500	0,5	100	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	588 (60)	539 (55)	549 (56)	529 (54)	490 (50)	387 (39,5)	333 (34)
δ_5, %	10	13	14	12	19	17	17

Продовження

Напівфабрикат	Плита вальцьована									
Товщина, мм	20									
Стан	Т1			Т3						
Напрям вирізання зразків	Д; П									
$T_{випроб}$, °С	200			20	100		150		200	
Тривалість нагріву, год	0,5	100	500	–	0,5	100	0,5	100	0,5	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	186 (19)	162 (16,5)	510 (52)	451 (46)	451 (46)	392 (40)	367 (37,5)	323 (33)	181 (18,5)
δ_5, %	19	30	34	11	14	14	18	18	22	30

Продовження

Напівфабрикат	Панель пресована							
Товщина, мм	15...40							
Стан	Т1						Т2	
Напрям вирізання зразків	Д							
$T_{випроб}$, °С	125		150		175		125	
Тривалість нагріву, год	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	475 (48,5)	475 (48,5)	441 (45)	372 (38)	392 (40)	255 (26)	456 (46,5)	431 (44)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	436 (44,5)	412 (42)	343 (35)	363 (37)	235 (24)	416 (42,5)	392 (40)
δ_5, %	12	14	17	18	19	22	13	14,5

Продовження

Напівфабрикат	Панель пресована									
Товщина, мм	15...40									
Стан	Т2				Т3					
Напрям вирізання зразків	Д									
$T_{випроб}$, °С	150		175		125		150		175	
Тривалість нагріву, год	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)	372 (38)	372 (38)	255 (26)	431 (44)	421 (43)	402 (41)	372 (38)	363 (37)	265 (27)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	402 (41)	343 (35)	348 (35,5)	245 (25)	402 (41)	372 (38)	363 (37)	343 (35)	333 (34)	255 (26)
δ_5, %	17	18	19	22	13	15	18	18	21	24

Границі тривалої міцності та повзучості **(В95, В95пч)**

Напівфабрикат	Лист, плита					Поковка	
Товщина, мм	6...70					100	
Стан	Т1			Т3			
Напрям вирізання зразків	Д; П					Д	П
$T_{випроб}$, °С	100	150	200	100	150	150	150
σ_{10}, МПа (кгс/мм^2)	–	304 (31)	167 (17)	–	–	–	–
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	382 (39)	216 (22)	98 (10)	343 (35)	–	225 (23)	216 (22)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	333 (34)	127 (13)	64 (6,5)	–	–	–	–
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	314/323* (32/33*)	176/186* (18/19*)	59/69* (6/7*)	323/314** (33/32**)	176/186** (18/19**)	176 (18)	167 (17)
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	284 (29)	108 (11)	39 (4)	304 (31*)	–	–	–

*Для листів. ** Для листів у стані Т2.

Пружні властивості **(В95, В95пч, В95оч)**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)					
Товщина, мм	До 2					
Стан	Т1, Т2, Т3					
Напрям вирізання зразків	П					
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	175	200
E, МПа (кгс/мм^2)	68000 (6800)	63000 (6300)	61000 (6100)	58000 (5800)	54500 (5450)	52000 (5200)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	70000 (7000)	64500 (6450)	–	59500 (5950)	–	53500 (5350)
G, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	–	–	–
μ	–	–	–	–	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований				
Товщина, мм	Усі розміри				
Стан	Т1, Т2, Т3				
Напрям вирізання зразків	Д				
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	200
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	65500 (6550)	64000 (6400)	62000 (6200)	57000 (5700)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	74000 (7400)	67500 (6750)	66000 (6600)	63500 (6350)	58000 (5800)
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (2700)	24500 (2450)	–	22500 (2250)	20500 (2050)
μ	0,33	0,33	–	0,38	0,39

Корозійні властивості

Неплаковані напівфабрикати в природно зістареному стані мають низьку корозійну тривкість. Після старіння за режимом Т1 сплав схильний до КР під напруженням, розшаровувальної та міжкристалітної корозії. Сплав В95пч у стані Т1 дещо менше піддається розшаровувальній корозії (на ~ 1 бал), ніж В95.

У станах Т2 і Т3 напівфабрикати зі сплавів В95, В95пч, В95оч володіють високою корозійною тривкістю: більш ніж втричі вищою, ніж у стані Т1 (особливо у висотному напрямі для масивних напівфабрикатів). У стані Т3 сплави не схильні до КР під напруженням, володіють високою опірністю до розшаровувальної та міжкристалітної корозії. Тому плаковані листи (в т.ч. з одностороннім плакуванням), які піддаються розмірному травленню, і неплаковані зі сплавів В95пч і В95оч слід зістарювати за режимами Т2 і Т3.

Для деталей, що працюють у морських умовах, треба застосовувати старіння за режимом Т3.

Встановлення втулок і кріплення з натягом (напруженого кріплення) допускається для сплавів В95, В95пч і В95оч у станах Т2 і Т3 за умови дії розтягувальних напружень (радіальний натяг не більше 1,3%) у поздовжньо-поперечному напрямі відносно волокна напівфабрикату.

За дії розтягувального напруження у висотному напрямі напружене кріплення не допускається.

Поверхневе зміцнення підвищує опір КР під напруженням.

Плаковані напівфабрикати (у станах Т1, Т2, Т3) стійкіші до корозії, ніж неплаковані.

Від корозії залежно від призначення деталей захищають анодним оксидуванням, хімічними та ЛФП.

***Критичне розтягувальне напруження за тривалих (45 діб) випробуваннь у 3%-му розчині NaCl за періодичного занурення* (В95пч)**

Напівфабрикат	Профіль пресований						
Товщина, мм	До 50						
Стан	Т1			Т2		Т3	
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	П	В	П	В
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	510 (52)	490 (50)	–	461 (47)	441 (45)	431 (44)	402 (41)
$\sigma_{кр}$, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	294 (30)	49 (5)	314 (32)	167 (17)	314 (32)	294 (30)

Продовження

Напівфабрикат	Плита* ковано-вальцьована, штамповано-вальцьована								
Товщина, мм	25...50								
Стан	Т1			Т2			Т3**		
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В	Д	П	В
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	490 [490] (50) [50]	470 (48)	–	451 [470] (46) [48]	441 (45)	421** [441] (43**) [45]	441 [441] (45) [45]	412 (42)	382 [421] (39) [43]
$\sigma_{кр}$, МПа (кгс/мм^2)	343 [343] (35) [35]	294 (30)	49 [49] (5) [5]	333 [343] (34) [35]	333 (34)	167 [167] (17) [17]	343 [343] (35) [35]	323 (33)	294 [294] (30) [30]

* У квадратних дужках наведені характеристики поковок товщиною 100 мм зі сплаву В95оч.

** За товщини 70 мм.

***Опір КР під напруженням* (В95пч, В95оч)**

Напівфабрикат	Пресована панель				Плита			Лист			
								плакований	неплакований*		
Товщина, мм	15...40				20...70			2			
Стан	Т1		Т2	Т3	Т1	Т2	Т3	Т1	Т1	Т2	Т3
Напрям вирізання зразків	П	В	П, В					П			
Довговічність (при $\sigma = 0{,}9\sigma_{0,2}$), доби	20	19	>450	>450	170	>450	>450	>300	22	>300	>300

* Плакування знято травленням.

Опір розшаровувальній корозії

Напівфабрикат	Товщина, мм	Наявність плакування	Сплав	Стан
Лист	2	Неплакований * Плакований	В95пч В95оч	Т1
		Неплакований *		Т2
		Плакований*		
		Неплакований *		Т3
		Плакований		
	6	Неплакований	В95пч	Т1
				Т2
	9	–	В95	Т1
Плита	40...70	–	В95пч	Т1
				Т2
				Т3
Поковка	100	–	В95оч	Т2
				Т3

Продовження

Напів-фабрикат	Стан	Атмосфера морських субтропіків		Пришвидшені випробування (ГОСТ 9.018-74)
		РК, бал	тривалість випро-бувань, рік	
Лист	Т1	8...10	1	6...8
		1...2		1...2
	Т2	2...3		2...3
		1...2		1...2
	Т3	1...2		1...3
		1...2		1...2
	Т1	8...10	0,5	6...8
	Т2	2...3		2...4
	Т1	–	–	7...9
Плита	Т1	6...8	0,5	5...7
	Т2	1...2		1...2
	Т3	1...2		1...2
Поковка	Т2	–	–	2...4
	Т3	–	–	1...2

* Плакований шар знято травленням.

Фізичні властивості

Густина $d = 2850$ кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі види пресованих напівфабрикатів
Стан	Т1
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	4,2

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати								
Стан	Т1								
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	400	–50÷+20	20–100	20–200	100–200
λ, Вт/(м·град)	155	159	163	163	159	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)		0,922	1,00	1,05	1,09	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	22	23,1	24,1	25,1

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплави після гартування проявляють здатність до природного та штучного старіння. Природне старіння протікає поволі (у перші 2 год воно практично відсутнє) і закінчується через 30 діб, але протягом перших двох діб міцність зростає порівняно швидко. При 0°С старіння починається через одну добу, при –18°С – через тиждень.

Сплави В95, В95пч, В95оч застосовують у конструкціях тільки в штучно зістареному за режимами Т1, Т2, Т3 стані.

"Пом'якшувальне" старіння (Т2, Т3), порівняно зі старінням на максимальну міцність (Т1), забезпечує підвищення опору КР під напруженням і розшаровувальній корозії, а також характеристик конструкційної міцності (K_{Ic}, K_c, *KCU*, *KCT*, $d(2l)/dN$ і ін.) за незначного зниження міцності матеріалу (напівфабрикати у станах Т2 і Т3 істотно підвищують надійність і довговічність конструкцій).

Тривалість перерви між гартуванням і початком старіння впливає на міцність сплавів після штучного старіння. Найкращі механічні властивості забезпечуються після перерви не більше 4 год, або не менше 48 год. Під час перерви між гартуванням 4...48 год границі міцності і текучості після штучного старіння знижуються в середньому на 14,7...19,6 МПа (1,5...2 кгс/мм^2). Відносне видовження практично не залежить від тривалості перерви між гартуванням і штучним старінням; за двоступінчастого старіння вплив цієї перерви не проявляється.

Правку та інші подібні операції рекомендують проводити в перші 6 год після гартування, оскільки тоді сплав має задовільну пластичність. За подальшого "вилежування" здатність сплавів до деформації помітно знижується. У штучно зістареному стані сплави піддаються обмеженій деформації (допустимий ступінь деформації ≤ 1%).

Режим відпалу: нагрівання в печі на повітрі при (380–430)°С, охолоджування зі швидкістю 30 град/год до 150°С, потім – на повітрі.

***Режими гартування та старіння* (В95, В95пч, В95оч)**

Напівфабрикат		Листи	Пресовані профілі, прутки	Пресовані панелі	Плити	Штамповки, поковки	Листи	Пресовані профілі, прутки	Пресовані панелі
Стан		Т1					Т2		
Температура, °С		465...475							
Температура старіння, °С	I ступінь	115...125	135...145	135...145	115*...125	135...145	110...120	110...120	110...120
	II ступінь	–	–	–	–	–	160...170	160...175	160...175
Тривалість старіння, год	I ступінь	23...25	15...17	15...17	23...25	15...17	5...10	5...10	5...10
	II ступінь	–	–	–	–	–	14...18	8...20	8...20

Продовження

Напівфабрикат		Плити	Штамповки, поковки	Листи	Пресовані профілі, прутки	Пресовані панелі	Плити	Штамповки, поковки
Стан		Т2		Т3				
Температура, °С		465...475						
Температура старіння	I ступінь	110...120	110...120	110...120	110...120	110...120	110...120	110...120
	II ступінь	160...170	165...175	160...170	170...180	175...185	160...170	175...185
Тривалість старіння, год	I ступінь	5...10	5...10	5...10	2...10	5...10	5...10	5...10
	II ступінь	10...20	10...20	25...35	6...16	8...13	15...25	8...18

* За достатнього запасу міцності і видовження (порівняно з вимогами ТУ) напівфабрикати можуть піддаватися старінню за режимом Т1: 135...145°С, 15...16 год.

Гаряча обробка тиском

Сплави задовільно деформуються в гарячому стані, можуть піддаватися вальцюванню, пресуванню, куванню, штампуванню. Охолодження після деформування на повітрі.

Режими кування

Використовуване обладнання	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформування	
		лита заготовка	пресована заготовка
Прес гідравлічний	430...350	60	60
Молот або прес механічний	430...320	–	50

Показники штампувальності листів

Стан матеріалу		Згинання R_{min}, мм	Витягування $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$	Видалювання $K_{вид.}$, %
Відпалений – М		(1,5–1,7)*S**	1,85...1,4	1,1...1,6	6...20
Свіжозагартований		(1,8–2,0) *S* *	1,8...1,3	1,1...1,55	5...15
Загартований і штучно зістарений	Т1	(4–5)*S**	–	–	–
	Т2	≥ 4*S****	1,8**	–	–
	Т3	≥ 3*S****	1,8**	–	–

* *S* – товщина, мм.

** – Для сплаву В95пч.

*** – Для сплавів В95, В95пч, В95оч.

Зварюваність

Сплави обмежено зварюються точковою і роликовою зваркою; зварку плавленням не рекомендують.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням хороша.

Застосування

Рекомендують для деталей, що працюють у зонах стиску.

Сплави В95пч і В95оч застосовують для обшивки крила і оперення (для нижньої обшивки крила – у виробах з обмеженим ресурсом), шпангоутів, лонжеронів, панелей, стрингерів тощо. Для найбільш відповідальних деталей з тривалим ресурсом доцільно використовувати сплави В95пч, В95оч у стані Т2, що забезпечує хороше поєднання витривалості, міцності, корозійної тривкості і в'язкості руйнування. Сплави в стані Т3 придатні для деталей, від яких вимагають високої корозійної тривкості, а також для відповідальних деталей, в яких можливі значні технологічні залишкові напруження (наприклад, виготовлених з великогабаритних напівфабрикатів (поковок, штамповок тощо) або тих, що вимагають значної правки).

Деталі зі сплавів В95, В95пч, В95оч повинні мати плавні переходи без різкої зміни перерізу, гострі кромки необхідно закругляти.

Сплави рекомендують для деталей, що працюють до 125°С.

Для підвищення витривалості і опору КР під напруженням рекомендують поверхневе зміцнення.

Для підвищення довговічності з'єднань із сплавів В95пч, В95оч радять вставляти болти і втулки з натягом, при цьому деталі слід термообробляти за режимами Т2 і Т3.

Марка: В96Ц3 – (1965)

Хімічний склад (ОСТ 190048-90)

Масова частка елементів, %											
Al	Cu	Mg	Zn	Zr	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Інші домішки	
										кожен	сума
					Не більше						
Основа	1,4...2,0	1,7...2,5	7,6...6,6	0,1...0,2	0,2	0,1	0,05	0,05	0,05	0,05	0,1

Механічні властивості

Найміцніший сплав для штамповок. Переваги в міцності за задовільної пластичності зберігаються в широкому діапазоні температур. В стані Т3 він перевершує за міцністю сплав В93пч, але володіє на 10…15% нижчими характеристиками в'язкості (*KCU*, *KCT*, K_{1c}) в поздовжньому і поперечному напрямках.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Штамповки					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85					
Товщина, мм	До 75			> 75...100		
Стан	Т3					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490...580 (50...59)	480...560 (49...57)	450...540 (46...55)	480...570 (49...58)	470...550 (48...56)	450...540 (48...55)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	420...510 (43...52)	410...500 (42...51)	400...490 (41...50)	410...500 (42...51)	400...490 (41...50)	390...480 (40...49)
δ_5, %	7	5	2	7	4	1,5

Продовження

Напівфабрикат	Поковки					
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ 190073-85					
Товщина, мм	До 75			> 75…100		
Стан	Т3					
Напрям вирізання зразків	Д	П	В	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	490...580 (50...59)	480...560 (49...57)	450...540 (46...55)	480...570 (49...58)	470...550 (48...56)	450...540 (46...55)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	420...510 (43...52)	410...500 (42...51)	390...480 (40...49)	410...500 (42...51)	400...490 (41...50)	380...470 (39...48)
δ_5, %	7	4	2	7	4	1,5

Механічні властивості за розтягу залежно від напряму вирізання зразків

Напівфабрикат	Штамповка				Смуга пресована			
Стан	Т1		Т2	Т3	Т1		Т2	
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д		П	Д	П	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	603 (61,5)	593 (60,5)	539 (55)	505 (51,5)	647 (66)	588 (60)	608 (62)	568 (58)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	573 (58,5)	563 (57,5)	500 (51)	456 (46,5)	627 (64)	559 (57)	578 (59)	529 (54)
δ_5, %	8,5	8,5	12	12	12	10	13	12

Механічні властивості за розтягу і стиску

Напівфабрикат	Штамповка				Смуга пресована
Товщина, мм	–				До 50
Маса, кг	До 150				–
Стан	Т1		Т2	Т3	Т1
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д		
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	608 (62)	588 (60)	549 (56)	500 (51)	647 (66)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	568 (58)	559 (57)	519 (53)	451 (46	627 (64)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	480 (49)	–	382 (39)	549 (56)
δ_5, %	8,5	8,5	11	12	12
ψ, %	25	30	35	40	25
$\sigma_{пц.\,ст}$, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	480 (49)	–	392 (40)	–
$\sigma_{0,2\,ст}$, МПа (кгс/мм^2)	568 (58)	559 (57)	–	480 (49)	627 (64)

Механічні властивості за зрізу

Напівфабрикат	Штамповка		Смуга пресована
Стан	Т1	Т2	Т1
Напрям вирізання зразків	Д		
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	(37)	(32)	(40)

Чутливість до концентрації напружень за статичного розтягу

Напівфабрикат	Штамповка		
Стан	Т1	Т2	Т3
Напрям вирізання зразків	Д		
Форма зразка	Круглий з кільцевим надрізом		
K_t	4,0		
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	(80)	(81)	(66)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	1,3	1,4	1,3

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Штамповка	
Маса, кг	До 200	
Стан	Т1	Т3
Напрям вирізання зразків	ПД	
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	7,8 (0,8)	12,7 (1,3)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	2,9 (0,3)	4,9 (0,5)

В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоскої деформації

Напівфабрикат	Штамповка трубчаста		Штамповка	
Товщина стінки, мм	50		–	
Маса, кг	–		30	
Стан	Т3			
Орієнтація зразка та тріщини	ХР	РХ	ПД	ВД
Товщина зразка, мм	35	20	35	20
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	451 (46)	461 (47)	441 (45)	431 (44)
K_{Ic}, МПа·√м(кгс/мм$^{3/2}$)	28...32 (90...103)	22...25,7 (71...83)	29,8...30,4 (96...98)	23,2...23,6 (75...76)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	235...255 (24...26)	235...274 (24...28)	–	245...294 (25...30)

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Штамповка					
Стан	Т1		Т2		Т3	
Напрям вирізання зразків	Д					
Вид випробувань	Чистий згин з обертанням					
R	–1					
ν, Гц	50					
Форма зразка	Круглий (гладкий з кільцевим надрізом)					
K_t	1,0	2,2	1,0	2,2	1,0	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	167 (17)	98 (10)	157 (16)	88 (9)	157 (16)	88 (9)
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	608 (62)	–	539 (55)	–	519 (53)	–

Пружні властивості

Напівфабрикат	Штамповка
Стан	Т1, Т2, Т3
Напрям вирізання зразків	Д
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)
$E_{ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	74000 (7400)
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (2700)
μ	0,33

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Штамповка				
Стан	Т1			Т3	
Напрям вирізання зразків	Д				
$T_{випроб}$, °С	20	–50	–70	20	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	627 (64)	647 (66)	647 (66)	500 (51)	657 (67)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	598 (61)	617 (63)	617 (63)	441 (45)	559 (57)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	–	519 (53)	372 (38)	461 (47)
δ_5, %	8	6	6	9	4
ψ, %	18	12	12	20	11

Чутливість до концентрації напружень

Напівфабрикат	Штамповка		
Стан	Т3		
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196
Форма зразка	Круглий з кільцевим надрізом		
K_t	4,0		
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	657 (67)	617 (63)	608 (62)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	1,3	1,12	1,08

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напів-фабрикат	Штамповка											
Стан	Т1						Т2			Т3		
Напрям вирізання зразків	Д											
$T_{випроб}$, °С	20	125	150	200	250	300	20	200	250	20	200	250
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	608 (62)	539 (55)	500 (51)	392 (40)	162 (16,5)	88 (9)	539 (55)	358 (36,5)	167 (17)	500 (51)	318 (32,5)	206 (21)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	578 (59)	510 (52)	470 (48,0)	–	–	–	500 (51)	–	–	451 (46)	–	–
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)	431 (44)	412 (42)	–	–	–	–	–	–	–	–	–
δ_5, %	8	8	10	10	12	30	12	13	16	12	13	15
ψ, %	25	35	45	55	64	–	33	44	62	40	48	54

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Штамповка						
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразків	Д						
$T_{випроб}$, °С	20	125			150		
Тривалість нагріву, год	–	0,5	100	1000	0,5	100	1000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	627 (64)	539 (55)	470 (48)	402 (41)	500 (51)	333 (34)	274 (28)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	608 (62)	510 (52)	451 (46)	377 (38,5)	470 (48)	304 (31)	255 (26)
δ_5, %	10	10	9	9	12	10	10
ψ, %	24	33	45	56	42	50	64

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
Стан	Т3					
Напрям вирізання зразків	Д					
$T_{випроб}$, °С	20	100				
Тривалість нагріву, год	–	0,5	50	100	150	200
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	510 (52)	470 (48)	451 (46)	441 (45)	441 (45)	451 (46)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	470 (48)	–	–	–	–	–
δ_5, %	8	12	11	9	12	11,5
ψ, %	26	43	38	42	43	40

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка						
Стан	Т3						
Напрям вирізання зразків	Д						
$T_{випроб}$, °С	125					150	
Тривалість нагріву, год	0,5	50	100	150	200	0,5	50
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	431 (44)	441 (45)	451 (46)	431 (44)	431 (44)	294 (30)	377 (38,5)
δ_5, %	12,5	12	12	12	12	18,5	14
ψ, %	45	44	42	43	55	57,5	42,5

Продовження

Напівфабрикат	Штамповка					
Стан	Т3					
Напрям вирізання зразків	Д					
$T_{випроб}$, °С	150			175		
Тривалість нагріву, год	100	150	200	50	100	150
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	338 (34,5)	333 (34)	274 (28)	255 (26)	240 (24,5)
δ_5, %	13	13	16	16	18,5	20,5
ψ, %	52	52	54,5	62	61	65,5

Границі тривалої міцності

Напівфабрикат	Штамповка		
Стан	Т1	Т3	
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{випроб}$, °С	125		150
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	294 (30)	245 (25)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Штамповка			
Стан	Т1, Т2, Т3			
Напрям вирізання зразків	Д, П			
$T_{випроб}$, °С	20	125	150	200
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)	65000 (6500)	63000 (6300)	56000 (5600)

Корозійні властивості

Сплав В96Ц3 у стані Т1 має низьку корозійну тривкість. Пом'якшувальні режими старіння Т2, а особливо Т3, підвищують опір КР під напруженням, міжкристалітній та розшаровувальній корозії. В стані Т3 $\sigma_{кр}$ = 171 МПа (17,5 кгс/мм^2).

Поверхневе зміцнення підвищує опір КР.

Від корозії залежно від призначення деталі захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина d = 2870 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	Т1
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	5,08

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати								
Стан	Т1								
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	400	500	20...100	20…200	100…200
λ, Вт/(м·град)	142	151	163	172	163	151	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,9	1,0	1,3	1,25	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	–	25,1	25,9	26,6

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав зміцнюється гартуванням від температур 470±5°С у воді з температурою не вище 40°С і подальшим штучним старінням. Тривалість перенесення з нагрівальної печі в гартівний бак повинна бути мінімальною (не більше 15 с)

Режими штучного старіння

Стан	I ступінь		II ступінь	
	температура, °С	витримка, год	температура, °С	витримка, год
Т1	135...145	15...17	–	–
Т2	110...120	3...10	160...170	6...8
Т3	110...120	3...10	170...180	6...8

Гаряча обробка тиском

Режими гарячого деформування (кування або штампування) такі ж, як і сплаву В95.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням хороша (аналогічна сплаву В95).

Застосування

У станах Т1, Т2, Т3 – для виробів разової дії. У станах Т2 і Т3 – для деталей літаків, що тривало працюють в інтервалі температур від –50 до +125°С. Вимоги з конструювання і виготовлення деталей такі ж, як до сплавів В95, В95пч, В95оч.

2.2.9. СПЛАВИ З ЛІТІЄМ

1420

Хімічний склад (ОСТ 190048-77)

Масова частка елементів, %												
Al	Mg	Li[2)]	Zn	Be	Fe	Si	Cu	Ti	Na[1)]	Ca	Інші елементи	
											кожен	сума
				Не більше								
Основа	4,5...6,0	1,8...2,3	0,08...0,13	0,0002...0,005	0,2	0,15	0,05	0,1	0,003	0,04	0,05	0,15

Примітка: 1. Для зварних виробів вміст натрію в сплаві не повинен перевищувати 0,0015%.
2. Під час виробництва пресованих напівфабрикатів вміст літію в сплаві 1,9…2,3%.

Механічні властивості.

Сплав 1420 за міцністю в штучно зістареному стані близький до сплаву Д16Т. Він відрізняється низькою густиною (2470 кг/мм^3) і підвищеним модулем пружності [75000 МПа (7500 кг/мм^2)], порівняно з іншими алюмінієвими сплавами. Чутливіший до концентрації напружень і до дії гострих вирізів, перепаду жорсткості, ніж сплави Д16 і В95.

Показники витривалості неплакованих листів зі сплаву1420ТГ1 та плакованих зі сплаву В95Т1 приблизно однакові.

За ШРВТ неплаковані листи зі сплаву 1420 близькі до листів із сплаву Д16.

За залишковою міцністю за плоского напруженого стану сплав 1420 близький до В95Т1. Листи із нього характеризуються підвищеною пластичністю в поперечному напрямі волокна порівняно з поздовжнім.

Сплав 1429 є порошковим варіантом сплаву 1420. Його виготовляють з порошку, отриманого розпилюванням сплаву 1420 стандартного хімічного складу.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист неплакований				Профіль пресований	Штамповки		Панель штампована вафельна
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ТУ 1-92-28-84				ОСТ 190262-81	ОСТ 190296-81		ТУ 1-804-008-77
Товщина, мм	1,2...6,0		1,2...3,0		до 10			18
Маса, кг	–				–	–		–
Стан	Т1*		ТГ1**		Т1*	Т1***	ТГ1****	ТГ1****
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П	Д	Д, П		Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412 (42)	412 (42)	412 (42)	412 (42)	412 (42)	412 (42)	392 (40)	412 (42)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	255 (26)	255 (26)	255 (26)	255 (26)	275 (28)	255 (26)	245 (25)	265 (27)
δ_{10}, %	6	8	6	8	7	7	7	

* Загартовані у воді в стані постачання (Т) і штучно зістарені у споживача.

** Загартовані на повітрі в стані постачання (Т) і штучно зістарені у споживача.

*** Загартовані у воді і штучно зістарені в стані постачання.

**** Загартовані на повітрі і штучно зістарені в стані постачання.

***Параметри розподілу показників міцності та пластичності* (*за даними заводів*)**

Напівфабрикат	Лист неплакований	
Товщина, мм	1,2...6,0	
Стан	ТГ1	
Напрям вирізання зразків	Д	П
Кількість зразків, шт.	300	
$\overline{\sigma}_B$, МПа (кгс/мм^2)	444 (45,3)	447 (45,6)
$S\sigma_B$, МПа (кгс/мм^2)	13 (1,35)	12 (1,25)
σ_B (p = 0,9), МПа (кгс/мм^2)	427 (43,6)	431 (44)
$\overline{\sigma}_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	318 (32,5)	291 (29,7)
$S_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(1,85)	(1,83)
$\sigma_{0,2}$ (p = 0,9), МПа (кгс/мм^2)	(30,2)	(27,4)
$\overline{\delta}_{10}$, %	11	12
S_{δ}, %	2,37	1,56
δ_{10} (p = 0,9), %	8	10

Примітка: $\overline{\sigma}_B$, $\overline{\sigma}_{0,2}$, $\overline{\delta}$ – середні значення відповідних показників; $S\sigma_B$, $S\sigma_{0,2}$, S_{δ} – середньоквадратичні значення; показник (p = 0,9) означає, що 90% значень σ_B $\sigma_{0,2}$, δ вищі за наведені у таблиці.

Механічні властивості за розтягу, стиску і зрізу

Напівфабрикат	Лист неплакований	Панель штампована вафельна	Профіль пресований
Товщина, мм	1,2...6,0	18	До 9
Стан	ТГ1		
Напрям вирізання зразка	Д		
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм$_2$)	198 (20)	216 (22)	216 (22)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм$_2$)	255 (26)	265 (27)	274 (28)
$\sigma_{пц.ст}$, МПа (кгс/мм$_2$)	216 (22)	245 (25)	225 (23)
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм$_2$)	274 (28)	294 (30)	284 (29)
$\sigma_{0,2\ зр}$, МПа (кгс/мм^2)	340 (33)	–	–

Механічні властивості зварних з'єднань за розтягу

Напівфабрикат	Лист неплакований		Штамповка
Товщина, мм	2...3		–
Маса, кг	–		До 80
Стан	ТГ1 (до зварювання)		
Напрям вирізання зразків	П		Д
Вид зварювання	ААрДЕЗ з вольфрамовим електродом		Електронно-променева
Форма шва	Без зняття підкріплення	Зі знятим підкріпленням	
$\sigma_{B.зв}$, МПа (кгс/мм^2)	314...353 (32...36)	255...294 (26...30)	304...324 (31...33)*

* Зварювання пластин завтовшки 15…40 мм.

***Механічні властивості за розтягу порошкового варіанта сплаву* (1429)**

Напівфабрикат	Пруток
Діаметр, мм	20
Стан	ТГ1
Напрям вирізання зразків	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	470 (48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	382 (39)
δ_5, %	8

Механічні властивості за зрізу та закруту

Напівфабрикат	Панель вафельна	Смуга пресована
Товщина, мм	20	
Стан	ТГ1	
Напрям вирізання зразка	Д	
$\tau_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	127 (13)	127 (13)
$\tau_{0,3}$, МПа (кгс/мм^2)	176 (18)	176 (18)
τ_B, МПа (кгс/мм^2)	363 (37)	363 (37)
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	–

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Лист неплакований			
Товщина, мм	1...6			
Стан	ТГ1			
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)			
K_t	1		2,6	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412...441 (42...45)	416...451 (42,5...46)	–	–
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	323...353 (33...36)	353...372 (36...38)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	–	–	0,8	0,82...0,85

***Чутливість до концентрації напружень за розтягу порошкового варіанта сплаву* (1429)**

Напівфабрикат	Пруток
Діаметр, мм	20
Стан	ТГ1
Напрям вирізання зразків	Д
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою
K_t	2,2
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	519 (53)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	1,1

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною

Напівфабрикат	Лист неплакований				Панель вафельна	
Товщина, мм	2		10		18	
Стан	ТГ1					
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П	Д	П
KCU ($a_{п}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	–	–	24,5...29,4 (2,5...3)	19,6...24,5 (2,2...2,5)	1,8...13,7 (1,2...1,4)	7,8 (0,8)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	3,9...5,9 (0,4...0,6)	3,4...4,4 (0,35...0,45)	–	0,98...2,4 (0,1...0,25)	–	–

***В'язкість руйнування за плоскої деформації* (*позацентровий розтяг компактного зразка*)**

Напівфабрикат	Смуга пресована
Товщина, мм	40
Стан	ТГ1
Орієнтація зразка і тріщини	ПД
Товщина зразка	25
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(26)
K_{1c}, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	19,5...23,2 (63...75)

В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоского напруженого стану

Напівфабрикат	Лист неплакований	
Товщина, мм	1,2…2	
Стан	ТГ1	
Напрям вирізання зразків	Д	
Ширина зразка, мм	200	400
K_c^y, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	49,6...58,9 (160...190)*	68,2...71,3 (220...230)* 82,5...88 (266...284)**
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	206...215 (21...22)**	206...225 (21...23)* 245...255 (25...26)**

* Випробування зразків без підкріплення.

** Випробування зразків з підкріпленням (жорсткі накладки в зоні тріщини).

Опірність утворенню втомної тріщини (R = 0; ν = 40 Гц)

Напівфабрикат	Лист неплакований
Товщина, мм	2
Стан	ТГ1
Напрям вирізання зразків	П
Форма зразка	Плоский з отвором
K_t	3
σ_N, МПа (кгс/мм^2)	127 (13)
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	431 (44)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	284 (29)
$N_0 \cdot 10^{-3}$, цикли	152…240
$\overline{N_0} \cdot 10^{-3}$, цикли	194

Швидкість росту втомної тріщини

[σ_N = 78 МПа (8 кгс/мм^2), ν = 3 Гц; $R \le 0{,}1$]

Напівфабрикат	Лист неплакований		
Товщина, мм	1…3		
Стан	ТГ1		
Орієнтація зразка і тріщини	ДП		
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	294(30)		
ΔK, МПа·√м (кгс/мм$^{3/2}$)	(40)	(50)	(60)
$d(2l)/dN \cdot 10^3$, мм/цикл	0,7...1,0	0,9...1,2	1,3...1,8

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Штам-повка		Поковка		Плита гаряче-вальцьована		Пруток пресований		Лист непла-кований		
Товщина, мм	–		75		20		Ø20		1,2...2,0		
Маса, кг	До 50										
Стан	ТГ1										
Напрям вирізання зразків	Д				П		Д				
Форма зразка	Круглий (гладкий з кільцевою виточкою)							Круг-лий глад-кий	Плоский (гладкий з отвором)		
R	–1									0,1	
ν, Гц	50										
K_t	1	2,2	1	2,2	1	2,2	1	2,2	1	1	2,6
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	147 (15)	78 (8)	137 (14)	78 (8)	127 (13)	59 (6)	157 (16)	78 (8)	176 (18)	157 (16)	98 (10)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Лист неплакований	Профіль пресований	Панель вафельна	Смуга пресована
Товщина, мм	1...3			
Стан	ТГ1			
Напрям вирізання зразків	П	Д		
E, МПа (кгс/мм^2)	75000 (7500)	77000 (7700)	77000 (7700)	77000 (7700)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	76000 (7600)	78000 (7800)	78000 (7800)	78000 (7800)
G, МПа (кгс/мм^2)	–	–	28500 (2850)	29000 (2900)
μ	–	–	0,31	0,32

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист неплакований							
Товщина, мм	1,5							
Стан	ТГ1							
Напрям вирізання зразків	Д				П			
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	–269	20	–70	–196	–269
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	451 (46)	461 (47)	588 (60)	657 (67)	461 (47)	461 (47)	539 (55)	568 (58)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	274 (28)	274 (28)	304 (31)	333 (34)	284 (29)	284 (29)	304 (31)	323 (33)
δ_5, %	7,5	10	13	6	10	13	13	6

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Лист неплакований							
Товщина, мм	1,5							
Стан	ТГ1							
Напрям вирізання зразків	Д				П			
Форма зразка	Плоский з боковим вирізом							
K_t	4							
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	–269	20	–70	–196	–269
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	364 (37)	364 (37)	353 (36)	353 (36)	372 (38)	372 (38)	364 (37)	364 (37)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	0,8	0,78	0,6	0,54	0,81	0,81	0,68	0,63

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу (*не менше*)

Напівфабрикат	Лист неплакований					Панель вафельна	
Товщина, мм	1...3					20	
Стан	ТГ1						
Напрям вирізання зразків	П					Д	
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	175	20	125
σ_B, МПа (кгс/мм2)	412 (42)	412 (42)	382 (39)	333 (34)	323 (33)	412 (42)	382 (39)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	255 (26)	255 (26)	255 (26)	245 (25)	235 (24)	265 (27)	255 (26)
δ_{10}, %	10	19	20	25	21	13*	13*

* δ_5

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист неплакований							
Товщина, мм	1...3							
Стан	ТГ1							
Напрям вирізання зразків	П							
$T_{випроб}$, °С	100		125		150		175	
Тривалість нагріву, год	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412(42)	431(44)	372(38)	421(43)	323(33)	363(37)	274(28)	265(27)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	255(26)	274(28)	245(25)	274(28)	235(24)	274(28)	206(21)	196(20)
δ_5, %	10	16	20	19	25	20	21	30

Границі тривалої міцності та повзучості

Напівфабрикат	Лист неплакований		
Товщина, мм	1...3		
Стан	ТГ1		
Напрям вирізання зразків	П		
$T_{випроб}$, °С	125	150	175
$\sigma_{0,2/40}$, МПа (кгс/мм^2)	–	108 (11)	–
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	137 (14)	98 (10)	–
σ_{40}, МПа (кгс/мм^2)	–	196 (20)	83 (8,5)
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	191 (19,5)	–

Пружні властивості

Напівфабрикат	Лист неплакований					Панель вафельна	
Товщина, мм	1...3					20	
Стан	ТГ1						
Напрям вирізання зразків	П						
$T_{випроб}$, °С	20	100	125	150	175	20	125
E, МПа (кгс/мм^2)	75000 (7500)	68000 (6800)	66000 (6600)	63000 (6300)	59000 (5900)	77000 (7700)	66000 (6600)

Корозійні властивості

Сплав 1420 належать до групи сплавів підвищеної корозійної тривкості, яка (за загальної корозії) така ж, як і сплаву АМг-6.

Втрати σ_B різних напівфабрикатів у результаті витримки в розчині 3% NaCl + 0,1% H_2O_2 становлять 0...5%.

Схильність до розшаровувальної корозії відповідає 3–4 балу ГОСТ 9018-74.

За опором до КР різні напівфабрикати розташовують у такому спадному порядку: листи, профілі, пресовані панелі, штамповки, пресовані смуги.

У загартованому на повітрі і штучно зістареному стані (ТГ1) листи, профілі, пресовані панелі (полотно) не схильні до КР під напруженням. Критичний рівень напружень ($\sigma_{кр}$) для них становить 0,9 $\sigma_{0,2}$ у висотному напрямі.

Для поковок (у висотному напрямі) і пресованої панелі (під стрингером) $\sigma_{кр} \geq 200$ МПа (20 кгс/мм^2).

Технологічні і експлуатаційні нагріви: 125°С,100 год; 140°С, 20 год; нагрів 140°С, 10 год + 125°С, 100 год + 110°С, 2000 год призводять до незначного зниження опору КР основного матеріалу штамповок і пресованих панелей.

В атмосферних умовах сплав 1420, як і інші алюмінієві сплави, схильний до пітингової корозії.

Зварні з'єднання різних напівфабрикатів порівняно з основним матеріалом мають нижчу корозійну тривкість. Зниження корозійної тривкості спостерігається, як правило, в зоні плавлення. Втрати σ_B після витримки в 3% NaCl + 0,1% H_2O_2 протягом трьох місяців дещо більші, ніж для основного матеріалу, і становлять 3...10%.

Схильність до КР листів, профілів, панелей і штамповок за напруження 0,75 $\sigma_{0,2}$ зварного з'єднання відсутня. Технологічні і експлуатаційні нагріви знижують тривкість до КР зварних з'єднань [$\sigma_{кр} \geq 118$ МПа (12 кгс/мм^2)].

Гартування (у т.ч. термофіксація) з подальшим штучним старінням зварних з'єднань призводить до підвищення опору КР.

Від корозії залежно від призначення деталей захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина d = 2470 кг/м^3

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	ТГ1
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	10,5

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати					
Стан	ТГ1					
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	20...100	20...200
λ, Вт/(м·град)	47,5	74,5	81,8	84	–	–
С, кДж/(кг·град)	–	0,965	1,05	1,08	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	24,5	25,3

Технологічні дані

Сплав 1420 зміцнюється гартуванням від температур (450–465)°С на повітрі з подальшим штучним старінням (стан ТГ1) при (115–125)°С впродовж 5...12 год. Природним старінням сплав не зміцнюється.

Гартування від (450–465) °С у воді (стан Т) є проміжною (замість відпалу) термічною обробкою, щоб отримати високу технологічну пластичність.

У виробах сплав 1420 застосовують у загартованому на повітрі і штучно зістареному (ТГ1) стані через кращу корозійну тривкість, ніж у загартованому у воді стані.

Під час термообробки він має підвищену схильність до окиснення і збіднення поверхневого шару магнієм і літієм.

Порошковий сплав 1929 піддається гартуванню від 450°С на повітрі з подальшим старінням при 100°С, 2 год.

Гаряча обробка тиском

Застосовуване обладнання	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформації	
		заготовка вилита	заготовка пресована
Прес гідравлічний	315...275	45	–

Між операціями кування сплав 1420 відпалюють при (450–460)°С протягом 4…5 год.

Для виготовлення штамповок використовувати ковані заготовки, відпалені при (450–460)°С впродовж 5...6 год.

Зварюваність

Задовільно зварюється плавленням і контактною зваркою.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням задовільна.

Застосування

Для малонавантажених деталей пасажирських літаків і машин з тривалим ресурсом, а у виробах з обмеженим ресурсом – для силових деталей.

Робоча температура сплаву до +125°С.

Марка: 1424

Хімічний склад

Al	Масова частка елементів (не більше), %												
	Mg	Li	Zn	Zr	Sc	Si	Fe	Ti	Be	Na	Mn	Інші домішки	
												кожен	сума
Основа	4,7...5,2	1,5...1,8	0,4...0,7	0,07...0,10	0,05...0,08	≤0,08	≤0,01	≤0,04	0,02...0,20	<0,0015	0,10...0,25	0,05	0,15

Механічні властивості

Сплав 1424 за міцністю в штучно зістареному стані не поступається сплаву Д16Т, а за питомою міцністю перевершує його.

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням		
Стан*	ТГ1		
Напрям вирізання зразків	П	Д	45°
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	446	439	424
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	293	312	260
δ, %	10,5	8,0	16,5

* ТГ1 – гартування на повітрі та триступінчастий режим штучного старіння.

Продовження

Напівфабрикат	Лист						Пресований профіль	
Товщина, мм	1,2...6,0			1,2...6,0				
Стан	БТ1*			ТГ1**			ТГ1**	ТГ2***
Напрям вирізання зразків	Д	П	45°	Д	П	45°	Д	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	430 (43)	430 (43)	400 (40)	430 (43)	430 (43)	400 (40)	460 (46)	450 (45)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	290 (29)	290 (29)	260 (26)	290 (29)	290 (29)	260 (26)	380 (38)	360 (36)
δ_5, %	7	10	15	7	10	15	8	10

* Загартовані у воді в стані постачання (БТ) з подальшим штучним старінням.

** Загартовані у воді в стані постачання з подальшим перегартуванням на повітрі та штучним старінням у споживача.

*** Гарячедеформований і штучно зістарений.

Механічні властивості за розтягу зварних з'єднань

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням	
Стан	ТГ1 (до зварювання)	
Напрям вирізання зразків	П	
Вид зварювання	ААрДЕЗ із присадкою (Св 1597)	
Форма шва	Без зняття підкріплення	
	Без нагріву	Нагрів 85°С, 1000 год
$\sigma_{B\ зв}$, МПа (кгс/мм^2)	330...347 (34...35)	346...379 (35...39)

Механічні властивості за стиску

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням	
Товщина, мм	1,6...4,8	
Стан	ТГ1	
Напрям вирізання зразка	Д	П
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	305 (31)	326 (33)

В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоского напруженого стану (розтяг пластини з центральною щілиною)

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням					
Стан	ТГ1					
Напрям вирізання зразка	ДП			ПД		
Ширина зразка, мм	760	400		760	400	
K_c^y, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ (кгс/мм$^{3/2}$)	125,5 (392)	89...98,9* (278...309)	74** (231)	121 (378)	88,5...93 (276...291)	99,5** (311)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	278 (28)	271...298,5* (27...30)	226* (23)	268 (27)	270...285* (27,5)	303** (31)

* Загартовані у воді в стані постачання (БТ) з подальшим штучним старінням.

** Загартовані у воді в стані постачання з подальшим перегартуванням на повітрі та штучним старінням у споживача.

Малоциклова втома за осьового навантаження

(на базі $N = 2\cdot10^5$ циклів, $\nu = 40$ Гц)

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням
Стан	ТГ1
Напрям вирізання зразків	Д
Форма зразка	Плоский з отвором
K_t	2,6
σ_{max}, МПа (кгс/мм^2)	157 (16)
$N_0^{ср}\cdot10^{-3}$, цикли	150

Пружні властивості

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням
Стан	ТГ1
E, МПа (кгс/мм^2)	78000...80000 (7800...8000)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	80000 (8000)

Механічні властивості за високих температур

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням					
Стан	ТГ1					
Напрям вирізання зразків	Д		П		45°	
Температура нагріву, °С	85					
Тривалість нагріву, год	1000/3000	4000	1000/3000	4000	1000/3000	4000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	458/464 (46,7/47,3)	477 (48,6)	476/499 (48,5/51)	500 (51)	461/370 (47/37,7)	475 (48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	337/347 (34/35)	359 (36)	339/353 (34/36)	345 (35)	286/311 (29/31)	301 (30)
δ, %	10,5/8,5	8,0	14,0/11,0	12,5	18,0/16,5	14

Швидкість росту втомної тріщини на повітрі до і після нагрівів

(σ_m^B = 98 МПа; ν = 10 Гц для 1,6 мм та σ_m^B = 74 МПа; ν = 8 Гц для 4,8мм, R = 0,1)

Напівфабрикат		Лист з технологічним плакуванням					
Стан		**1** – ТГ1; **2** – ТГ1+85°С, 1000...3000 год; **3** – ТГ1+85°С, 4000 год					
Орієнтація зразка і тріщини		ДП			ПД		
ΔK, МПа·$\sqrt{\text{м}}$ (кгс/мм$^{3/2}$)		20 (62,5)	25 (78)	31,2 (100)	20 (62,5)	25 (78)	31,2 (100)
$d2l/dN\cdot10^3$, мм/цикл	**1**	0,32...0,34	0,46...0,52	0,76...0,93	0,35...0,40	0,43...0,51	0,71...0,78
	2	0,30...0,34	0,25...0,64	0,92...1,56	0,20...0,41	0,39...0,62	0,78...1,12
	3	0,8	1,96	3,8	0,19	0,3	0,76

Швидкість росту втомної тріщини в 3,5%-му розчині NaCl до і після нагріву (σ_m^B = 106 МПа, R = 0,1)

Напівфабрикат		Лист з технологічним плакуванням											
Товщина, мм		4,8											
Стан		**1**– ТГ1; **2** – ТГ1+85°С ,1000 год; **3** – ТГ1+85°С, 4000 год											
Орієнтація зразка і тріщини		ДП						ПД					
ΔK, МПа·$\sqrt{\text{м}}$ (кгс/мм$^{3/2}$)		20 (62,5)		25 (78)		31,2 (100)		20 (62,5)		25 (78)		31,2 (100)	
ν, Гц		8	0,03	8	0,03	8	0,03	8	0,03	8	0,03	8	0,03
$d2l/dN\cdot10^3$, мм/цикл	**1**	1,98	5,54	3,22	11,2	5,62	23,7	1,73	4,25	2,63	8,73	4,4	17,6
	2	1,91	7,75	2,88	15,2	6,03	32,8	1,82	4,5	2,79	10,6	5.21	24,0
	3	1,91	6,94	3,08	14,2	6,14	33	1,29	4,95	2,01	11,9	3,91	26,5

Характеристики тріщиностійкості до і після нагріву до T = 85°С

Напівфабрикат	Тривалість нагріву при 85°С, год	$K_c^{у}$, МПа·$\sqrt{м}$ (кгс/мм$^{3/2}$)		σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)		$d2l/dN\cdot10^3$, мм/цикл при ΔK, МПа·$\sqrt{м}$ (кгс/мм$^{3/2}$)					
						20 (62,5)		25 (78)		31,5 (100)	
		ДП	ПД	ДП	ПД	ДП	ПД	ДП	ПД	ДП	ПД
Лист неплакований 4,5 мм 1424ТГ1	0	126 (394)	121* (378)	278 (28)	268 (27)	0,33	0,38	0,49	0,47	0,85	0,79
	1000	95 (297)	89,5 (280)	289 (29)	273 (27,8)	0,34	0,41	0,54	0,62	0,92	1,03
	1500	98 (306)	92,5 (289)	298 (30)	281 (29)	–	–	–	–	–	–
	2000	89 (278)	88,5 (276)	271 (27,6)	270 (27,5)	0,38	0,36	0,43	0,45	1,12	1,25
	3000	90 (281)	93 (291)	275 (28)	285 (29)	0,30	0,20	0,64	0,39	1,56	0,78
	4000	74 (231)	98,5 (308)	226 (23)	303 (31)	0,80	0,19	1,96	0,30	3,78	0,76

* b = 750 мм, решту значень $K_c^{у}$ визначали на зразках b = 400 мм.

Зварюваність

Сплав зварюється аргоново-дуговою зваркою з присадним дротом АМг63. Кут загину зварного з'єднання 77…91°. Ударна в'язкість зварного шва KCU = 200 кДж/м^2 і зони сплаву 330 кДж/м^2, коефіцієнт послаблення 0,76 σ_B.

Застосування

Рекомендують для листових деталей, що працюють в усіх кліматичних умовах.

Марка: 1430

Хімічний склад

Масова частка елементів, %										
Al	Mg	Li	Cu	Zr	Be	Mn	Sc	Інші елементи		
								Fe	Si	Na
								не більше		
Основа	2,3...3,0	1,5...1,9	1,4...1,8	0,08... 0,14	0,05... 0,15	0,01... 0,40	0,01... 0,05	0,15	0,01	0,003

Механічні властивості

Сплав 1430 за міцністю в штучно зістареному стані не поступається сплаву Д16Т, а за питомою міцністю та жорсткістю перевершує його.

Механічні властивості за кімнатної температури

Механічні властивості за розтягу (*не менше*)

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням			
ТУ, ОСТ, ГОСТ	ТУ 1-804-299-92			
Товщина, мм	1,2...3,5		> 3,5...6,0	
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412 (42)	412 (42)	441 (45)	431 (44)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	304 (31)	294 (30)	343 (35)	333 (34)
δ, %	12*	10**	12*	10**

* δ_5 – у поздовжньому напрямі; ** δ_{10} – у поперечному.

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований *		Плита вальцьована		
Стан	Т1		Т1		
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П	В
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	470 (48)	480 (49)	441 (45)	431 (44)	367 (37,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	353 (36)	372 (38)	353 (36)	318 (32,5)
δ, %	8	14	8	6	2

* Механічні характеристики – не менше.

Механічні властивості за розтягу та стиску

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням		Профіль пресований	
Товщина, мм	1,5...2,5		До 20	
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	275 (28)	250 (25)	353 (36)	294 (30)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	334 (34)	329 (33)	387 (39)	358 (36)
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	334 (34)	–

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням	Профіль пресований	
Товщина, мм	1,5...2,5	До 20	
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразків	Д, П	Д	
Форма зразка	Плоский з отвором		Плоский з боковими надрізами
K_t	2,6	2,6	4
$\sigma_B^н / \sigma_B$	0,9...0,95	0,92	1,0

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням		Профіль пресований
Товщина, мм	1,5...2,5		До 20
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	195...210 (2,0...2,1)	175...190 (1,8...1,9)	230...280 (2,3...2,8)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2(кгс·м/см^2)	94...100 (0,95...1,02)	87...100 (0,88...1,02)	100...108 (1,02...1,1)

В'язкість руйнування і залишкова міцність за плоского напруженого стану (розтяг пластини з центральною щілиною)

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням		Профіль пресований	
Товщина, мм	1,5...2,5		До 20	
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразків	ДП	ПД	Д	
Ширина зразка, мм	200		200	100
K_c^y, МПа·$\sqrt{м}$ (кгс/мм$^{3/2}$)	74,7...81,0 (233...253)	71,8...77,5 (224...242)	85,0...86,0 (266...267)	68,5...70,8 (214...221)
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	319...353 (32...36)	314...334 (32...34)	365...368 (37...37,6)	414...426 (42...43)

Швидкість росту втомної тріщини (σ_m^B = 100 МПа; ν = 5 Гц, R = 0,1)

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням					
Товщина, мм	1,5...2,5					
Стан	Т1					
Орієнтація зразка і тріщини	ДП			ПД		
ΔK, МПа·$\sqrt{м}$	40	80	100	40	80	100
$d2l/dN \cdot 10^3$, мм/цикл	0,13...0,24	0,38...0,92	0,72...1,88	0,14...0,18	0,53...0,78	1,0...2,12

Продовження

Напівфабрикат	Профіль пресований				
Товщина, мм	До 20				
Стан	Т1				
Орієнтація зразка і тріщини	ДП				
ΔK, МПа·$\sqrt{м}$	30	40	50	60	70
$d2l/dN \cdot 10^3$, мм/цикл	0,05...0,10	0,14...0,16	0,16...0,30	0,33...0,40	0,57...0,71

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням		Профіль пресований	
Товщина, мм	1,5...2,5		До 20	
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразків	Д			
Форма зразка	Плоский (гладкий)	Плоский (з отвором)	Плоский (гладкий)	Плоский (з отвором)
R	0,1			
ν, Гц	25...40			
K_t	1	2,6	1	2,6
σ_{-1}, МПа (кгс/мм^2)	157 (16)	118 (12)	147 (15)	108 (11)

Малоциклова втома за осьового навантаження ($N = 2 \cdot 10^5$ циклів)

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням				Профіль пресований		
Товщина, мм	1,5...2,5				До 20		
Стан	Т1						
Напрям вирізання зразків	2,6						
Ширина зразка, мм	Д		П		Д		
σ_{max}, МПа (кгс/мм^2)	157				157	176	196
$N_0 \cdot 10^{-3}$, цикли	[1] 96...210	[2] 106...225	[1] 106...303	[2] 153...221	122,5...289,0	46,4...84,6	31,9...60,9
$\overline{N}_0^{ср} \cdot 10^{-3}$, цикли	150	180	175	180	171	69,8	45,2

[1] повністю рекристалізована структура;

[2] нерекристалізована.

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу при кімнатній температурі

Напівфабрикат	Лист неплакований				Профіль пресований			
Товщина, мм	1,5…2,5				До 20			
Стан	Т1							
Напрям вирізання зразків	Д							
$T_{випроб}$, °С	125		150		125		150	
Тривалість нагріву, год	100	500	100	500	500	1000	100	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	450 (46)	460 (47)	450 (46)	455 (46)	537 (55)	548 (56)	518 (53)	513 (52)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	320 (33)	320 (33)	315 (32)	300 (31)	433 (44)	443 (45)	321 (33)	423 (43)
δ_5, %	8	6,5	7,5	9,0	6,0	8,5	7,0	7,0

Пружні властивості

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням	Профіль пресований
Товщина, мм	1,5…2,5	До 20
Стан	Т1	
E, МПа (кгс/мм^2)	77500 (7750)	77500 (7750)

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист неплакований				Профіль пресований	
Товщина, мм	1,5…2,5				До 20	
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразків	Д		П		Д	
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–70	20	–70	20	–70
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	442 (45)	437 (44)	442 (45)	447 (46)	476 (48)	495 (50)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	334 (34)	320 (33)	329 (33,5)	309 (31)	387 (39)	392 (40)
δ_5, %	15,5	18,5	17,5	18,5	9,5	10

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Профіль пресований			
Товщина, мм	До 20			
Стан	Т1			
Напрям вирізання зразків	Д			
Форма зразка	Плоский з отвором		Плоский з боковими надрізами	
K_t	2,6		4	
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–70	20	–70
$\sigma_B^{\text{н}} / \sigma_B$	0,92	0,91	1,0	0,99

Механічні властивості за високих температур

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням				Профіль пресований			
Товщина, мм	1,5…2,5				До 20			
Стан	Т1							
Напрям вирізання зразків	Д		П		Д			
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	150	20	150	20	125	150	175
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	424(43)	383(39)	442(45)	424(43)	471(48)	468(48)	419(43)	347(35)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	304(31)	284(29)	294(30)	280(28)	373(38)	389(40)	369(38)	301(31)
δ_{10}, %	12	19	15	20	8	10,4	19	24

Границі тривалої міцності та повзучості

Напівфабрикат	Лист з технологічним плакуванням						Профіль пресований			
Товщина, мм	1,5…2,5						До 20			
Стан	Т1									
Напрям вирізання зразків	Д				П		Д			
$T_{випроб}$, °С	125		150		125	150	125		150	
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	–	284 (29)	–	304 (31)	274 (30)	361 (37)	–	353 (36)	–
σ_{500}, МПа (кгс/мм^2)	–	294 (30)	–	235 (24)	–	–	–	314 (32)	–	265 (27)
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	274 (30)	–	226 (23)	–	265 (27)	–	323 (33)	–	284 (29)	–
$\sigma_{0,2/500}$, МПа (кгс/мм^2)	–	265 (27)	–	196 (20)	–	–	–	284 (29)	–	226 (23)

Корозійні властивості

Схильність до розшаровувальної корозії сплаву 1430 у стані Т для листів – 3 бал, для профілів – 4–5 бали.

Критичне напруження за КР під напруженням $\sigma_{кр}$ = 150 МПа (15 кгс/мм^2) за постійного навантаження (ГОСТ 9.019-74)

Міжкристалітна корозія: для листів 0,2 мм; для профілів 0,1…0,2 мм (ГОСТ 9.021-74)

Фізичні властивості

Густина d = 2570 кг/м^3.

2.2.10. СПЕЧЕНІ СПЛАВИ, ЗМІЦНЕНІ ОКСИДОМ АЛЮМІНІЮ (ЖАРОМІЦНІ)

Марка: САП-1 – (1019)

Хімічний склад у мас. % (ОСТ 190048-90)

Al	Al_2O_3	Fe(не більше)
Основа	6...8	0,2

Механічні властивості

Матеріал САП-1 має високу міцність за температур 250...500°С з достатньою пластичністю. Пресовані прутки не знеміцнюються після тривалих нагрівів (до 30000 год) за температур до 500°С.

Границя міцності при 20°С холодновальцьованих листів вища, ніж пресованих напівфабрикатів. Після нагрівів при 450°С листи і пресовані напівфабрикати практично рівноміцні.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)	Труба вальцьована	Труба	Пруток	Смуга
			пресовані		
Розмір, мм	0,8...3,0	∅ 40...70		До ∅ 200	До 50×430
Стан	Без термообробки				
Напрям вирізання зразків	П	Д			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	274 (28)	255 (26)	245 (25)	255 (26)	255 (26)
δ_5, %	5	4	5	8	8

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)	Пруток	Смуга	Профіль	Труба вальцьована, пресована
Розмір, мм	1,5...2,0	До ∅ 200	50×430	> 20	∅ 40...70
Стан	Без термообробки				
Напрям вирізання зразків	П	Д			
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс//мм^2)	147 (15)	127 (13)	127 (13)	127 (13)	78 (8)
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	225 (23)	206 (21)	225 (23)	196 (20)	196 (20)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	304 (31)	284 (29)	–	–

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (А)	Пруток	Смуга пресована
Розмір, мм	1,5...20	∅ 20	До 50
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	П	Д	
Форма зразка	Плоский з отвором	Циліндричний з кільцевою виточкою	
K_t	2,6	2,2	4,0
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	397 (40,5)	343 (35)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	1,0	1,3	1,2

Ударна в'язкість та робота руйнування зразка з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Лист плакований (А)	Пруток	Смуга
		пресовані	
Розмір, мм	1,5	До ∅ 200	До 50
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	П	Д	
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	–	13,7 (1,4)	
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	7,8 (0,8)		

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (А)				Пруток		
Розмір, мм	1,5...2,0				∅ 20		
Стан	Без термообробки						
Напрям вирізання зразків	П				Д		
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–70	–196	–253	–20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	372 (38)	470 (48)	549 (56)	314 (32)	392 (40)	470 (48)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	225 (23)	255 (26)	343 (35)	441 (45)	206 (21)	–	–
δ_{10}, %	5	4	5	10	10	–	–

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Лист плакований (А)			Пруток		
Розмір, мм	1,5...2,0			∅ 20		
Стан	Без термообробки					
Напрям вирізання зразків	П			Д		
Форма зразка	Плоский з отвором			Циліндричний з кільцевою виточкою ($R_{\text{н}}$ = 0,75 мм)		
K_t	2,6			2,2		
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–70	–196	20	–70	–196
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	333 (34)	412 (42)	397 (40,5)	431 (44)	318 (32,5)
$\sigma_B^{\text{н}} / \sigma_B$	1,0	0,85	0,85	1,3	1,3	1,1

Механічні властивості за високих температур

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист плакований (А)			Труба вальцьована	
Розмір, мм	0,8...3,0			∅ 16...41	
Стан	Без термообробки				
Напрям вирізання зразків	П			Д	
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	350	500	20	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	274 (28)	59 (6)	29 (3)	255 (26)	39 (4)
δ_5, %	5	7	5	4	4

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (А)						Профіль пресований			
Товщина, мм	1,5...2,0						> 20			
Напрям вирізання зразків	П						Д			
Стан	Без термообробки									
$T_{випроб}$, °С	20	175	200	250	350	500	20	250	350	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	196 (20)	176 (18)	157 (16)	98 (10)	34 (3,5)	304 (31)	176 (18)	118 (12)	69 (7)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	–	–	–	–	–	206 (21)	137 (14)	157 (16)	53,9 (5,5)
δ_{10}, %	5	6	10	10	18	7	10	8	13	3
ψ, %	–	–	–	–	–	–	20	28	45	30

Продовження

Напівфабрикат	Пруток, смуга пресовані							Фольга плакована		
Розмір, мм	∅ 140; 50×430 (смуга)							0,03...0,05		
Напрям вирізання зразків	Д									
Стан	Без термообробки									
$T_{випроб}$, °С	20	200	250	300	350	400	500	20	300	400
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	274 (28)	196 (20)	167 (17)	147 (15)	118 (12)	98 (10)	69 (7)	284 (29)	147 (15)	108 (11)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	206 (21)	147 (15)	137 (14)	117 (12)	98 (10)	78 (8)	49 (5)	–	–	–
δ_{10}, %	10	6	7	4	4	2	2	–	–	–

Робота руйнування зразка з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Лист плакований		
Товщина, мм	1,5		
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{випроб}$, °С	20	175	250
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2(кгс·м/см^2)	7,8 (0,8)	7,8 (0,8)	11,8 (1,2)

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Лист плакований	
Товщина, мм	1,5	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
Вид випробувань	Розтяг	
ν , Гц	50	
Форма зразка	Плоский гладкий	
K_t	1	
R	0	
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	200
σ_R , МПа (кгс/мм^2)	78 (8)	49 (5)

Границі тривалої міцності та повзучості

Напівфабрикат	Лист плакований (А)		Пруток пресований			
Розмір, мм	1,5		До ∅140			
Стан	Без термообробки					
Напрям вирізання зразків	П		Д			
$T_{\text{випроб}}$, °С	200	250	200	250	350	500
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	93 (9,5)	–	118 (12)	98 (10)	69 (7)	39(4)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	88 (9)	–	–	78 (8)	59 (6)	39 (4)
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	–	69 (7)	108(11)	88 (9)	59 (6)	29 (3)
$\sigma_{0,21000}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	88 (9)	69 (7)	49 (5)	–

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток, смуга, профіль пресовані					
Товщина, мм	Усі розміри					
Стан	Без термообробки					
Напрям вирізання зразків	Д					
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	200	250	300	400	500
$E_{\text{д}}$, МПа (кгс/см^2)	72000 (7200)	58000 (5800)	56000 (5600)	53000 (5300)	45000 (4500)	38000 (3800)
$E_{\text{ст}}$, МПа (кгс/мм^2)	73000 (7300)	–	–	–	–	–

Корозійні властивості

САП-1 володіє високою корозійною тривкістю, близькою до такої чистого алюмінію АД1, не схильний до міжкристалітної, розшаровувальної корозії і КР під напруженням. Схильний до пітингової корозії. Не чутливий до технологічних і експлуатаційних нагрівів.

Від корозії залежно від призначення деталі захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина $d = 2750$ кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	Без термообробки
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	3,61

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати						
Стан	Без термообробки						
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	400	500	20...100
λ, Вт/(м·град)	76	172	172	172	168	168	–
C, кДж/(кг·град)	0,843	0,850	0,885	1,036	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	–	21,2

Продовження

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати							
Стан	Без термообробки							
$T_{випроб}$, °С	20...200	20...300	20...400	20...500	100...200	200...300	300...400	400...500
λ, Вт/(м·град)	–	–	–	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	–	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	22	23,9	25	26,3	22,9	24,4	26,2	29,4

Технологічні дані

Термічна обробка

Термічною обробкою матеріал не зміцнюється. Для підвищення пластичності холодновальцьовані листи піддають відпалу при (600–630)°С з витримкою 3 год.

Гаряча обробка тиском

Матеріал виготовляють з алюмінієвої пудри (ГОСТ 10096-76). Питомий тиск пресування 343…637 МПа (35...65 кгс/мм^2). Деформується в гарячому стані для отримання профілів, труб, дроту, листів, фольги, штамповок. Має низьку технологічну пластичність.

Охолоджування після деформування на повітрі.

Режим деформування

Застосоване обладнання	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформації пресованої заготовки, %
Прес гідравлічний	520...450	30
Молот або прес механічний	600...500	40

Зварюваність

Плаковані листи можна зварювати контактною точковою зваркою. Для підвищення здатності САП-1 до зварювання плавленням брикети піддають високотемпературному вакуумному відпалу.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням хороша.

Застосування

Для виготовлення протипожежних перегородок, екранів, кожухів вихлопних труб та інших малонавантажених деталей, що працюють до 500°С.

Марка: САП-2

Хімічний склад у % (ОСТ 190048-90)

Al	Al_2O_3	Fe (не більше)
Основа	9,1...13,0	0,2

Механічні властивості

Границя міцності матеріалу САП-2 дещо нижча, а пластичність вища, ніж САП-1. Матеріал характеризується високою міцністю за підвищених температур (250…500°С) і не знеміцнюється після довготривалих (до 30000 год) нагрівів до 500°С.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Лист неплакований	Пруток, смуга пресовані
Розмір, мм	0,8...3,0	До ∅200 (пруток); (30...50)×100 (смуга)
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	П	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	314 (32)
δ_5, %	2	8

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (У)	Профіль		Смуга		Пруток
		пресовані				
Розмір, мм	0,8...3,0	85×105		50×430		До ∅ 140
Стан	Без термообробки					
Напрям вирізання зразків	П		Д	П	Д	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	353 (36)	274 (28)	314 (32)	294 (30)	304 (31)	343 (35)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	171 (17,5)	206 (21)	186 (19)	206 (21)	255 (26)
δ_{10}, %	4	5,5	7	6	8	7
ψ, %	–	8,5	10	7	10	–

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Лист плакований	Пруток пресований
Розмір, мм	1,5	∅ 20
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	–	6,9 (0,7)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	4,4...5,9 (0,45...0,6)	–

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток пресований	
Діаметр, мм	20	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
Вид випробувань	Консольний згин з обертанням	
ν, Гц	40	
R	–1	
Форма зразка	Круглий гладкий	Круглий з кільцевим вирізом
K_t	1	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	113 (11,5)	76 (7,5)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток, смуга, штамповка пресовані
Товщина, мм	Усі розміри
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
E, МПа (кгс/мм^2)	72000 (7200)
G, МПа (кгс/мм^2)	27000 (2700)
μ	0,33

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований		
Діаметр, мм	20		
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	392 (40)	461 (47)
δ_5, %	8	5	5

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист неплакований			Пруток пресований		Смуга пресована	
Розмір, мм	0,8...3,0			До ∅ 200		30...50	
Стан	Без термообробки						
Напрям вирізання зразків	П			Д			
$T_{випроб}$, °С	20	350	500	20	500	20	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	29 (3)	34 (3,5)	314 (32)	69 (7)	314 (3,2)	69 (7)
δ_5, %	2	5	3	8	1,5	8	1,5

Продовження

Напівфабрикат	Лист плакований (У)			Профіль пресований							
Розмір, мм	1,5			85×180							
Стан	Без термообробки										
Напрям вирізання зразків	П			Д				П			
$T_{випроб}$, °С	20	350	500	20	250	350	500	20	250	350	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	353 (36)	88 (9)	44 (4,5)	314 (32)	186 (19)	127 (13)	69 (7)	274 (28)	157 (16)	98 (10)	64 (6,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	–	–	206 (21)	152 (15,5)	78 (8	64 (6,5)	171 (17,5)	127 (13)	78 (8)	53,1 (5,5)
δ_{10}, %	4	14	7	7	7	14	1,5	5,5	2,5	3	1,5
ψ, %	–	–	–	10	12	–	–	8,5	6,5	5	10

Продовження

Напівфабрикат	Смуга пресована						Пруток пресований				
Розмір, мм	50 × 430						∅ 20...140				
Стан	Без термообробки										
Напрям вирізання зразків	Д			П			Д				
$T_{випроб}$, °С	20	250	350	20	250	350	20	250	300	350	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	304 (31)	176 (18)	127 (13)	294 (30)	171 (17,5)	122 (12,5)	343 (35)	186 (19)	176 (18)	127 (13)	78 (8)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	206 (21)	147 (15)	108 (11)	186 (19)	118 (12)	98 (10)	255 (26)	147 (15)	127 (13)	98 (10)	69 (7)
δ_{10}, %	8	6	9	3	4	3	7	5	5	3	2
ψ, %	10	15	17	7	10	5	–	–	–	–	–

Ударна в'язкість

Напівфабрикат	Пруток пресований			
Діаметр, мм	20			
Стан	Без термообробки			
Напрям вирізання зразків	Д			
$T_{випроб}$, °С	20	250	350	500
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	6,9 (0,7)	9,8 (1,0)	10,8 (1,1)	11,8 (1,2)

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток пресований			
Діаметр, мм	20			
Стан	Без термообробки			
Напрям вирізання зразків	Д			
Вид випробувань	Консольний згин			
ν, Гц	40			
R	–1			
Форма зразка	Круглий гладкий			
K_t	1			
$T_{випроб}$, °С	20	200	350	500
σ_R, МПа (кгс/мсм^2)	113 (11,5)	73 (7,5)	39 (4)	34 (3,5)

Границі тривалої міцності та повзучості

Напівфабрикат	Лист плакований		Пруток пресований		
Розмір, мм	1,5		∅ 20		
Стан	Без термообробки				
Напрям вирізання зразків	П		Д		
$T_{випроб}$, °С	350	500	250	350	500
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	59 (6)	24 (2,5)	98 (10)	69 (7)	39 (4)
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	34 (3,5)	–	88 (9)	59 (6)	29 (3)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток, смуга, штамповка			
Товщина, мм	Усі розміри			
Стан	Без термообробки			
Напрям вирізання зразків	Д			
$T_{випроб}$, °С	20	200	300	500
$E_д$, МПа (кгс/мм^2)	73000 (7300)	59000 (5900)	55000 (5500)	40000 (4000)

Корозійні властивості

САП-2 володіє підвищеною корозійною тривкістю, близькою до корозійної тривкості алюмінію АД1. Не схильний до міжкристалітної, розшаровувальної корозії і КР під напруженням, але схильний до пітингової корозії. Не чутливий до технологічних і експлуатаційних нагрівів.

Від корозії залежно від призначення деталей захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина $d = 2765$ кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	Без термообробки
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	4

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати												
Стан	Без термообробки												
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	100	200	300	400	500	20....100	20....200	20....300	20....400	100....200	200....300	300....400
λ, Вт/(м·град)	175	171	171	171	167	167	–	–	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	0,879	0,914	0,957	1,098	–	–	–	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	–	22	22,7	23,35	24	23,35	24,7	26

Технологічні дані

Термічна обробка

Термічній обробці не піддається.

Гаряча обробка тиском

САП-2 виготовляють із алюмінієвої пудри АПС (ГОСТ10096-76) шляхом брикетування і гарячого пресування (температура пресування 480...500°С, питомий тиск 353...637 МПа (36...65 кгс/мм^2)). Матеріал задовільно деформується в гарячому стані, з нього виготовляють прутки, смуги, профілі, листи.

Режими деформування пресованої заготовки

Застосовуване обладнання	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформування, %
Прес гідравлічний	520...450	30
Молот або прес механічний	600...500	40

Показники штампувальності листів

Листи в стані постачання штампуються погано.

Стан	Температура нагріву, °С	Згинання $R_{\min}$, мм	Витягування $K_{\text{вит.}}$	Відбортування $K_{\text{відб.}}$	Видавлювання, $K_{\text{вид.}}$, %
У стані постачання	Без нагріву	(8–10) S^*			–
	350...500	(1,5–2,5) S^*	1,6...1,4	1,1...1,25	–
Після відпалу 600°С	350...500	(1,25–2,0) S^*	–	–	–
– " –	–	–	–	1,1...1,25	4...15

$^*S$ – товщина листа.

Механічна обробка

Оброблюваність різанням хороша.

Застосування

Для малонавантажених деталей, що працюють при температурах до 500°С.

Марка: САП-3

Хімічний склад у мас.% (ОСТ190048-90)

Al	Al_2O_3	Fe
Основа	13,1…18,0	≤ 0,25

Механічні властивості

САП-3 має вищі міцність і модуль пружності і меншу пластичність проти матеріалів САП-1 і САП-2.

Зберігає достатньо високий рівень міцності при (250...500)°С; тривалі нагріви при 500°С протягом 20000 год не впливають на міцність.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Пруток
Діаметр, мм	До 140
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)
δ_{10}, %	2

Продовження

Напівфабрикат	Пруток	Смуга	Штамповка
	пресовані		
Розмір, мм	До ∅ 160	50×430	–
Маса, кг	–	–	до 10
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	Д		
$\sigma_{пц.}$, МПа (кгс/мм^2)	157 (16)	167 (17)	147 (15)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	294 (30)	294 (30)	294 (30)
$\sigma_{пц.ст}$, МПа (кгс/мм^2)	–	118 (12)	–
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	–	304 (31)	–

Механічні властивості за зрізу

Напівфабрикат	Пруток	Смуга
	пресовані	
Розмір, мм	До ∅ 140	50×130
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	(23)	

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Смуга пресована
Переріз, мм	50×130
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
Форма зразка	Циліндричний з кільцевим надрізом ($R_н$ = 0,1 мм)
K_t	4,0
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	447 (45,6)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	1,2

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною

Напівфабрикат	Смуга пресована	Пруток пресований	Штамповка
Розмір, мм	50×430	До ∅ 140	–
Маса, кг	–	–	До 10
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	Д		
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	6,9 (0,7)	6,9 (0,7)	7,3 (0,75)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	3,4 (0,35)	–	–

Границя витривалості ($N = 2\cdot10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток пресований	
Діаметр, мм	140	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
Форма зразків	Круглий гладкий	Круглий з кільцевим надрізом
R	–1	
ν, Гц	40	
K_t	1	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	113 (11,5)	73 (7,5)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток, смуга, профіль пресовані
Товщина, мм	Усі розміри
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
$E_д$, МПа (кгс/мм^2)	76000 (7600)
G, МПа (кгс/мм^2)	28000 (2800)
μ	0,35

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований			Штамповка		
Розмір, мм	∅20			–		
Маса, кг	–			До 10		
Стан	Без термообробки					
Напрям вирізання зразків	Д					
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196	20	–7	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	392 (40)	412 (42)	451 (46)	363 (37)	421 (43)	568 (58)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	314 (32)	372 (38)	421 (43)
δ_5, %	3	1,5	1	6	3,5	3

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований		
Діаметр, мм	20		
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	Д		
Форма зразків	Циліндричний з кільцевим надрізом ($R_н$ = 0,1 мм)		
K_t	4		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	447 (45,6)	343 (35)	265 (27)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	1,2	0,83	0,59

Механічні властивості за високих температур

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Смуга		Пруток	
	пресовані			
Розміри, мм	30×(50–100)×430		До ∅ 140	
Стан	Без термообробки			
Напрям вирізання зразків	Д			
$T_{випроб}$, °С	20	500	20	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	343 (35)	88 (9)	343 (35)	88 (9)
δ_{10}, %	2	1	2	1

Продовження

Напівфабрикат	Пруток						Смуга					Штамповка		
	пресовані													
Розмір, мм	До ∅ 140						50×430					–		
Маса, кг	–						–					До 10		
Стан	Без термообробки													
Напрям вирізання зразків	Д													
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	350	500	20	175	250	350	500	20	350	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	382 (39)	304 (31)	245 (25)	186 (19)	147 (15)	98 (10)	372 (38)	255 (26)	216 (22)	157 (16)	98 (10)	363 (37)	147 (15)	78 (8)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	–	–	147 (15)	–	–	333 (34)	–	–	–	–	314 (32)	118 (12)	–
δ_{10}, %	3	4	4	6	5	3	5	4	3	4	3	6	8	3

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Пруток, смуга пресовані				
Розмір, мм	До ∅ 140 (пруток); 50×430 (смуга)				
Стан	Без термообробки				
Напрям вирізання зразків	Д				
$T_{випроб}$, °С	20	250	350	400	500
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	6,9 (0,7)	7,8 (0,8)	10,8 (1,1)	11,8 (1,2)	11,8 (1,2)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	3,4 (0,35)	4,4 (0,45)	5,9 (0,6)	–	–

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток пресований			
Діаметр, мм	140			
Стан	Без термообробки			
Напрям вирізання зразків	Д			
Форма зразків	Гладкий циліндричний			
Вид випробувань	Консольний згин з обертанням			
R	–1			
ν, Гц	40			
K_t	1			
$T_{випроб}$, °С	20	200	350	500
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	113 (11,5)	76 (7,8)	39 (4)	34 (3,5)

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований		
Діаметр, мм	140		
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{випроб}$, °С	250		
Тривалість нагріву, год	100	10000	20000
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	235 (24)	235 (24)	225 (23)
δ_5, %	5	11	11

Границі тривалої міцності та повзучості

Напівфабрикат	Пруток			Смуга			
	пресовані						
Товщина, мм	Усі розміри						
Стан	Без термообробки						
Напрям вирізання зразків	Д						
$T_{випроб}$, °С	250	350	500	200	250	350	500
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	(12)	(10)	(5)	–	(11)	(8)	(5)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	(10)	(7,5)	(4,5)	–	(10)	(7)	(4)
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	(11)	(9)	(4)	–	(10)	(7)	(4)
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	(9)	–	–	–	–	–	–

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток, смуга пресовані				
Товщина, мм	Усі розміри				
Стан	Без термообробки				
Напрям вирізання зразків	Д				
$T_{випроб}$, °С	20	200	300	400	500
$E_д$, МПа (кгс/мм^2)	77000 (7700)	63000 (6300)	58000 (5800)	54000 (5400)	49000 (4900)

Корозійні властивості

Сплав володіє підвищеною корозійною тривкістю, близькою до такої алюмінію АД1. Схильний до пітингової корозії. Не схильний до міжкристалітної, розшаровувальної корозії і КР під напруженням. Не чутливий до технологічних і експлуатаційних нагрівів.

Від корозії залежно від призначення деталей захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина d = 2775 кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	Без термообробки
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	4,47

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати														
Стан	Без термообробки														
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	100	200	300	400	500	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	100...200	200...300	300...400	400...500
λ, Вт/(м·град)	146	142	138	138	138	138	–	–	–	–	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	0,921	0,963	1,05	1,09	1,13	–	–	–	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	–	19,5	20,2	40,9	21,7	22,7	21	22,4	24,1	26,6

Технологічні дані

Термічна обробка

Термічною обробкою не зміцнюється.

Гаряча обробка тиском

САП-3 отримують з пудри шляхом послідовного брикетування і пресування за температур (550...580)°С, питомий тиск пресування 490...686 МПа (50...70 кгс/мм^2).

Режими деформування пресованої заготовки

Застосовуване обладнання	Температурний інтервал деформування, °С	Допускний ступінь деформування
Прес гідравлічний	520...450	30
Молот або прес механічний	600...500	40

Механічна обробка

Оброблюваність різанням задовільна.

Застосування

Для малонавантажених деталей, що працюють при температурі до 500 °С.

2.2.11. Спечені сплави з кремнієм та нікелем (з низьким температурним коефіцієнтом лінійного розширення)

Марка: САС1-400

Хімічний склад у мас.%

Al	Si	Ni	Домішки
			Fe
Основа	25...30	5...7	≤ 0,5

Механічні властивості

Сплав відрізняється підвищеним модулем пружності і високою чутливістю до концентрації напружень за статичного розтягу. Міцність зварного з'єднання (АрДЕЗ) становить 50...60% від міцності основного матеріалу.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Пруток пресований	Штамповка
ОСТ, ГОСТ, ТУ	ОСТ 190204-75	ОСТ 190203-75
Розмір, мм	40...180	300
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	Т
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	235 (24)	216 (22)
δ_5, %	1	1

Продовження

Напівфабрикат	Пруток пресований	Штамповка
Розмір, мм	40…180	300
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	216 (22)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	152 (15,5)	142 (14,5)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	78 (8)	–
δ_{10}, %	1	1*
ψ, %	1,4	–

* – δ_5, %.

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований
Діаметр, мм	40
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою ($R_н$ = 0,1 мм)
K_t	4,0
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	98…127 (10…13)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	0,4…0,45

Ударна в'язкість

Напівфабрикат	Пруток пресований
Діаметр, мм	40
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	7,8 (0,8)

Границя витривалості ($N = 2\cdot10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток пресований	
Діаметр, мм	40	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
Вид випробувань	Згин в одній площині	
ν, Гц	25	
R	–1	
Форма зразка	Плоский	
	гладкий	з отвором
K_t	1	2,6
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	69 (7)	39 (4)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток пресований
Розмір, мм	Усі розміри
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
$E_д$, МПа (кгс/мм^2)	90000…110000 (9000…11000)

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований	
Діаметр, мм	40	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
$T_{випроб}$, °С	20	–70
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	245…294 (25…30)	245…274 (25…28)
δ_5, %	1	1
ψ, %	1,4	1

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований			Штамповка	
Розмір, мм	40…180			До 300	
Стан	Без термообробки				
Напрям вирізання зразків	Д			П	
$T_{випроб}$, °С	20	100	300	20	300
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	245 (25)	147 (15)	216 (22)	118 (12)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	152 (15,5)	152 (15,5)	83 (8,5)	142 (14,5)	78 (8)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	78 (8)	69 (7)	49 (5)	–	–
δ_{10}, %	1	1,5	1,5	1	2,5

Границя тривалої міцності та повзучості

Напівфабрикат	Прутки пресовані	
Діаметр, мм	40	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
$T_{випроб}$, °С	100	300
σ_{10}, МПа (кгс/мм^2)	186 (19)	59 (6)
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	176 (18)	49 (5)
σ_{1000}, МПа (кгс/мм^2)	171 (17,5)	–
$\sigma_{0,2/1000}$, МПа (кгс/мм^2)	98 (10)	25 (2,5)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Прутки пресовані		
Діаметр, мм	40		
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{випроб}$, °С	20	100	300
$E_д$, МПа (кгс/мм^2)	90000…110000 (9000…11000)	75000…95000 (7500…9500)	60000…70000 (6000…7000)

Корозійні властивості

Сплав має низьку корозійну тривкість. Не схильний до КР під напруженням і міжкристалітної корозії.

Від корозії захищають анодним оксидуванням у сірчаній кислоті з наповненням плівки в хромпіку і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина d = 2700–2750 кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Пруток
Стан	Без термообробки
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	8…12

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Пруток									
Стан	Без термообробки									
$T_{випроб}$, °С	0÷50	25	100	200	300	100... 200	200... 300	20... 100	20... 200	20... 300
λ, Вт/(м·град)	–	134	130	126	117	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	–	0,879	0,921	1,05	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	13,3	–	–	–	–	15,2	17	14,5	14,9	15,6

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав термічною обробкою не зміцнюється.

Гаряча обробка тиском

Сплав САС1-400 виготовляють з порошку шляхом брикетування і пресування за питомого тиску 392...882 МПа (40...90 кгс/мм^2). Температурній інтервал деформування (450...530)°С. Пресують через матриці спеціальної конструкції, що мають конусний ввід і широкий робочий поясок. Охолоджують після деформації на повітрі. Зі сплаву виготовляють пресовані прутки і циліндричні штамповки діаметром до 180 і 300 мм відповідно.

Герметичність сплаву задовільна; з напівфабрикатів слід виготовляти вакуум-герметичні об’єми.

Зварюваність

Задовільно зварюється контактною стиковою зваркою оплавленням і ручною аргоно-дуговою із застосуванням присадного дроту Св-АК5. Міцність зварних з’єднань 90 і 50...60% від міцності основного матеріалу.

Паяні з’єднання САС1-400 + САС1-400 і САС1-400 + мідь або ковар можна отримати попереднім лудінням паяних поверхонь деталей низькотемпературними припоями П250А ультразвуковим методом і ПОС61 по гальванопокриттях.

Під час паяння під флюсом поверхні перед лудінням покривають нікелем, сріблом або кадмієм, які легко паяються.

Вилуджують припоєм ПОС61 з використанням флюсу: 30% $ZnCl_3$, решта вода.

Границя міцності паяних з'єднань ~ 49 МПа (5 кгс/мм^2). Паяні з'єднання, виконані припоями П250А і ПОС61, без корозійних захисних покриттів можуть працювати в вузлах герметичних приладів.

Сплав САС1-400 задовільно склеюється клеєм ВК-1. Клейові з'єднання САС1-400+ САС1-400 і САС1-400+ сталь (20Х13, 30ХГСА і ін.) герметичні.

Механічна обробка

Сплав обробляють різанням і з нього можна отримувати деталі з високою чистотою поверхні.

Застосування

Для деталей, що працюють до 300°С, від яких вимагають низького коефіцієнта лінійного розширення (деталі приладів, поршні двигунів тощо).

2.2.12. Порошкові сплави з міддю, магнієм, залізом та нікелем

Марка: СПАК-4

Хімічний склад, мас.%

Вміст елементів									
Al	Cu	Mg	Fe	Ni	Si	Al_2O_3	Ti	Zn	Mn
							не більше		
Основа	1,9...2,5	1,4...1,8	0,8...1,3	0,8...1,3	0,5	4,0...6,0	0,1	0,3	0,2

Механічні властивості

Матеріал має високу міцність при температурах (250–350)°С за достатньої пластичності. За границею витривалості зіставний із деформівними сплавами.

Механічні властивості за кімнатної температури

***Механічні властивості за розтягу* (*не менше*)**

Напівфабрикат	Пруток
Діаметр, мм	120...150
Стан	Т1
Напрям вирізання зразків	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	372 (38)
δ_5, %	6

Продовження

Напівфабрикат	Пруток
Діаметр, мм	20…140
Стан	Т1
Напрям вирізання зразків	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	255 (26)
δ_5, %	8

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Пруток
Діаметр, мм	20…140
Стан	Т1
Напрям вирізання зразків	Д
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою ($R_н$ = 0,1 мм)
K_t	4,0
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	441 (45)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	1,0

Ударна в'язкість та робота руйнування зразка з тріщиною за ударного згину

Напівфабрикат	Пруток
Діаметр, мм	20…140
Стан	Т1
Напрям вирізання зразків	Д
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	9,8 (1,0)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	5,9 (0,6)

Границя витривалості ($N = 2\cdot10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток	
Діаметр, мм	20…140	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразків	Д	
Вид випробувань	Консольний згин з обертанням	
ν, Гц	50	
R	–1	
Форма зразка	Круглий	
	гладкий	з кільцевим надрізом ($R_н$ = 0,75 мм)
K_t	1	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	157 (16)	78 (8)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток
Діаметр, мм	20…140
Стан	Т1
Напрям вирізання зразків	Д
E, МПа (кгс/мм^2)	73000 (7300)

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток		
Діаметр, мм	20…140		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	431 (44)	431 (44)	529 (54)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	323 (33)	343 (35)
δ_5, %	8	7	8

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Пруток	
Діаметр, мм	20...140	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразків	Д	
Форма зразка	Круглий з кільцевою виточкою ($R_{\text{н}}$ = 0,1 мм)	
K_t	4,0	
$T_{\text{випроб}}$, °С	–70	–196
$\sigma_B^{\text{н}}$, МПа (кгс/мм^2)	470 (48)	451 (46)
$\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$	1,0	0,8

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток		
Діаметр, мм	20…120		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{\text{випроб}}$, °С	250	300	350
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	176 (18)	108 (11)	73 (7,5)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	118 (12)	88 (9)	59 (6)
$\sigma_{\text{пц}}$, МПа (кгс/мм^2)	78 (8)	39 (4)	–
δ_{10}, %	16	16	18

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток	
Діаметр, мм	20…140	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразків	Д	
Вид випробувань	Консольний згин з обертанням	
ν, Гц	50	
R	–1	
Форма зразка	Круглий	
	гладкий	з кільцевою виточкою ($R_н$ = 0,75 мм)
K_t	1	2,2
$T_{випроб}$, °С	300	300
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	59 (6)	34 (3,5)

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток				
Діаметр, мм	20…140				
Стан	Т1				
Напрям вирізання зразків	Д				
$T_{випроб}$, °С	150	200	250	300	350
Тривалість нагріву, год	500				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	294 (30)	196 (20)	127 (13)	98 (10)	78 (8)
δ_{10}, %	14	20	20	20	20

Границі тривалої міцності і пластичності

Напівфабрикат	Пруток		
Діаметр, мм	20...140		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{випроб}$, °С	250	300	350
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	78 (8)	59 (6)	39 (4)
σ_{500}, МПа (кгс/мм^2)	–	49 (5)	29 (3)
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	–	39 (4)	24 (2,5)
$\sigma_{0,2/500}$, МПа (кгс/мм^2)	–	34 (3,5)	–

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток	
Діаметр, мм	20...140	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразків	Д	
$T_{випроб}$, °С	250	300
E, МПа (кгс/мм^2)	55000 (5500)	47000 (4700)

Корозійні властивості

Сплав у штучно зістареному стані володіє зниженою корозійною тривкістю.

Опір КР під напруженням і міжкристалітній корозії вищі, ніж у сплавів АК4 і АК4-1.

Для захисту від корозії залежно від призначення деталі застосовують анодно-оксидні, хімічні і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина $d = 2800$ кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Пруток
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	4,64

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Пруток								
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	400	500	20...100	20...200	20...300
λ, Вт/(м·град)	142	146	151	153	155	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	0,879	0,879	0,963	1,05	1,11	1,17	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	–	22,3	23	24,1

Продовження

Напівфабрикат	Пруток					
$T_{випроб}$, °С	20...400	20...500	100...200	200...300	300...400	400...500
λ, Вт/(м·град)	–	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	25	25,9	23,7	26,3	27,8	29,2

Технологічні дані

Термічна обробка

Матеріал піддається гартуванню від температур (525±5)°С, 1 год і штучному старінню при 130°С, 16 год.

Гаряча обробка тиском

Сплав після пресування технологічно пластичний (як і АК4) і може деформуватися різними методами: пресуванням, штампуванням, вільним куванням, вальцюванням.

Температурний інтервал деформування, °С	Допускна деформація за один нагрів, %		Устаткування
	уздовж осі	перпендикулярно осі	
470...350	90...80	60...40	Прес, молот

Застосування

Для виготовлення поршнів та інших деталей, що тривало працюють при температурах 300...350°С.

2.2.13. Порошкові сплави з магнієм, цинком і міддю

Марка: ПВ90

Склад

Порошковий високоміцний сплав ПВ90 відноситься до системи Al–Zn–Mg–Cu.

Механічні властивості

Пресовані і штамповані напівфабрикати зі сплаву ПВ90 в стані Т1 перевершують близький за складом деформівний сплав В96Ц-Т1 за границями міцності та текучості на 10...15% за приблизно однакового відносного видовження.

Механічні властивості за кімнатної температури

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат*	Пруток пресований		Штамповка
Розмір, мм	12...70		–
Вага, кг	–		До 1
Стан	Т1	Т2	Т1
Напрям вирізання зразків	Д		Х
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	745 (76)	617 (63)	(74)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	715 (73)	578 (59)	(65)
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	657 (67)	529 (54)	–
δ_5, %	7	8,5	7
$\sigma_{0,2\ ст}$, МПа (кгс/мм^2)	735 (75)	588 (60)	–

* Напівфабрикати виготовлені з дегазацією порошку у вакуумі.

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований			
Діаметр, мм	12...70			
Стан	Т1		Т2	
Напрям вирізання зразків	Д			
Форма зразків	Круглий з кільцевим надрізом			
K_t	2,2	4,0	2,2	4,0
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	833 (85)	784 (80)	696 (71)	706 (72)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	1,1	1,0	1,1	1,1

Ударна в'язкість і робота руйнування зразка з тріщиною

Напівфабрикат	Пруток пресований
Діаметр, мм	12…70
Стан	Т1
Напрям вирізання зразків	Д
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	6,9…10,7 (0,7…1,1)
KCT ($a_{т.у.}$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	5,9…7,3 (0,6…0,75)

Границя витривалості за консольного згину з обертанням
($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Пруток пресований	
Діаметр, мм	12…70	
Стан	Т1	Т2
Напрям вирізання зразків	Д	
Форма зразків	Круглий гладкий	Круглий з кільцевим надрізом
K_t	1	2,2
ν, Гц	50	
R	–1	
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	167 (17)	88 (9)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток пресований			
Діаметр, мм	12…70			
Стан	Т1, Т2			
Напрям вирізання зразків	Д			
$T_{випроб}$, °С	–70	20	100	150
E, МПа (кгс/мм^2)	75000 (7500)	72000 (7200)	65000 (6500)	61000 (6100)

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований			
Діаметр, мм	12…70			
Стан	Т1		Т2	
Напрям вирізання зразків	Д			
$T_{випроб}$, °С	20	–70	20	–70
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	(76)	(82)	(63)	(65)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	(73)	(81)	(59)	(60)
δ_5, %	7	2	8,5	3,5
ψ, %	14,5	4,5	25	7,5

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Пруток пресований						
Діаметр, мм	12…70						
Стан	Т1			Т2			
Напрям вирізання зразків	Д						
$T_{випроб}$, °С	20	100	150	20	100	125	150
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	745 (76)	715 (73)	608 (62)	617 (63)	549 (56)	519 (53)	500 (51)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	715 (73)	676 (69)	549 (56)	578 (59)	529 (54)	490 (50)	470 (48)

Корозійні властивості

У стані Т2 напівфабрикати володіють високим опором розшаровувальній корозії і задовільним КР під напруженням.

У стані Т1 пресовані напівфабрикати і штамповки зі сплаву ПВ90 мають низьку корозійну тривкість, схильні до КР під напруженням і розшаровувальної корозії.

Фізичні властивості

Густина d = 2890–2920 кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Пруток пресований							
Стан	Т1				Т2			
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	20	100	200	300
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	6,21	6,75	7,65	8,05	4,75	5,70	7,00	7,90

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Пруток пресований						
Стан	Т1						
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	400	20...100	20...200
λ, Вт/(м·град)	128	133	139	148	146	–	–
C, кДж/(кг·град)	0,83	0,87	0,89	0,99	1,15	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	24,6	25,4

Технологічні дані

Матеріал виготовляють брикетуванням (за питомого тиску ≥ 50 кгс/мм^2) з алюмінієвого порошку (дисперсністю ≤ 400 мкм), підданого дегазації в нейтральному середовищі або вакуумі.

Напівфабрикати отримують за подальшого пресування або штампування брикетів.

Термічна обробка

Матеріал зміцнюють гартуванням від 473°С у воді (при 20°С) з подальшим одно- або двоступінчастим старінням.

Режими старіння

Напівфабрикат		Усі напівфабрикати	
Стан		Т1	Т2
Температура старіння, °С	І ступінь	120	110
	ІІ ступінь		165
Тривалість старіння, год	І ступінь	24	6
	ІІ ступінь		12

Гаряча обробка тиском

Сплав володіє задовільною технологічною пластичністю в гарячому стані. Піддається деформуванню пресуванням або штампуванням з допускним ступенем деформації 20...60%.

Механічна обробка

Добре обробляється різанням.

Застосування

Для деталей обмеженого розміру у виробах разової дії, зокрема, в стані Т1 – тільки для деталей усередині герметичних виробів.

2.2.14. Композиційні матеріали на основі алюмінію

Марка: КАС-1А (КАС-1А$_{15}$, КАС-1А$_{25}$, КАС-1А$_{40}$)

Склад у % (об'ємні)

Матриця	Зміцнювач
Сплав АВ	Дріт ВНС-9 (∅0,15 мм)
60...85	15...40*

* Вміст зміцнювача 15; 25 і 40 об.% для КАС-1А$_{15}$, КАС-1А$_{25}$, КАС-1А$_{40}$ відповідно.

Механічні властивості

Волокнистий композиційний матеріал КАС-1А порівняно зі стандартними алюмінієвими сплавами володіє у напрямі укладання волокон вищими характеристиками міцності при 300...500°С, малоциклової втоми, а також вищим модулем пружності.

Механічні властивості за кімнатної температури

Механічні властивості за розтягу

Матеріал	КАС-1А$_{15}$		КАС-1А$_{25}$		КАС-1А$_{40}$	
Напівфабрикат	Лист					
Товщина, мм	0,8...2,0				0,6...2,0	
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	784...833 (80...85)	274...284 (28...29)	980...108 (100...110)	274...284 (28...29)	1470...1519 (150...155)	274...284 (28...29)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	456...480 (46,5...49)	–	588...637 (60...65)	–	1127...1225 (115...125)	–.
δ_5, %	3...3,5	–	2...3	–	2...3	–
$\sigma_{пц}$, МПа (кгс/мм^2)	265...323 (27...33)	–	333...363 (34...37)	–	412...451 (42...46)	–
σ_B/d, ум. од.(км)	23...24,7	–	25,1...27,6	–	31,6...32,7	–

Чутливість до концентрації напружень за розтягу

Матеріал	КАС-1А$_{15}$	КАС-1А$_{40}$
Напівфабрикат	Лист	
Товщина, мм	0,8…2,0	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразків	Д	
Форма зразків	Плоский з отвором	
K_t	2,7	
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	774 (79)	1352 (138)
$\sigma_B^н/\sigma_B$	0,93	0,92

Залишкова міцність (розтяг пластини з центральною щілиною)

Матеріал	КАС-1А$_{15}$	КАС-1А$_{25}$
Напівфабрикат	Лист	
Товщина, мм	1,0...2,0	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразків	Д	
Ширина зразка B, мм	80 ($2l/B = 0,3$)	
σ_m^N, МПа (кгс/мм^2)	637...686 (65...70)	833...931 (85...95)

Малоциклова втома за розтягу ($N = 2 \cdot 10^5$ циклів)

Матеріал	КАС-1А$_{15}$		КАС-1А$_{25}$		КАС-1А$_{40}$	
Напівфабрикат	Лист					
Товщина, мм	0,8…2,0					
Стан	Т1					
Напрям вирізання зразків	Д					
ν, Гц	3					
Форма зразків	Плоский (гладкий з отвором)					
R	0					
K_t	1	2,7	1	2,7	1	2,7
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	162 (18)	343 (35)	265 (27)	441 (45)	392 (40)

Пружні властивості

Матеріал	КАС-1А$_{15}$	КАС-1А$_{25}$	КАС-1А$_{40}$
Напівфабрикат	Лист		
Товщина, мм	0,8…2,0		
Стан	Т1		
Напрям вирізання зразків	Д		
E, МПа (кгс/мм^2)	90000 (9000)	100000 (10000)	117000 (11700)
μ	0,29	0,28	0,26

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Матеріал	КАС-1А$_{15}$			КАС-1А$_{25}$			КАС-1А$_{40}$			
Напівфабрикат	Лист									
Товщина, мм	0,8...2,0									
Стан	Т1									
Напрям вирізання зразків	Д									
$T_{\text{випроб.}}$, °С	200	300	400	200	300	400	200	300	400	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	706 (72)	554 (56,5)	421 (43)	931 (95)	804 (82)	578 (59)	1431 (146)	1176 (120)	882…980 (90…100)	676…735 (70…75)
δ_{10}, %	2,8	–	–	–	3,5	3,5	2…3	–	–	–

Границя тривалої міцності

Матеріал	КАС-1А$_{40}$	
Напівфабрикат	Лист	
Товщина, мм	1,0…2,0	
Стан	Т1	
Напрям вирізання зразків	Д	
$T_{\text{випроб}}$, °С	300	400
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	833...882 (85...90)	539...559 (55...57)

Корозійні властивості

Матеріал володіє задовільною корозійною тривкістю за товщини зовнішнього шару матриці не менше 100 мкм і надійного захисту торців. За умови захисту торців не схильний до КР під напруженням; піддається міжкристалітній корозії.

Фізичні властивості

Матеріал	КАС-1А$_{15}$	КАС-1А$_{25}$	КАС-1А$_{40}$
Густина, d, кг/м^3	3470	3980	4740

Теплофізичні властивості

Матеріал		КАС-1А$_{15}$		КАС-1А$_{25}$		КАС-1А$_{40}$	
Напрям волокна		Д	П	Д	П	Д	П
$\alpha\cdot10^6$, 1/град	За температури, °С						
	20...100	15,2	18,6	15,2	17,8	13,5	17,6
	20...200	17,0	20,3	17,5	20,3	13,9	18,9
	20...300	16,1	23,9	17,1	23,7	12,5	22,1
	20...400	14,2	26,6	14,9	26,4	12,0	24,0
	20...500	14,2	26,5	14,6	26,8	12,0	23,8
	20...600	14,2	26,2	14,7	26,9	–	–
	100...200	17,9	21,2	18,7	22,5	14,2	17,9
	200...300	14,3	30,0	15,9	29,1	9,7	28,5
	300...400	–	33,6	9,0	34,1	10,1	28,5
	400...500	13,2	25,4	12,8	29,4	12,7	25,0
	500...600	13,7	21,1	–	–	–	–

Технологічні дані

Термічна обробка

Матеріал зміцнюється гартуванням від 520°С у воді з подальшим штучним старінням при 165°С, 10 год.

Штампувальність

Матеріал може піддаватися вигинанню вздовж і поперек волокна.

Зварюваність

Задовільно зварюється контактною точковою зваркою.

Механічна обробка

Обробляється різанням абразивним інструментом, фрезеруванням, електроіскровим різанням. Можливе отримання отворів методом пробивання і свердління.

Застосування

Для підсилювальних елементів (пояси безпеки, накладки, окантовка люків), елементів внутрішнього набору.

Марка: ВКА-1, ВКА-2

Склад у % (об'ємні)

Матеріал		ВКА-1	ВКА-2
Матриця		АД1-0, АД1	АД33
Зміцнювач		Волокно бору (∅0,14 мм)	
Вміст, об. %	Матриці	45...55	
	Зміцнювача	45...55	

Механічні властивості

Порівняно з алюмінієвими сплавами типу Д16 матеріали ВКА-1, ВКА-2 відрізняються вищими питомою міцністю (у 2–2,5 рази), жорсткістю (у 3 рази) і границею витривалості (у 5–7 разів).

Механічні властивості за кімнатної температури

Механічні властивості за розтягу

Матеріал	ВКА-1		ВКА-2	
Напівфабрикат	Лист			
Товщина, мм	0,6...7			
Стан	Без термообробки		Т1	
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	1127...1225 (115...125)	78...98 (8...10)	1176...1372 (120...140)	176...196 (18...20)
δ_5, %	0,6	0,8	0,6	0,6
σ_B/d, ум. од. (км)	45	–	50	–
$\sigma_{B\,ст}$ МПа (кгс/мм^2)	1470 (150)	–	1960 (200)	–
$\sigma_{B\,ст}/d$, ум. од. (км)	56,5	–	77	–

Міцність за зрізу в площині листа

Матеріал	ВКА-1	ВКА-2
Напівфабрикат	Лист	
Товщина, мм	0,7...5,0	
Стан	Без термообробки	Т1
Напрям вирізання зразків	Д	
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	69 (7)	118 (12)

Ударна в'язкість

Матеріал	ВКА-1	ВКА-2
Напівфабрикат	Лист	
Товщина, мм	0,8…5,0	0,8…2,0
Стан	Без термообробки	Т1
Напрям вирізання зразків	Д	
$KCU(a_н)$, Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	29,4 (3)	29,4 (3)

Границя витривалості за згину ($N = 10^7$ циклів)

Матеріал	ВКА-1	ВКА-2
Напівфабрикат	Лист	
Товщина, мм	0,8…5,0	0,8…2,0
Стан	Без термообробки	Т1
Напрям вирізання зразків	Д	
ν, Гц	33	
Форма зразка	Плоский гладкий	
R	–1	
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	588 (60)	637 (65)

Пружні властивості

Матеріал	ВКА-1		ВКА-2	
Напівфабрикат	Лист			
Товщина, мм	0,6…2,0		0,8…5,0	
Стан	Без термообробки		Т1	
Напрям вирізання зразків	Д	П	Д	П
E, МПа (кгс/мм^2)	230000 (23000)	120000 (12000)	235000 (23500)	120000 (12000)
E/d, ум. од. (км)	86000 (8600)	45000 (4500)	90000 (9000)	45000 (4500)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	230000 (23000)	–	–	–
μ	0,28	–	0,21	–

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Матеріал	ВКА-1			ВКА-2			
Напівфабрикат	Лист						
Товщина, мм	0,6…2,0			0,8…2,0			
Стан	Без термообробки			Т1			
Напрям вирізання зразків	Д						
$T_{випроб}$, °С	20	300	400	20	200	300	400
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	1176 (120)	980 (100)	882 (90)	1225 (125)	1078 (110)	1029 (105)	931 (95)
σ_B/d, ум. од. (км)	45	36,5	31	48	42	40	36

Границя тривалої міцності

Матеріал	ВКА-1			ВКА-2		
Напівфабрикат	Лист					
Товщина, мм	0,6…2,0			0,8…2,0		
Стан	Без термообробки			Т1		
Напрям вирізання зразків	Д					
$T_{випроб}$, °С	20	300	400	200	300	400
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	980 (100)	784 (80)	588 (60)	1078 (110)	833 (85)	637 (65)

Пружні властивості

Матеріал	ВКА-1			ВКА-2		
Напівфабрикат	Лист					
Товщина, мм	0,6…2,0			0,8…2,0		
Стан	Без термообробки			Т1		
Напрям вирізання зразків	Д					
$T_{випроб}$, °С	200	300	400	200	300	400
E, МПа (кгс/мм^2)	180000 (18000)	160000 (16000)	130000 (13000)	180000 (18000)	160000 (16000)	130000 (13000)
E/d, ум. од. (км)	6900	6200	5000	6900	6200	5000

Корозійні властивості

Матеріал володіє задовільною корозійною тривкістю за умови захисту торців.

Фізичні властивості

Густина d = 2600–2650 кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Лист
Стан	Без термообробки
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	7,15

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Лист										
Товщина, мм	0,8…50										
Стан	Без термообробки										
Напрям вирізання зразків	Д						П				
$T_{випроб}$, °С	20	20…100	20…200	20…300	20…400	20…500	20…100	20…200	20…300	20…400	20…500
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	5,1	5,2	5,5	5,9	6,2	5,1	5,4	6,1	7,1	7,4
C, кДж/(кг·град)	1,015	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–

Технологічні дані

Термічна обробка

Матеріал ВКА-1 термічною обробкою не зміцнюється; ВКА-2 піддається гартуванню від 520°С у воді і штучному старінню при 160°С протягом 16 год.

Штампувальність

Матеріал може піддаватися гнуттю по лінії, паралельній напрямку волокна ($R_{min} = 5 \cdot S$ і $15 \cdot S$ для матеріалів ВКА-1 і ВКА-2, де S – товщина листа).

Зварюваність

Можна використовувати контактну точкову зварку і паяння.

Механічна обробка

Обробляється різанням алмазним інструментом, електроіскровим і електроерозійним різанням.

Застосування

Для деталей силового набору (різного типу профілів, накладок, труб тощо), обшивок планера та ін.

Марка: ВКУ–1

Склад у % (об'ємних)

Матриця	Зміцнювач
Сплав АЛ9	Стрічка вуглецева "Кулон" з покриттям із карбіду титану
50...55	45...50

Механічні властивості

Матеріал володіє високими питомою міцністю і жорсткістю, а також границею витривалості.

Механічні властивості за кімнатної температури

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Армована виливка	
Товщина, мм	0,5...15	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	П
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	686...882 (70...90)	49...78 (5...8)
δ_{10}, %	0,3...0,4	–
σ_B/d, ум. од. (км)	32,3...40	2,2...3,6
$\sigma_{B\,ст.}$, МПа (кгс/мм^2)	588...784 (60...80)	–

Міцність за зсуву в площині листа

Напівфабрикат	Армована виливка
Товщина, мм	0,5...15
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
$\tau_{зс.}$, МПа (кгс/мм^2)	118...157 (12...16)
$\tau_{мз}^{*}$, МПа (кгс/мм^2)	64...73 (6,5...7,5)

* Опір міжшаровому зсуву.

Чутливість до надрізу

Напівфабрикат	Армована виливка	
Товщина, мм	0,5...15,0	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
Форма зразка	Плоский	
	гладкий	з отвором
K_t	1	2,6
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	735...882 (75...90)	–
$\sigma_B^{н}$, МПа (кгс/мм^2)	–	686...813 (70...83)
$\sigma_B^{н}/\sigma_B$	–	0,92

Ударна в'язкість

Напівфабрикат	Армована виливка
Товщина, мм	0,5…15,0
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
KCU^{*} ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	7,8…9,8 (0,8…1,0)

* Зразки без надрізу.

Границя витривалості ($N = 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Армована виливка
Товщина, мм	0,5…15,0
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
Вид випробувань	Згин
ν, Гц	33
Форма зразка	Плоский гладкий
R	–1
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	294 (30)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Армована виливка
Товщина, мм	0,5…15,0
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
E, МПа (кгс/мм^2)	230000 (23000)
$E_{ст}$, МПа (кгс/мм^2)	300000 (30000)
μ	0,28

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Армована виливка	
Товщина, мм	0,5…15,0	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
$T_{випроб}$, °С	300	400
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	735…882 (75…90)	735…882 (75…90)
σ_B/d, ум. од. (км)	32,3…40	32,3…40

Границя тривалої міцності

Напівфабрикат	Армована виливка	
Товщина, мм	0,5…15,0	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
$T_{випроб}$, °С	300	400
σ_{100}, МПа (кгс/мм^2)	568 (58)	539 (55)
$\sigma_{100/d}$, ум. од. (км)	26,7	24,5

Корозійні властивості

Корозійна тривкість матеріалу ВКУ-1 задовільна за умови запобігання виходу армувальних волокон на поверхню деталей.

Фізичні властивості

Густина d = 2200–2300 кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Армована виливка
Стан	Без термообробки
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	8,3...8,9

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Армована виливка							
$T_{випроб}$, °С	20	200	300	400	20...100	20...200	20...300	20...400
λ, Вт/(м·град)	106	107	108	109	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	0,9	1,014	1,09	1,175	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	6,8	4,0	2,3	1,6

Технологічні дані

Деталі з матеріалу ВКУ-1 виготовляють вакуумно-компресійним просочуванням матричним розплавом каркаса з вуглецевих волокон, укладених у ливарну форму.

Термічна обробка

Матеріал не піддається термообробці.

Зварюваність

Може зварюватися контактною точковою зваркою.

Механічна обробка

Обробляється всіма видами різання.

Застосування

Підсилювальні елементи літакових конструкцій, у тому числі з криволінійною поверхнею.

2.2.15. СПЛАВИ З БЕРИЛІЄМ (ВИСОКОМОДУЛЬНІ)

Марка: АБМ–1, АБМ1–1

Хімічний склад у мас.%

Вміст елементів							
Сплав	Be	Mg	Al	Інші домішки			
				Fe	Si	Ni	Zn
				Не більше			
АБМ-1	28...32	4,2...5,5	Основа	0,2	0,1	0,1	0,3
АБМ1-1*	28...32	2,8...4,1	Основа	0,2	0,1	0,1	0,2

* Для листів завтовшки менше 1 мм.

Механічні властивості

За питомою жорсткістю (E/d) більш ніж удвічі перевищує алюмінієві сплави Д16, АМг6 та інші.

Механічні властивості за кімнатної температури

Механічні властивості за розтягу (*не менше*)

Напівфабрикат	Пруток пресований			Лист			
Розміри, мм	∅10...15	∅20...60	∅70...110	(0,5...1,0)*	1,0	1,5...3,0	4...10,0
Стан	Без термообробки			М			
Напрям вирізання зразків	Д			П			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412 (42)	372 (38)	323 (33)	392 (40)	441 (45)	412 (42)	372 (38)
δ_5, %	10	10	8	6	9	9	6

* Для сплаву АБМ1-1.

Механічні властивості за розтягу та стиску

Напівфабрикат	Пруток пресований	Лист				
Розміри, мм	∅ 30	(0,5...0,8)*	1,0...2,0		7...12	
Стан	Без термо-обробки	М		Н	М	Н
Напрям вирізання зразків	Д	П				
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412 (42)	402...441 (41...45)	441...539 (45...55)	490...588 (50...60)	392...431 (40...44)	402...451 (41...46)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	245...294 (25...30)	343...372 (35...38)	412...451 (42...46)	265...284 (27...29)	265...314 (27...32)
$\sigma_{B.ст}$, МПа (кгс/мм^2)	1186 (121)	–	–	–	–	–
δ_{10}, %	16	15...20	10...18	3...10	7...12	4...10

* Для сплаву АБМ1-1.

Опір зрізу

Напівфабрикат	Пруток пресований
Діаметр, мм	Усі розміри
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
$\tau_{зр}$, МПа (кгс/мм^2)	274 (28)

Чутливість до концентрації напружень

Напівфабрикат	Пруток пресований		Лист	
Розміри, мм	∅ 30		1,0	
Стан	Без термообробки		М	
Напрям вирізання зразків	Д		П	
Форма зразка	Круглий (гладкий) і з кільцевою виточкою		Плоский (гладкий з отвором)	
K_t	1	2,2	1	2,5
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	480 (49)	–	524 (53,5)	–
$\sigma_B^н$, МПа (кгс/мм^2)	–	519 (53)	–	521 (53,2)
$\sigma_B^н / \sigma_B$	1,1		0,99	

Ударна в'язкість

Напівфабрикат	Пруток пресований
Діаметр, мм	30
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
KCU, Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	14,7…29,4 (1,5…3,0)

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Лист		Пруток	
Розміри, мм	1,5		∅ 30	
Стан	М		Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	П		Д	
Вид випробувань	Чистий згин		Згин з обертанням	
ν, Гц	25		50	
R	–1			
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)		Круглий (гладкий із кільцевою виточкою)	
K_t	1	2,2	1	1,89
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	196(20)	137 (14)	176 (18)	58 (6,5)

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за кімнатної температури

Напівфабрикат	Лист (АБМ1–1)			
Товщина, мм	0,7			
Стан	М			
Напрям вирізання зразків	П			
Температура нагріву, °С	20	150	200	250
Тривалість нагріву, год	100			
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	461 (47)	470 (48)	465 (47,5)	465 (47,5)
δ_{10}, %	21	24	17,5	15

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток пресований
Діаметр, мм	30
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
E, МПа (кгс/мм^2)	120000…140000 (12000…14000)
G, МПа (кгс/мм^2)	47000 (4700)

Механічні властивості за низьких температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист		
Товщина, мм	1,0…1,5		
Стан	М		
Напрям вирізання зразків	П		
$T_{випроб}$, °С	20	–70	–196
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	412 (42)	421 (43)	539...608 (55...62)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	265...294 (27...30)	265...284 (27...29)	470...490 (48...50)
δ_5, %	11...18	14...18	1,5...3

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист			
Товщина, мм	1,0…1,5			
Стан	М			
Напрям вирізання зразків	П			
$T_{випроб}$, °С	200	250	300	350
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	304 (31)	255 (26)	186 (19)	167 (17)
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	206 (21)	176 (18)	127 (13)	78(8)
δ_{10}, %	12	13	16	8

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Лист	
Товщина, мм	1,5	
Стан	М	
Напрям вирізання зразків	П	
$T_{випроб}$, °С	250	
Вид випробувань	Чистий згин	
ν, Гц	25	
R	–1	
Форма зразка	Плоский (гладкий з отвором)	
K_t	1	2,2
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	88 (9)	29 (3)

Границі повзучості та тривалої міцності

Напівфабрикат	Лист	Пруток пресований			
Розміри, мм	1,5	30			
Стан	М	Без термообробки			
Напрям вирізання зразків	П	Д			
$T_{випроб}$, °С	200	150	250	300	350
σ_5, МПа (кгс/мм^2)	–	–	–	69 (7)	44 (4,5)
σ_{20}, МПа (кгс/мм^2)	157 (16)	–	69 (7)	–	29 (3)
$\sigma_{0,2/5}$, МПа (кгс/мм^2)	–	186 (19)	34(3,5)	–	–
$\sigma_{0,2/20}$, МПа (кгс/мм^2)	88 (9)	–	–	–	–
$\sigma_{0,2/100}$, МПа (кгс/мм^2)	–	108 (11)	–	–	–
$\sigma_{0,2/300}$, МПа (кгс/мм^2	–	78 (8)	–	–	–

Секундна міцність і повзучість

Напівфабрикат	Лист		
Товщина, мм	1,5		
Стан	М		
Напрям вирізання зразків	П		
$T_{випроб}$, °С	200	300	400
$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	171 (17,5)	54 (5,5)
$\sigma_{0,5}$, МПа (кгс/мм^2)	348 (35,5)	211 (21,5)	83 (8,5)
σ_1^*, МПа (кгс/мм^2)	–	245 (25)	186 (19)
σ_{10}'', МПа (кгс/мм^2)	372 (38)	245 (25)	127 (13)
$\sigma_{0,2/10''}$, МПа (кгс/мм^2)	284 (29)	142 (14,5)	49 (5)
$\sigma_{0,5/10}''$, МПа (кгс/мм^2)	328 (33,5)	181 (18,5)	73 (7,5)
$\sigma_{1/10}''$, МПа (кгс/мм^2)	348 (35,5)	220 (22,5)	83 (8,5)
$\sigma_{30''}$, МПа (кгс/мм^2)	363 (37)	225 (23)	113 (11,5)
$\sigma_{0,2/30''}$, МПа (кгс/мм^2)	245 (25)	122 (12,5)	39 (4)
$\sigma_{0,5/30''}$, МПа (кгс/мм^2)	299 (30,5)	152 (15,5)	59 (6)
$\sigma_{1/30}''$, МПа (кгс/мм^2)	323 (33)	181 (18,5)	73 (7,5)
σ_{100}'', МПа (кгс/мм^2)	338 (34,5)	196 (20)	83 (8,5)
$\sigma_{0,2/100}''$, МПа (кгс/мм^2)	211 (21,5)	98 (10)	29 (3)
$\sigma_{0,5/100}''$, МПа (кгс/мм^2)	255 (26)	122 (12,5)	44 (4,5)
$\sigma_{1}/_{100}''$, МПа (кгс/мм^2)	294 (30,5)	147 (15)	59 (6)
$\sigma_{300''}$, МПа (кгс/мм^2)	314 (32)	167 (17)	64 (6,5)
$\sigma_{0,2/300}''$, МПа (кгс/мм^2)	196 (20)	93 (9,5)	24 (2,5)
$\sigma_{0,5/300}''$, МПа (кгс/мм^2)	230 (23,5)	108 (11)	34 (3,5)
$\sigma_{1/300''}$, МПа (кгс/мм^2)	265 (27)	122 (12,5)	44 (4,5)

* Границя текучості, якщо залишкова деформація 1%.

Пружні властивості

Напівфабрикат	Пруток пресований		
Діаметр, мм	30		
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	Д		
$T_{випроб}$, °С	200	250	300
E, МПа (кгс/мм^2)	125500 (12550)	124500 (12450)	118000 (11800)

Корозійні властивості

Сплав володіє підвищеною корозійною тривкістю, не схильний до міжкристалітної корозії і КР під напруженням. На листах можливий прояв схильності до розшаровувальної корозії.

Від корозії залежно від призначення деталі захищають анодно-оксидними, хімічними і ЛФП.

Фізичні властивості

Густина d = 2350 кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати
Стан	М
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	6,6

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Усі напівфабрикати						
Стан	М						
$T_{випроб}$, °С	20	100	200	300	20...100	20...200	20...300
λ, Вт/(м·град)	138	134	130	126	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	1,13	1,15	1,19	1,21	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	19,2	19,7	20

Технологічні дані

Термічна обробка

Сплав термічною обробкою не зміцнюється.

Режими відпалу

Температура відпалу, °С	380...420
Витримка, год	2
Умови охолодження	На повітрі

Гаряча обробка тиском

Сплав деформується в гарячому (440...380°С) стані. Після деформації напівфабрикати рекомендують відпалювати.

Показники штампувальності

Вид напівфабрикату	Температура нагріву, °С	Згинання R_{min}, мм
Лист	20	(10–12) S^*
	280...350	(3–4) S^*

* S – товщина листа, мм.

Зварюваність

Сплав задовільно зварюється аргоново-дуговою зваркою неплавким електродом. Міцність зварного з'єднання становить 0,75...0,85 σ_B від основного матеріалу. Сплав можна зварювати точковою і роликовою зваркою.

Техніка безпеки

Сплав у компактному вигляді (прутки, листи тощо) нетоксичний. Обробку тиском, визначення механічних властивостей та інші операції, що не супроводжуються виділенням берилієвих аерозолів та парів, можна виконувати в загально цехових умовах. Операції, що супроводжуються виділенням аерозолів та парів (зварка плавленням, механічна обробка та ін.), слід виконувати в ізольованих приміщеннях відповідно до вимог санітарних правил № 993-72 Мінохоронздоров'я та Інструкції з техніки безпеки і гігієни праці під час роботи з берилієм і його сплавами від 25.10.1977 р.

Застосування

Для елементів конструкцій, в яких визначальними є високі жорсткість і питома міцність.

2.3. ТИТАНОВІ СПЛАВИ

Титанові сплави завдяки притаманному їм комплексу фізико-механічних та хімічних властивостей є унікальні матеріали для багатьох галузей промисловості, зокрема аерокосмічної [10–14].

В авіаційній промисловості є чотири основних напрямки використання титанових сплавів (рис. 2.2), що збігаються з їх властивостями:

1. Малолеговані сплави підвищеної пластичності – для виготовлення виробів складної просторової форми.

2. Високоміцні – для відповідальних високонавантажених вузлів та агрегатів літака.

3. Жароміцні – для деталей, в основному двигуна, які працюють до 600°С.

4. Ливарні.

Використання сплавів першої групи, до якої відноситься і технічно чистий титан, обумовлено:

- високою корозійною тривкістю титану, що дає можливість виготовляти окантовки люків та дверей, де можливе скупчення вологи;
- високою температурою плавлення і хімічною інертністю (виготовлення обшивок, на які діє струмінь продуктів згорання від двигуна, вогнеблокувальних протипожежних перегородок);
- мінімальним з усіх металів коефіцієнтом термічного розширення (виготовлення тонкостінних трубопроводів повітряної системи).

Другий напрямок базується на максимальній питомій міцності високоміцних титанових сплавів порівняно з іншими конструкційними металами. Зокрема, для сплавів Т110 та ВТ22 питома міцність $\sigma_B / d \approx 27$, що значно перевищує цей показник для сталей та алюмінієвих сплавів, які широко використовують в авіаційній промисловості. Тому деталі та вузли з високоміцних титанових сплавів застосовують там, де потрібна максимальна питома міцність, яка поєднується з прекрасними антикорозійними властивостями. Характерні вузли – шасі, силові елементи (кронштейни) крила та фюзеляжу, гідроциліндри, авіаційна броня тощо.

Третій напрямок використання титанових сплавів обумовлений повільним спадом їх міцності та повзучості за умов нагріву до температури 600°С включно. Питома міцність жароміцних титанових сплавів у цих межах перевищує суперсплави.

Ливарні титанові сплави з'явилися відносно недавно, хоча перші їх виливки отримані ще на ранній стадії розвитку металургії титану.

Промислове освоєння фасонного литва з титанових сплавів тривало довгий час і продовжується ще і зараз. Труднощі виробництва фасонних виливок з титану пов'язані з високою активністю його в рідкому стані до взаємодії з газами, а також із усіма відомими вогнетривкими матеріалами. Інша обставина, що затримувала розвиток титанового литва, – відсутність спеціалізованого ливарного устаткування для плавлення і розливання металу в захисній газовій атмосфері чи у вакуумі.

Сьогодні, незважаючи на наявність вакуумного обладнання з індукційним та електронно-променевим способами плавлення та формуванням фасонних виливок у одноразові графітні форми, широкому розповсюдженню титанового литва перешкоджає його занадто висока ціна та гірший комплекс фізико-механічних властивостей проти деформованих.

2.3.1. Класифікація титанових сплавів

Титанові сплави можна класифікувати за їх призначенням, властивостями і структурним складом, хоча ці класифікації досить умовні [11, 12].

Класифікація за механічними властивостями

Високопластичні титанові сплави. До цієї групи відносять технічний титан марок ВТ1-00 та ВТ1-0 і титанові сплави з границею міцності до

700 МПа марок ОТ4-0, ОТ4-1, які мають відносно високу пластичність. Ці сплави допускають значну деформацію в холодному стані [10–12, 14].

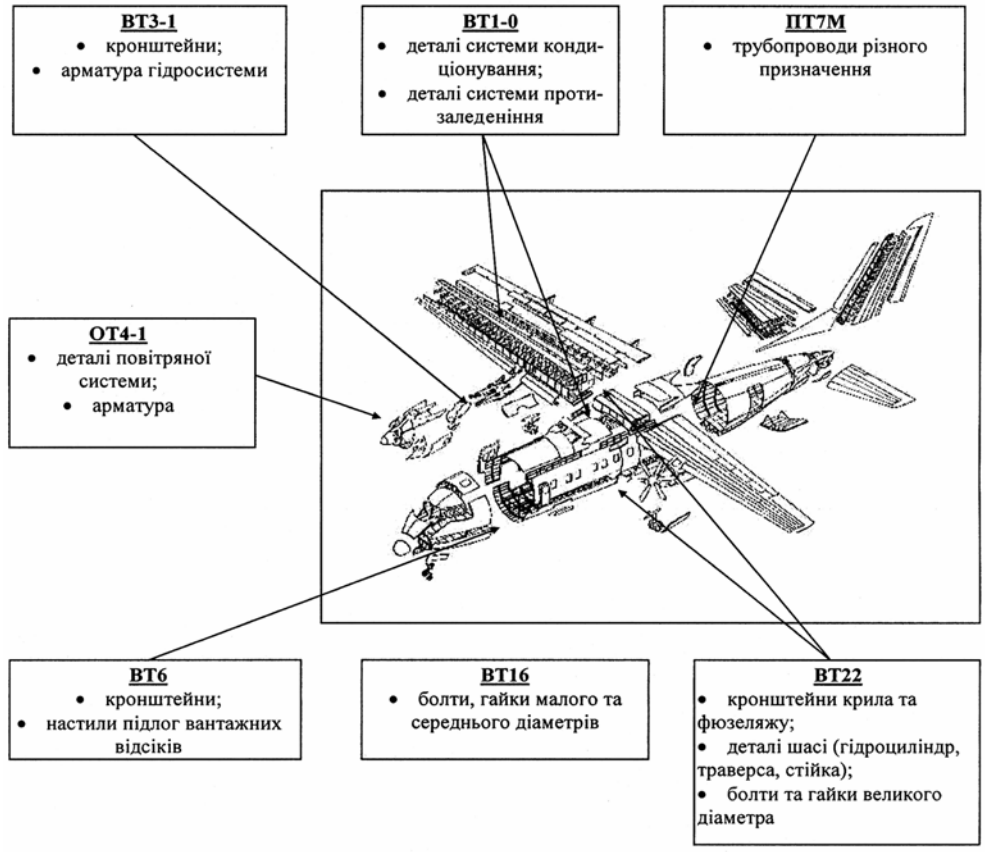


Рис. 2.2. Використання титанових сплавів у конструкції літаків АН

Титанові сплави середньої міцності. До цієї категорії відносять сплави, що мають гарантовану границю міцності від 750 до 1000 МПа. Це сплави ОТ4, ВТ5, ВТ5-1, ВТ6С, ВТ20, а також ВТ6, ВТ14, ВТ3-1 у відпаленому стані, коли їхня границя міцності не перевищує 1000 МПа.

Слід зазначити, що деякі сплави з цієї категорії, що містять підвищену кількість β-стабілізувальних елементів (більше розчинності в α-титані), також можна зміцнити гартуванням і старінням, однак цей ефект незначний і не має важливого практичного значення.

Усі титанові сплави середньої міцності добре зварюються і мають задовільну термічну стабільність.

З них виготовляють найбільше напівфабрикатів для машинобудування.

Високоміцні титанові сплави. Сюди належать, в основному, термічно зміцнювані титанові сплави, високої міцності яких досягають гартуванням і старінням. Винятком є лише сплав марки ВТ22, що у відпаленому стані має границю міцності не менше 1100 МПа. Таким чином, до високоміцних можна віднести сплави марок ВТ6, ВТ14, ВТ3-1, ВТ16, ВТ23, ВТ15 у термічно зміцненому стані, а також сплав ВТ22 у термічно зміцненому і відпаленому станах.

Оскільки сплави ВТ6, ВТ14, ВТ3-1 і ВТ22 застосовують і у термічно зміцненому, і у відпаленому станах, розглянемо їхні властивості в обох станах.

Сплави марок ВТ16, ВТ23, ВТ15 і ТС6 вживають у термічно зміцненому стані. Використання їх у відпаленому стані нераціональне, оскільки тоді вони мають невисоку міцність і водночас досить дорогі, тому що містять такі легувальні елементи, як молібден, ванадій і хром.

Сплав марки ВТ22 – високолегований "критичного" складу, тобто з температурою мартенситного перетворення, близькою до кімнатної. Він має високу границю міцності як у відпаленому, так і, особливо, в термічно зміцненому станах.

Високої міцності сплавів цієї групи досягають не тільки легуванням α- і β-твердих розчинів, але і дисперсійним зміцненням під час гартування та старіння.

У відпаленому чи загартованому станах їх технологічні властивості знаходяться на рівні середньоміцних, а іноді – високоміцних. У термічно зміцненому стані (після гартування і старіння) сплави, як правило, обробці тиском не піддаються.

Через чітко виражену гетерофазність структури зварюваність і термічна стабільність високоміцних сплавів проблематичніші проти двох перших категорій. Проте це успішно вирішують відповідною термічною обробкою.

Основна особливість високоміцних титанових сплавів як конструкційного матеріалу – підвищена чутливість до концентраторів напружень. Тому під час конструювання деталей або окремих вузлів необхідно враховувати деякі обмеження, що рекомендують для застосування цих сплавів (підвищені вимоги до якості поверхні, збільшення радіусів переходу від одних перетинів до інших і т.п.), аналогічні для високоміцних сталей.

Високоміцні титанові сплави як у відпаленому, так і у термічно зміцненому станах можуть успішно і тривало працювати в конструкціях за температур до 400°С.

Високоміцні термічно зміцнені титанові сплави сьогодні застосовують досить обмежено. Головно для виготовлення окремих деталей і невеликих конструкцій. Це пов'язано зі складністю зміцнювальної термічної обробки великогабаритних конструкцій. Значною перешкодою тут є недостатня пластичність їх зварних з'єднань у термічно зміцненому стані. Проте без перебільшення можна сказати, що високоміцні термічно зміцнювані титанові сплави – матеріал майбутнього, оскільки вже сьогодні вдається одержати границю міцності 1800...2000 МПа за густини в 1,7 рази меншій, ніж у сталі.

Класифікація титанових сплавів за структурним принципом

Сучасні промислові титанові сплави основані, як правило, на α- та β-твердих розчинах чи сумішах [11, 12]. Винятком є жароміцні сплави, які часто легують елементами в кількостях, дещо більших за їх розчинність у α- та β-титані. Це, в першу чергу, стосується таких легувальних елементів, як алюміній і евтектоїдотвірні β-стабілізівні елементи з високою швидкістю евтектоїдного перетворення. У зв'язку з цією особливістю фазового складу промислових титанових сплавів визнаним є їх поділ на α-, α+β- та β-сплави з інтерметалідами та без них. Промислові титанові сплави з α+β-структурою відрізняються різними співвідношеннями α- та β-фаз у стабільному стані і їх можна поділити на псевдо-α-сплави, сплави мартенситного класу, сплави перехідного класу та псевдо-β-сплави. Щоб за хімічним складом визначити клас α+β-титанового сплаву, необхідно знати ступінь стабілізації β-фази в ньому, яка характеризується критичною концентрацією β-стабілізівного елемента. Оскільки ця критична концентрація для багатьох подвійних титанових сплавів добре відома, вона прийнята за основу визначення дії легувальних елементів у вигляді умовного коефіцієнта стабілізації β-фази (K_β). Його визначають як відношення дійсної кількості β-стабілізівного елемента в сплаві до його критичного вмісту в подвійному сплаві з титаном. Таким чином, сплави критичного складу матимуть $K_\beta = 1$, докритичного – <1, закритичного – >1. В багатокомпонентних сплавах K_β знаходять як суму відношень дійсного вмісту кожного β-стабілізівного елемента (C_1; C_2; ...; C_n) до його критичного вмісту в подвійному сплаві з титаном ($C_{1кр}$; $C_{2кр}$;...; $C_{nкр}$):

$$K_\beta = \frac{C_1}{C_{1кр}} + \frac{C_2}{C_{2кр}} + \ldots + \frac{C_n}{C_{nкр}}. \qquad (2.4)$$

Пол Баня запропонував для визначення належності до тієї чи іншої групи сплавів використовувати т. зв. молібденовий еквівалент, який визначають за формулою

$$Mo_{ск} = 1{,}0(\%Mo) + 0{,}67(\%V) + 0{,}44(\%W) + 0{,}28(\%Nb) + \\ + 0{,}22(\%Ta) + 2{,}9(\%Fe) + 1{,}6(\%Cr) - 1{,}0(\%Al). \qquad (2.5)$$

α-сплави, як легувальні елементи, можуть містити алюміній, олово і цирконій. Їхніми перевагами є гарна зварюваність, хороші ливарні властивості, відсутність холодноламкості, високий опір повзучості, висока термічна стабільність (відсутність окрихчування після старіння під напруженням). До недоліків відноситься знижена технологічна пластичність, особливо за високого вмісту алюмінію. Ця обставина виключає холодне листове штампування α-сплавів і вимагає створення спеціального оснащення й устаткування для листового гарячого штампування. Сплави чутливі до водневої крихкості.

Псевдо-α-сплави – це сплави на основі α-титану, що містять у стабільному стані 2…6% β-фази, а після гартування від критичної температури – 8…15%. Кількість β-фази в них така ($K_\beta < 0{,}2$), що їх прирівнюють за основними властивостями і перевагами до α-сплавів. Вони також мають і нові позитивні якості, що відрізняють їх від α-сплавів. Сплави практично не сприймають зміцнювальну термічну обробку.

Мартенситна α′-фаза, що утворюється під час охолодження від температури вище критичної, за фізико-механічними властивостями близька до α-фази. Кількість β-фази в сплаві настільки мала, що її евтектоїдний розпад, якщо він і є, не може помітно погіршити фізико-механічні властивості. Завдяки цьому псевдо-α-сплави відрізняються гарною зварюваністю і високою термічною стабільністю, властивою α-сплавам. Після введення невеликої кількості β-стабілізівного елемента понад його розчинність в α-титані, через гетерогенізацію структури, істотно підвищуються міцність і жаротривкість за помірних температур без помітного зниження пластичності. У деяких випадках технологічну пластичність сплавів так можна навіть поліпшити.

Титанові сплави мартенситного класу. До них відносять α+β-сплави, що містять у стабільному стані від 5 до 25% β-фази і утворюють за різкого охолодження з β-області титановий мартенсит у вигляді α′- чи α″-фаз.

Титанові сплави перехідного класу. Сюди відносять сплави з α+β-структурою, що у стабільному стані містять від 25 до 50% β-фази, а за різкого охолодження від температур β-області зберігають β-структуру, що може в деяких умовах зазнавати ω-перетворення ($K_{\beta\text{-стаб}} = 1{,}0\ldots1{,}4$). Такі сплави мають високу гетерогенність структури (висока дисперсність суміші α- і β-фаз), відрізняються максимальним ефектом зміцнення під час термічної обробки, прогартовуються в досить великих перетинах і не такі чутливі до якості структури, як титанові сплави мартенситного класу. Виходячи з особливостей і властивостей цих сплавів, варто вважати, що найпридатніші вони для масивних великогабаритних поковок, штамповок та інших напівфабрикатів, для яких міцність, прогартовуваність та якість структури найважливіші.

Псевдо-β-сплави – найбільш високолеговані титанові сплави, у яких загальний вміст легувальних додатків досягає 20% і більше. Хоча в загартованому стані вони мають однофазну β-структуру, термічно нестабільні і здатні ефективно зміцнюватись шляхом гартування і старіння. Найпривабливіша особливість загартованих β-сплавів – висока пластичність за кімнатної температури, близька до пластичності м’якого нелегованого титану. Тому β-сплави приваблюють для використання як болтів і заклепок, одержаних методом холодної висадки, так і пружин. Оскільки термічною обробкою можна досягнути високої міцності, доцільно застосувати β-сплави у вигляді листів і фольги (для стільникових панелей), тому під час виготовлення виробу з загартованого матеріалу можна скористатися його високою технологічною

пластичністю, а потім, використовуючи низькотемпературне старіння, суттєво поліпшити фізико-механічні властивості готового виробу.

Недоліком псевдо-β-сплавів є велика чутливість до кисню; під час технологічних нагрівів вони окиснюються глибше і швидше, ніж інші, а під час травлення сильно поглинають водень. Хоча вони малочутливі до невеликих кількостей водню, небезпечних для інших сплавів, через високу швидкість дифузії водню в β-титан перевищується допустимий вміст цієї домішки. Іншою негативною особливістю β-сплавів є крихкість звареного шва після зміцнювальної термічної обробки. Тому, за потреби зварювання слід обмежуватися порівняно невисокою границею міцності відпаленого матеріалу σ_B = = 800…900 МПа. Якщо врахувати, що β-сплави мають підвищену густину (близько 5 проти 4,5 г/см^3 у звичайних титанових сплавів), то стає зрозуміла невигідність їхнього застосування у відпаленому стані через малу питому міцність. Дотепер не вдалося підібрати належний режим термічної обробки звареного шва β-сплавів, що дозволив би одержати міцність, близьку до такої основного зміцненого матеріалу за задовільної пластичності.

Крихкість зварного шва після зміцнювальної термічної обробки особливо сильно проявляється в β-сплавів, що містять евтектоїдотвірні елементи (хром, залізо). Перспективніші тут, очевидно, β-сплави, що не містять таких елементів, а також алюмінію.

β-сплави. Одним із промислових β-сплавів є корозійнотривкий сплав 4201, що містить 30% Mo.

Сплави на основі металідів у недалекому майбутньому можуть створити ще одну групу промислових титанових сплавів [5]. Зараз вони проходять лабораторні і дослідно-промислові дослідження. Вимальовуються, принаймні, два класи таких сплавів: з ефектом "пам'яті" (відтворення форми) на основі еквіатомного металіду Ti–Ni, відомі під торговою маркою "Нітинол", і високожароміцні на основі також еквіатомного металіду Ti–Al, відомого в металознавців під назвою "γ-фази", і металіду Ti_3Al, який називають α_2-фазою.

Основними труднощами в освоєнні сплавів типу "Нітинол" є необхідність підтримки надзвичайно вузьких меж у хімічному складі, що практично неможливо за звичайної технології виплавки титанових сплавів.

Переваги та недоліки титанових сплавів

Титанові сплави мають унікальний комплекс фізико-механічних, хімічних та експлуатаційних властивостей, що роблять їх незамінними в багатьох галузях промисловості. Найбільшими споживачами титанових сплавів є, безумовно, аерокосмічна галузь, далі йдуть суднобудування, хімічна промисловість, медицина. В останні роки їх використовують у цивільному будівництві та в індустрії розваг. Це обумовлено властивостями титану: висока питома міцність, унікальна корозійна тривкість у різних середовищах, зокрема людському організмі, більшості органічних та мінеральних кислот, лугах, мінімальний серед металів коефіцієнт термічного розширення, досить висока температура плавлення.

До недоліків потрібно віднести їх високу ціну, надзвичайно низькі триботехнічні характеристики, що унеможливлює використання в вузлах тертя, висока хімічна активність титану за нагріву вище 500°С, що призводить до його окрихчення внаслідок розчинення газів (O_2, N_2, H_2). Для високоміцних сплавів як недолік потрібно відмітити чутливість до якості поверхні та концентраторів напружень.

Таблиця 2.3

Марки титанових сплавів у літаках АН

Марка сплаву	Система легування	Напівфабрикати	Застосування (деталі)
ВТ1-00	Нелегований	Пруток, дріт	Катоди для йонно-плазмового напилення покриттів, зварювальний дріт
ВТ1-0 (ПТ1М)	Нелегований	Лист, труба, дріт, пруток	Деталі трубопроводів повітряної системи, гнуті кронштейни, фольга для сотових заповнювачів композиційних матеріалів, заклепки
ПТ7М	Ti–2Al–2,5Zr	Тонкостінна труба, лист	Трубопроводи
ОТ4-1	Ti–2Al–1,5Mn	Лист, пруток, штамповка	Окантування люків і дверей, гнуті та штамповані кронштейни, елементи трубопроводів, протипожежні перегородки, бронеелементи
ВТ6с	Ti–6Al–4V	Лист, пруток	Шиповані настили підлоги вантажної кабіни
ВТ6	Ti–6Al–5V	Лист, пруток, штамповка, плита, поковка	Деталі кріплення, зокрема різьбові, тяги управління, зварні кронштейни
ВТ16	Ti–2Al–5Mo–5V	Пруток	Деталі кріплення з накатаною різьбою
ВТ3-1	Ti–6Al–2,5Mo–2Cr–Fe–Si	Пруток, штамповка, товстостінна труба	Кронштейни, елементи кріплення, колодки хомутів
ВТ22	Ti–5Al–5Mo–5V–1,5Cr–Fe	Пруток, плита, штамповка, поковка, товстостінна труба	Кронштейни, деталі шасі, зокрема зварні, гідроцилiндри, гідрошарніри, різьбові деталі кріплення, зокрема великих розмірів, рейки направляючі

2.3.2. Технічний титан

ВТ1-00

Хімічний склад, мас.%

Марка сплаву	Стандарт	Ti	C	Fe	Si	O_2	N_2	H_2	Інші домішки
			Не більше						
ВТ1-00	ОСТ 190013-71	Основа	0,05	0,2	0,08	0,10	0,04	0,008	0,1
Grade 1	ASTM	Основа	0,08	0,2	–	0,18	0,03	0,015	–

Примітка: для ВТ1-00 допускається до 0,3%Al, крім зварювального дроту, в якому допускають ≤ 0,003% H_2; ≤ 0, 2% Al; ≤ 0,15% Fe; ≤ 0,12 O_2;
в Grade 1 вміст водню залежить від напівфабрикату: в листах ≤ 0,015% H_2, у прутках ≤ 0,012% H_2, у білетах ≤ 0,01% H_2.

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан контрольних зразків	σ_B, МПа	δ, %	ψ, %	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
				не менше			
Пруток вальцьований	ОСТ 190173-75	Відпалені	300÷450	25	55	12	4,5...5,5
Дріт зварювальний	ОСТ 190015-71	Відпалені	≤ 480	15	–	–	–

Механічні властивості за різних температур

Напівфабрикат	Стан контрольних зразків	$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	δ %	ψ %	$a_н$, кгс·м/см^2
Пруток	Відпалені	–253	–	850	1200	10	40	8
		–196	–	500	850	15	50	10
		20	110	270	400	20	60	12
		100	104	200	310	20	60	–
		150	95	150	260	20	60	–
		200	90	110	210	20	60	–

Фізичні властивості

Густина d = 4500 кг/м^3.

Питомий електроопір (при 20°С) ρ = 48,7·10^{-6} Ом·см.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °C	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600	20...700	100...200	200...300	300...400	400...500	500...600	600...700
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	8,2	8,6	8,8	9,1	9,3	9,5	9,6	8,9	9,3	9,8	10,2	10,4	10,5

Коефіцієнт теплопровідності

T, °C	20	100	200	300	400	500	600
λ, Вт/(м·град)	19,3	18,9	18,4	18,0	18,0	18,0	18,0

Питома теплоємність

T, °C	100	200	300	400	500	600
C, кДж/(кг·град)	0,503	0,545	0,566	0,587	0,628	0,670

Технологічні дані

Температура поліморфного перетворення $T(\alpha \leftrightarrow \beta) = 870–890$ °C

Рекомендована термічна обробка

Вид обробки	*T*, °C	Витримка, год	Умови охолодження
Відпал	670...690	1	На повітрі
Неповний відпал	445...485	0,25...1	На повітрі
Для Grade 1	700	2	На повітрі

Обробка тиском з нагрівом (об'ємна)

Вид обробки	Температура деформування, °C		Ступінь деформації за один нагрів, %	Умови охолодження
	початку	закінчення		
Кування виливок	1050	750	20...30	На повітрі
Кування прутків	950	700	40	На повітрі
Для Grade 1	870	788	–	На повітрі

Марка: ВТ1-0, ПТ1-М

Хімічний склад, мас.%

Марка сплаву	Стандарт	Ti	C	Fe	Si	O_2	N_2	H_2	Інші домішки
			не більше						
ВТ1-0	ОСТ 190013-71	Основа	0,07	0,3	0,1	0,20	0,04	0,010	0,30
ПТ1-М	ОСТ 192077-78	Основа	0,07	0,2	0,1	0,12	0,04	0,006	0,30
Grade 2	ASTM	Основа	0,1	0,3	–	0,25	0,03	0,015	–

Примітка: у ВТ1-0 допускається до 0,7% Al, в ПТ1-М – 0,2÷0,7% Al;
у Grade 2 вміст водню залежить від напівфабрикату: в листах ≤ 0,015%, у прутках ≤ 0,012%, у білетах ≤ 0,01%.

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан контрольних зразків	σ_B, МПа	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	Кут згинання, град	НВ ($D_{відб.}$), мм
				%				
				не менше				
Лист	ОСТ 190218-76	Відпалені з вигладжуванням	400...550	30	–	–	≥ 140	–
Фольга	ОСТ 190145-74	Відпалені	350...500	45	–	–	–	–
Пруток вальцьований	ОСТ 190173-75	Відпалені	400...550	20	50	10		4,7÷5,2
Пруток кований ∅150…250 мм	ОСТ 190266-86	Відпалені	360...550	15	30	5		4,7÷5,2
Труба	ОСТ 90050-72	Відпалені	400...550	15	–	–	–	–

Механічні властивості за різних температур

Напівфабрикат	Стан контрольних зразків	$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
				МПа		%		
						не менше		
Пруток	Відпалені	–253	–	1100	1200	10	35	6
		–196	–	750	970	20	48	8
		20	110	386	500	30	55	10
		100	104	300	420	30	55	–
		150	95	250	350	30	55	–
		200	90	210	300	30	55	–

Фізичні властивості

Густина $d = 4500$ кг/м^3.

Питомий електроопір (при 20°С) $\rho = 48{,}7 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600	20...700	100 200	200 300	300 400	400 500	500 600	600 700
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	8,2	8,6	8,8	9,1	9,3	9,5	9,6	8,9	9,3	9,8	10,2	10,4	10,5

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	20	100	200	300	400	500	600
λ, Вт/(м·град)	19,3	18,9	18,4	18,0	18,0	18,0	18,0

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500	600
C, кДж/(кг·град)	0,503	0,545	0,566	0,587	0,628	0,670

Технологічні дані

Температура поліморфного перетворення $T(\alpha\rightarrow\beta)$ = 880–990°С.

Рекомендована термічна обробка

Вид обробки	T, °С	Витримка, год	Умови охолодження
Відпал листів	520...540	0,5	На повітрі
Відпал прутків, труб	670...690	1,0	На повітрі
Неповний відпал	445...485	0,25...1,0	На повітрі
Для Grade 2	700	2	На повітрі

Примітка: зварні деталі відпалюють у захисній атмосфері, або вакуумі.

Обробка тиском з нагрівом

Вид обробки	Температура деформування, °С		Ступінь деформації за один нагрів	Умови охолодження
	початку	закінчення		
Кування виливок	1050	750	20...30	На повітрі
Кування білетів	950	700	≥ 40	На повітрі
Штампування на пресі	890	650	40…50	На повітрі
Штампування на молоті	920	700	40...50	На повітрі
Для Grade 2	899	843	–	На повітрі

Обробка тиском листових заготовок

T, °С	Витягування $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$	Видавлювання $K_{вид.}$, %	Згин на кут 90° R_{min} за товщини листа S
20	1,5...2,0	1,4...1,8	12...20	(1,0–3,0)S
550...600	1,8...2,0	–	15...25	(0,5–1,5)S

Зварюваність

Матеріали	Метод зварювання	Матеріал присадного дроту	Термообробка після зварювання	Механічні властивості зварних з'єднань при 20°С		
				σ_B, МПа	$a_н$, кгс·м/см^2	Кут згинання град, не менше
ВТ1-0 + + ВТ1-0	ААрДЕЗ	ВТ1-00	Неповний відпал	0,9·σ_B основного матеріалу	≥ 7	110

2.3.3. Сплави підвищеної пластичності

ПТ7М

Хімічний склад, мас.%

Марка сплаву	Стандарт	Ti	Al	Zr	C	Fe	Si	N_2	O_2	H_2	Інші домішки
					не більше						
ПТ7М	ОСТ 192077-78	Основа	1,8…2,5	2…3	0,1	0,25	0,12	0,04	0,15	0,006	0,3

Механічні властивості

Характеристики	Вид напівфабрикату	$T_{випроб}$, °С				
		20	150	250	350	400
Границя міцності σ_B, МПа	Лист, товщина 1,0...1,2 мм	490...637	441	–	343	–
	Холодновальцьована труба	471...667	–	–	≥235	–
	Гарячевальцьована труба	471...686	–	–	≥235	–
	Особливо тонкостінна труба	471...667	–	–	–	–
Границя текучості $\sigma_{0,2}$, МПа	Лист, товщина 1,0...1,2 мм	392...588	353	–	245	–
	Труба	373...530	–	–	≥177	–
Відносне видовження δ, %	Лист, товщина 1,0...1,2 мм	30	–	–	–	–
	Холодновальцьовані труби	18...25	–	–	–	–
	Гарячевальцьовані труби	15...20	–	–	–	–
	Особливо тонкостінна труба	20...30	–	–	–	–
Відносне звуження ψ, %	Гарячевальцьована труба	30...50	–	–	–	–
Границя пропорційності $\sigma_{пц}$, МПа	Лист, товщина 1,0...1,2 мм	294...490	245	–	216	–
Ударна в'язкість $a_н$, кгс·м/см^2	Лист, товщина 1,0...1,2 мм	8...12	–	–	–	–
	Гарячевальцьована труба	до 10	–	–	16	–
Границя витривалості (на базі 10^7 циклів), МПа	Лист, товщина 1,0...1,2 мм	255	–	–	–	–
Границя повзучості при залишковій деформації 0,2% за 100 год, МПа	Лист, товщина 1,0...1,2 мм	–	–	275	235	177
Границя тривалої міцності, МПа за 100 год	Лист, товщина 1,0...1,2 мм	–	–	314	284	226
Кількість циклів до виникнення тріщини заданого розміру (N_0) при K_t = 3,0; $\sigma_{max} = 0{,}25\sigma_B$	Лист, товщина 1,0...1,2мм	105000	–	–	–	–

Примітка: механічні властивості визначені на відпалених напівфабрикатах.

Фізичні властивості

Параметри	$T_{випроб}$, °С						
	20	100	150	200	300	350	400
Модуль нормальної пружності за розтягу E, ГПа	112	–	103	–	–	89	–
Модуль зсуву G, ГПа	46	–	42	–	–	37	–
Коефіцієнт Пуассона, μ	0,32	–	–	–	–	–	–
Густина d, кг/м^3	4490						
Електроопір питомий $\rho\cdot10^6$, Ом·см	108	115	–	127	140	–	152
Теплоємність питома C, Дж/(кг·град)	–	594	–	625	659	–	690
Температурний коефіцієнт лінійного розширення $\alpha\cdot10^6$, 1/град	–	8,8	–	8,9	9,2	–	9,4
Коефіцієнт теплопровідності, Вт/(м·К)	–	9,3	–	10,5	11,9	–	13,3

Технологічні дані

Температура поліморфного перетворення $T(\alpha\leftrightarrow\beta)$ = 910–930°С.

Рекомендована термічна обробка

Вид термічної обробки	T, °С	Витримка, год	Умови охолодження
Відпал листів, труб	650...700	1	На повітрі
Відпал прутків	700...750	1	На повітрі
Неповний відпал	500...550	1	На повітрі

Примітка: зварні трубопроводи відпалювати у вакуумі при 650...700°С.

Обробка тиском листових заготовок

T, °С	Витяжка $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$	Видавлювання $K_{вид.}$, %	Згин на кут 90°, R_{min} при S
20	1,5...2,0	1,4...1,8	12...20	(1,0–3,0) S
550...600	1,8...2,0	–	15...25	(0,5–1,5) S

S – товщина листа.

Зварюваність

Механічні властивості	Вид напівфабрикату і вид зварки		$T_{випроб}$, °С				
			20	150	250	350	400
1	2		3	4	5	6	7
σ_B, МПа, і коефіцієнт ослаблення зваркою	Лист товщиною 1,0…1,2 мм, ААрДЕЗ		539 $0{,}95\sigma_B$	432 $0{,}75\sigma_B$	353 $0{,}6\sigma_B$	314 $0{,}55\sigma_B$	294 $0{,}5\sigma_B$
$a_{т.у.}$, кгс·м/см^2	Лист товщиною 1,0…1,2 мм, ААрДЕЗ	Метал шва	8...10	–	–	–	–
		Зона термічного впливу	5…7	–	–	–	–

Продовження

1	2	3	4	5	6	7
σ_{-1}, МПа на базі 10^7 циклів	Лист товщиною 1,0…1,2мм $\sigma_{-1} = \sigma_{-1}^{\text{осн. Ме}}$, ААрДЕЗ	255	–	–	–	–
Малоциклова втома за осьового навантаження (σ_{max} = = 32 кгс/мм^2), цикли	Лист товщиною 1,0…1,2 мм, АрДЕЗ	70000 30000	70000 20000	25000 –	–	–
Тривала міцність за 100 год, МПа	Лист товщиною 1,0...1,2 мм, ААрДЕЗ	–	–	304	275	206
Кут загину зварного з'єднання, град	Лист, товщина 1,0, мм основний метал зварне з'єднання, ААрДЕЗ	100…140 90…130	–	–	–	–

Марка: ОТ4-1

Хімічний склад, мас. %

Марка сплаву	Стандарт	Ti	Al	Mn	C	Fe	Si	Zr	O	N	H	Домішки
					не більше							
ОТ4-1	ОСТ 190013-71	Основа	1,0…2,5	0,7…2,0	0,10	0,30	0,15	0,30	0,15	0,05	0,012	0,30

Механічні властивості

Напівфабрикат		Стандарт	Стан контрольних зразків	σ_B, МПа	δ, %	ψ, %	$a_н$, кгс·м/см^2	Кут загину, град	НВ ($D_{відб.}$), мм
					Не менше				
Лист товщиною, мм	0,5...0,7 0,8...1,8 2,0...6,0	ОСТ 190218-76	Відпалені з вигладжуванням	600...750 600...750 600...750	25 20 15	–	–	≥ 100 ≥ 70 ≥ 60	–
Пруток вальцьований		ОСТ 190173-75	Відпалені	600–800	15	35	4,5	–	3,8...4,3
Пруток кований діаметром:	65...100	ОСТ 190107-73	Відпалені	600...750	15	35	4,5	...	3,8...4,3
	101...150			550...750	12	23	4,0	...	3,8...4,3
Штамповка товщиною до	100	ОСТ 190000-70	Відпалені	600...750	15	35	4,5	...	3,8...4,3
	101...150			550...750	12	23	4	...	3,8...4,3
	151...250			550...750	10	23	4	...	3,8...4,3

Механічні властивості за нагріву

Напів-фабрикат	Стан контроль-них зразків	$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B МПа	δ, % не менше
Лист	Відпалені	20	110	570	700	30
		250	88	380	450	30
		300	84	370	430	28
		350	80	350	410	27
		400	–	330	380	22

Фізичні властивості

Густина d = 4550 кг/м^3.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	100...200	200...300	300...400
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	8,0	8,3	8,5	8,8	8,6	9,1	9,6

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	100	200	300	400	500	600
λ, Вт/(м·град)	10,5	11,3	12,2	13,4	14,7	16,3

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500	600
C, кДж/(кг·град)	0,503	0,566	0,628	0,670	0,755	0,838

Питомий електричний опір

T, °С	20	100
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	101	114

Технологічні дані

Температура поліморфного перетворення T ($\alpha \leftrightarrow \beta$) = 910–950 °С

Рекомендована термічна обробка

Вид обробки	T, °С	Витримка, год	Умови охолодження
Відпал листів	640...660	0,25...1,0	На повітрі
Відпал прутків, штамповок	740...760	0,25...1,0	На повітрі
Неповний відпал	520...560	0,25...1,0	На повітрі

Обробка тиском з нагрівом (об'ємна)

Вид обробки	Температура деформування, °С		Ступінь деформації за один нагрів, %	Умови охолодження
	початку	закінчення		
Кування виливка	950...1050	750	30...50	На повітрі
Кування білета	880...950	750	40...70	На повітрі
Штамповка на пресі	880...910	700	40...70	На повітрі
Штамповка на молоті	890...950	750	40...70	На повітрі

Обробка тиском листових заготовок

Товщина листа, мм	Витягування $K_{вит.}$	Згин на кут 90°, R_{min} при S	Товщина листа, мм	Відбортування $K_{відб.}$	Видавлювання $K_{вид.}$, %
До 1	1,55...1,8	(1,8–2,5) S	0,3...0,7	1,35...1,5	12...15
1...3	1,8...1,85	(2,0–2,5) S	0,8...1,5	1,6...1,7	18...20
Більше 3	1,45...1,6	(2,5–3,5) S	1,6...3,0	1,45...1,55	15...18

S – товщина листа

Зварюваність

Матеріали	Метод	Товщина, мм	Присадка	Термообробка після зварювання	σ_B, МПа	Кут згинання, град	$a_{т.у.}$, кгс·м /см^2
ОТ4-1+ +ОТ4-1	ААрДЕЗ	2,0	Без присадки	Без термообробки	740	70	5,8

Довготривала міцність сплаву ОТ4-1 при 300°С, відпалений лист – σ_B^{300} = = 480 МПа.

Секундна міцність сплаву ОТ4-1 при високих температурах, відпалений лист товщиною 1,0 мм, σ_B = 690 МПа.

2.3.4. Сплави середньої міцності

Марка: ВТ6с

Хімічний склад, мас.%

Марка сплаву	Стандарт	Ti	Al	V	C	Fe	Si	Zr	O_2	N_2	H_2	Інші домішки
					не більше							
ВТ6с	ОСТ 190013-71	Осн.	5,0... 6,5	3,5... 4,5	0,08	0,25	0,15	0,30	0,15	0,05	0,015	0,30
Grade 5	ASTM	Осн.	5,5... 6,75	3,5... 4,5	0,08	0,25	–	–	0,2	0,05	–	–

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан контрольних зразків	σ_B, МПа	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	Кут згинання, град	НВ ($D_{відб.}$), мм
				%				
				не менше				
Лист 1,0...4,0	ОСТ 190218-76	Відпалені з вигладжуванням	850...1000	12	25	–	30	–
Пруток вальцьований	ОСТ 190173-75	Відпалений	850...1000	10	30	4	–	3,4...3,9

Механічні властивості за кімнатної, підвищеної та низької температур

Напів-фабрикат	Стан контрольних зразків	$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
				МПа		%		
Лист	Відпалений	20	115	800	850	8	–	–
		200	100	580	600	12	–	–
		350	85	500	540	15	–	–
		500	–	400	470	15	–	–
Пруток	Відпалений	20	120	820	900	13	40	5
		200	110	670	750	12,5	50	–
		300	–	600	680	12,0	60	–
		350	100	–	–	–	–	
		400	-	540	630	12	65	–
		500	85	500	600	14	70	–
		600	–	–	480	20	70	
Лист	Загартований і зістарений	20	115	1000	1100	8	–	–
		200	90	600	750	7	–	–
		350	71	530	690	6	–	–
Пруток	Відпалений	20	–	810	860	10...15	30...50	6
		–196	–	1270	1310	7...10	20...40	4
		–253	–	1560	1580	3...6	10...20	2,5

Границі тривалої міцності, повзучості та витривалості

Напів-фабрикат	Стан контрольних зразків	$T_{випроб}$, °С	σ_{100}	σ_{1000}	$\sigma_{0,2/100}$	σ_{-1}	$\sigma_{-1}^{н}$
						на базі 10^7 циклів	
			МПа				
Лист	Відпалений	20	–	–	–	400	–
		200	580	580	–	–	–
		350	500	500	320	290	–
	Загартований і зістарений	350	630	–	450	–	–
Пруток	Відпалений	20	–	–	–	530	–
		200	700	700	–	–	–
		350	620	620	380	430	300

Секундна міцність

Напівфабрикат	Стан контр. зразків	$T_{випроб}$, °С	$\sigma_{10"}$	$\sigma_{60"}$	$\sigma_{120"}$	$\sigma_{180"}$	$\sigma_{300"}$
			МПа				
Пруток	Відпалені	500	–	590	585	580	570
		600	–	450	–	420	400
		700	–	280	–	250	230
		800	–	130	–	110	90
	Загартовані і зістарені	500	600	590	575	565	560
		600	450	400	370	360	340
		700	290	235	200	180	155
		800	160	105	90	80	70

Фізичні властивості

Густина $d = 4450$ кг/м^3

Питомий електричний опір (при 20°С) $\rho = 142 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T,°С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600	20...700	100...200	200...300	300...400	400...500	500...600	600...700
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	8,4	8,7	9,0	9,3	9,6	9,9	10,1	9,0	9,6	10,2	10,8	11,4	11,3

Коефіцієнт теплопровідності

T,°С	25	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ, Вт/(м·град)	8,4	9,2	10,5	11,7	13,0	14,7	15,9	17,2	18,9	20,1

Питома теплоємність

T,°С	100	200	300	400	500	600	700	700	900
C, кДж/(кг·град)	0,545	0,587	0,628	0,670	0,712	0,755	0,796	0,880	0,922

Технологічні дані

Температура поліморфного перетворення $T(\alpha \rightarrow \beta) = 950–990$°С

Рекомендована термічна обробка

Вид обробки	T, °С	Витримка, год	Умови охолодження
Відпал	750…800, листи 750…900, прутки	0,5...4	На повітрі
Ізотермічний відпал Варіант I	850 750	0,5 0,5	В печі до 750°С На повітрі
Варіант II Для Grade 5 Індукційний відпал зварних з'єднань	800 730 800	0,5 4 –12 хв	В печі до 500°С, далі на повітрі В печі до 560°С, далі на повітрі В аргоні, вакуумі, або на повітрі
Гартування	880…930	0,1...1	У воді, оливі
Старіння	450…500	2...4	На повітрі

Обробка тиском з нагрівом (об'ємна)

Вид обробки	Температура деформування, °С		Ступінь деформації за один нагрів, %	Умови охолодження
	початку	закінчення		
Кування виливка	1100	850	30...70	На повітрі
Кування з білетів	1000	800	40…70	На повітрі
Для Grade 5	982	968	–	На повітрі

Обробка тиском листових заготовок

T, °С	Витягування $K_{вит.}$	Відбортування $K_{відб.}$	Видавлювання $K_{вид.}$, %	Згинання на кут 90°, R_{min} при *S*
20	1,2...1,5	1,3...1,5	5...7	(3,5–5,0)*S*
650...800	1,4...1,7	1,45...1,75	10...14	(2,3–4,0)*S*

S – товщина листа.

Зварюваність

Матеріали	Метод	Матеріал присадки	Термо-обробка	Механічні властивості			
				σ_B, МПа	$a_н$, кгс·м/см^2	Кут згинання, град, не менше	σ_{-1}, МПа
ВТ6с+ВТ6с (лист 3 мм)	ААрДЕЗ	Без присадки	Відпал 750°С	850...920	–	42	260
ВТ6с+ВТ6с (лист 3 мм)	ААрДЕЗ	ВТ1-00	Відпал 750°С	850...900	–	–	–

Примітка: замість термічної обробки зварних швів та зони термічного впливу можлива обробка роликами.

Марка: ВТ6

Хімічний склад, мас.%

Марка сплаву	Стандарт	Ti	Al	V	C	Fe	Si	O_2	N_2	H_2	Інші домішки
					не більше						
ВТ6	ОСТ 190013-71	Основа	5,5…7,0	4,2…6,0	0,10	0,30	0,15	0,20	0,05	0,015	0,3

Примітка: дозволяється ≤ 2,0% Zr.

Механічні властивості

Напівфабрикат		Стандарт	Стан контрольних зразків	σ_B, МПа	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
					%			
					не менше			
Лист		ОСТ 190218-76	Відпалені	900...1100	8	–	–	–
Пруток вальцьований		ОСТ 190173-75	Відпалені	920...1120	10	30	4	3,3...3,8
			Гартовані і зістарені	≥ 1100	6	20	2,5	3,1...3,4
Пруток кований		ОСТ 190107-73	Відпалені	920...1070	10	30	3	3,3...3,8
			Гартовані і зістарені	1100...1250	6	20	2,5	3,1...3,4
Штамповка і поковка за товщини	До 100 мм	ОСТ 190000-70	Відпалені	920...1100	10	30	3	3,3...3,8
	101... 250 мм			850...1070	6	20	3	3,3...3,8

Механічні властивості при кімнатній та підвищеній температурах

Напівфабрикат	Стан контрольних зразків	$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
				МПа		%		
Пруток, поковка, штамповка	Відпалені	20	125	900	1000	10	30	3...5
		200	–	600	750	10	36	–
		350	102	450	650	11	39	–
		450	97	420	550	9	38	–
	Загартовані і зістарені	20	125	1050	1150	8	30	2,5
		300	–	750	870	8	40	–
		350	102	720	860	8	45	–
		400	101	600	820	9	50	–

Границі довготривалої міцності, повзучості та витривалості

Напівфабрикат	Стан	$T_{випроб}$, °С	σ_{100}	σ_{1000}	$\sigma_{0,2/100}$	σ_{-1} на базі 10^7 циклів
			МПа			
Пруток, поковка, штамповка	Відпалені	20	–	–	–	530
		200	730	–	–	–
		300	640	–	–	430
		350	620	–	–	–
		400	600	510	360	–
		450	420	350	140	390
		500	270	130	55	–
	Загартовані і зістарені	350	830	–	–	–
		400	800	–	400	–

Фізичні властивості

Густина $d = 4430$ кг/м^3

Питомий електричний опір $\rho = 160 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	100...200	200...300	300...400
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	8,4	8,9	9,1	9,4	9,3	9,8	10,1

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	100	200	300	400	500	600	700
λ, Вт/(м·град)	9,2	10,9	11,3	12,6	13,8	15,5	16,8

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500	600
C, кДж/(кг·град)	0,545	0,587	0,670	0,712	0,796	0,880

Технологічні дані

Температура поліморфного перетворення $T(\alpha+\beta \rightarrow \beta) = 960–1000$°С

Рекомендована термічна обробка

Вид термічної обробки	T, °С	Витримка, год	Умови охолодження
Відпал	750...800, листи 750...900, прутки	0,3...1,0	На повітрі
Ізотермічний відпал	850	0,5	В печі до 750°С
Варіант I	750	0,5	На повітрі
Варіант II	800	0,5	В печі до 500°С, далі на повітрі
Неповний відпал	600...650	0,5...4	На повітрі
Гартування	900...950	0,1...1,0	Вода, олива
Старіння	450...550	2...4	На повітрі

Обробка тиском з нагрівом (об'ємна)

Вид обробки	Температура деформування, °С		Ступінь деформації за один нагрів, %	Умови охолодження
	початку	закінчення		
Кування виливка	1100	850	30...70	На повітрі
Кування з білетів	1000	800	40...70	На повітрі
Штампування на пресі	950	750	40...70	На повітрі
Штампування на молоті	970	800	40...70	На повітрі

Зварюваність

Матеріал	Метод	Матеріал присадки	Термічна обробка після зварювання	σ_B зварного з'єднання, МПа
ВТ6 + ВТ6	ААрДЕЗ	Без присадки	Відпал 750...800°С	950...1000

2.3.5. Високоміцні сплави

Марка: ВТ16

Хімічний склад, мас.%

Стандарт	Ti	Al	Mo	V	C	Fe	Si	Zr	O_2	N_2	H_2	Інші
					не більше							
ОСТ 190013-71	Основа	1,6...3,0	4,5...5,5	4,0...5,0	0,10	0,25	0,15	0,30	0,15	0,05	0,015	0,30

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан контрольних зразків	σ_B, МПа	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
				%		
				не менше		
Пруток калібрований	ТУ 1-92-3-72	Відпалені	830...950	16	60	–
Пруток вальцьований	ОСТ 190173-75	Загартовані і зістарені	1050...1250	12	50	3
Пруток шліфований		Загартовані і зістарені	1050...1250	12	50	–

Продовження

Напів-фабрикат	Стан контрольних зразків	$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ, кгс/мм^2
				МПа		%			
Пруток	Відпалені	20	105	800	850	22	65	16	280
	Загартовані і зістарені	20	112	1170	1350	8	40	5	–
		300	92	830	1080	9	27	–	–
		450	82	830	1070	9	20	–	–

Механічні властивості деталей кріплення (20°С)

Деталь	Стан	σ_B	$\tau_{зр.}$	σ_B за кута перекосу, град		σ_{-1} на базі $2\cdot10^7$ циклів
				4	8	
		МПа				
Болт М 10×1,5	Відпалені	1050	640	1050	1050	–
	Загартовані і зістарені	1250	720	1100	1000	160

Малоциклова втома деталей кріплення за асиметричного розтягу ($R = 0{,}1$)

Деталь	Стан	$T_{випроб}$, °С	σ_{max}, МПа	N, цикли
Болт М 10×1,5	Загартовані і зістарені	20	400	20000
			500	7000
			600	2500
			700	1000
		350	300	38000
			400	9000
			500	2000
			550	1000

Границі довготривалої міцності, повзучості та витривалості

Напівфабрикат	Стан	$T_{випроб}$, °С	σ_{100}	$\sigma_{0,2/100}$	σ_{-1}	$\sigma^{н}_{-1}$
					на базі 10^7 циклів	
			МПа			
Пруток	Загартовані і зістарені	20	–	–	440	320
		300	700	500	–	–
		350	600	400	–	–
		400	–	–	330	300

Механічні властивості при кімнатній температурі після довготривалого нагріву

Стан матеріалу	Режим нагріву		σ_B, МПа	δ	ψ
	T, °С	τ, год		%	
Пруток загартований і зістарений	Вихідний стан		1110	16	59
	300	2000	1120	15	59

Фізичні властивості

Густина $d = 4680$ кг/м^3.

Питомий електричний опір (при 20°С) $\rho = 111 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Коефіцієнт лінійного термічного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	100...200	200...300	300...400	400...500
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	9,1	9,4	9,7	9,9	10,0	9,8	10,4	10,5	10,3

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ, Вт/(м·град)	10,9	12,1	13,4	14,6	15,9	16,7	18,0	19,6	21,3

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500	600	700	800
C, кДж/(кг·град)	0,461	0,503	0,545	0,587	0,670	0,712	0,796	0,838

Технологічні дані

Температура поліморфного перетворення $T(\alpha+\beta \rightarrow \beta)$ = 840–880°С

Рекомендована термічна обробка

Вид обробки	*T*, °С	Витримка, год	Умови охолодження
Відпал	770...790	2	У печі зі швидкістю 2÷4°С/хв до 500°С, далі на повітрі
Гартування	800...820	2	У воді
Старіння	540...570	6...10	На повітрі

Марка: ВТ-22

Хімічний склад, мас.%

Стандарт	Ti	Al	Mo	V	Fe	Cr	C	Si	Zr	O_2	N_2	H_2	Інші
							не більше						
ОСТ 190013-71	Основа	4,4...5,9	4,0...5,5	4,0...5,5	0,5...1,5	0,5...2,0	0,10	0,15	0,30	0,20	0,05	0,015	0,30

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан контр. зразків	σ_B, МПа	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
				%			
				не менше			
Пруток вальцьований, 25...60 мм	ОСТ 190173-75	Відпалені	1100...1250	10	35	3	3,1...3,6
Пруток вальцьований, 65...130 мм	ОСТ 190266-78	Відпалені	1100...1300	8	20	3	3,1...3,6
Штамповка і поковка	Ту 1-92-34-75 Ту 1-92-35-75	Відпалені	≥ 1100	8	20	3	3,1...3,6

Механічні властивості за різних температур

Напівфабрикат	Стан контрольних зразків	$T_{випроб}$, °С	*E*, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
				МПа		%			
Пруток вальцьований	Відпалені	–70	–	–	1250...1350	5...10	20...40	3,5	–
		20	110	1050...1150	1100...1250	10...16	35...50	3,5…6,0	–
		300	95	800...850	900...950	8...16	35...60	–	–
		400	85	700...750	800...900	10...18	40...65	–	–
Штамповка або поковка	Відпалені	20	115	1050...1150	1100...1200	7...15	18...40	3	–
		300	106	800...900	900...960	9...18	25...50	–	–

Границі довготривалої і секундної міцності

Напівфабрикат	Стан контр. зразків	$T_{випроб}$, °С	σ_{100}	σ_{200}	σ_{300}	σ_{500}	σ_{1000}	σ_{2000}	$\sigma^{н}_{2000}$
			МПа						
Пруток	Відпалений	300	840...890	840...890	840...890	840...890	840...890	840...890	1080
		400	730...760	–	–	–	620...640	–	–

Продовження

Напівфабрикат	Стан контр. зразків	$T_{випроб}$, °С	$\sigma_{10''}$	$\sigma_{60''}$	$\sigma_{200''}$	$\sigma_{300''}$
			МПа			
Пруток	Відпалений	400	990	985	985	985
		500	915	910	905	905
		600	750	660	630	600
		700	440	325	285	255
		800	200	125	110	95
		900	75	45	40	35

Механічні властивості при кімнатній температурі після довготривалого нагріву

Стан матеріалу	Режим нагріву		σ_B, МПа	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
	T, °С	τ, год		%		
Відпалений пруток	Вихідний стан		1140	12	36	3,5
	200	10	1140	12	39	3,5
		100	1150	11	33	3,4
		1000	1160	11	37	3,4
		10000	1140	10	35	3,2
	300	100	1170	12	39	3,4
		1000	1180	11	33	3,2
		10000	1700	9	30	3,0
	400	10	1180	11	36	3,4
		100	1190	9	31	3,3
		1000	1190	8	20	3,0

Фізичні властивості

Густина $d = 4620$ кг/м^3.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	100...200	200...300	300...400	400...500
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	8,0	8,2	8,4	8,6	8,8	8,4	8,8	9,3	9,8

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ, Вт/(м·град)	9,21	10,5	11,7	13,4	14,6	15,9	17,2	18,4	19,7

Питома теплоємність

T, °C	100	200	300	400	500	600	700	800
C, кДж/(кг·град)	0,523	0,565	0,586	0,649	0,712	0,795	0,879	0,863

Питомий електричний опір

T, °C	–100	–60	0	20	100	200	300	350	400
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	147	148	151	153	156	159	162	163	164

Технологічні дані

Температура поліморфного перетворення $T(\alpha+\beta \leftrightarrow \beta)$ = 860–890 °C

Рекомендована термічна обробка

Вид термічної обробки	*T*, °C	Витримка, год	Умови охолодження
Ступеневий відпал	820...850 + 740...760 + 500...650	1...3 1...3 2...6	З піччю до 750°C На повітрі На повітрі
Відпал	740...760	1...3	З піччю до 400°C, далі на повітрі
Неповний відпал	600...680	0,5...4	На повітрі
Гартування	700...760	1	У воді
Старіння	500...560	8...16	На повітрі

Обробка тиском з нагрівом (об'ємна)

Вид обробки	Температура деформування, °C		Ступінь деформації за один нагрів, %	Умови охолодження
	початку	закінчення		
Кування виливка	1180	850	30...50	На повітрі
Кування з білетів	1020	800	40...70	На повітрі
Штампування на молоті	950	800	40...70	На повітрі
Штампування на пресі	840	750	20...50	На повітрі, в печі
Вальцювання пресуванням	1050...950	800...750	20...60	На стелажах, на повітрі, в печі

2.3.6. Жароміцні сплави

Марка: ВТ3-1

Хімічний склад, мас.%

Стандарт	Ti	Al	Mo	Cr	Si	Fe	C	Zr	O_2	N_2	H_2	Інші
							не більше					
ОСТ 190013-71	Основа	5,5...7,0	2,0...3,0	0,8...2,3	0,15...0,40	0,2...0,7	0,10	0,50	0,18	0,05	0,015	0,30

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	σ_B, МПа	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
			%			
			не менше			
Пруток вальцьований	ОСТ 190173-75	1000...1200	10	30	3	3,2...3,7
Пруток кований	ОСТ 190107-73	1000...1200	10	25	3	3,2...3,7
Штамповка і поковка	ОСТ 190000-70	1000...1200	10	25	3	3,2...3,7

Механічні властивості за різних температур

Напів-фабрикат	Стан контроль-них зразків	$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
				МПа		%			
Пруток	Відпалені	–196	–	1630	1650	6	25	2,5...4	–
		–70	–	1160	1200	10	30	3...5	–
		–40	–	1070	1120	12	35	5...6	–
		20	115	930	1000	10	30	3...6	3,2…3,7
		100	113	820	950	10	45	–	–
		200	111	730	900	10	52	–	–
		300	108	660	830	9	52	–	–
		400	100	630	800	8	55	–	–
		450	98	600	750	11	63	–	–
		500	89	550	670	13	69	–	–
		600	80	–	540	18	86	–	–

Границі довготривалої міцності, повзучості і витривалості (втоми)

Напів-фабрикат	Стан контр. зразків	$T_{випроб}$, °С	σ_{100}	σ_{500}	σ_{1000}	σ_{2000}	σ_{5000}	σ_{1000}	σ_{10000}
			МПа						
Пруток	Відпалений	20	–	–	950	–	–	920	880
		100	–	–	920	–	–	880	820
		150	–	–	–	–	–	–	770
		200	–	–	840	–	–	800	750
		300	820	810	–	780	–	–	–
		400	780	760	–	720	–	–	–
		450	610	590	–	530	–	–	–
		500	40	–	–	–	230	180	–

Фізичні властивості

Густина $d = 4500$ кг/м^3.

Питомий електричний опір (при 20°С) $\rho = 136 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600	20...700	20...800
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	9,2	9,3	9,5	9,7	9,9	10,1	10,2	10,3

Продовження

T, °С	100...200	200...300	300...400	400...500	500...600	600...700	700...800
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	9,5	9,9	10,2	10,7	11,2	11,1	10,5

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300	400	500	600	700
λ, Вт/(м·град)	8,0	8,8	10,1	11,3	12,6	14,2	15,5	16,8

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500	600
C, кДж/(кг·град)	0,461	0,503	0,545	0,608	0,670	0,712

Технологічні дані

Температура поліморфного перетворення $T(\alpha+\beta\rightarrow\beta)$ = 950–980°С

Рекомендована термічна обробка

Вид термічної обробки	T, °С	Витримка, год	Умови охолодження
Ізотермічний відпал	870...920 + 550...650	1...4 2	Перенесення в піч з T = 550–650 °С На повітрі
Подвійний відпал	870...920 + 550...600	1...4 2...5	На повітрі На повітрі
Неповний відпал	530...620	0,5...4	На повітрі
Гартування Старіння	840...900 500...620	1...4 1...6	У воді На повітрі

Обробка тиском з нагрівом (об'ємна)

Вид обробки	Температура деформування, °С		Ступінь деформації за один нагрів, %	Умови охолодження
	початку	закінчення		
Кування виливка	1180	850	≥40	На повітрі
Кування з білетів	1000...980	820	40...50	На повітрі
Штампування на пресі	930...950	800	40...60	На повітрі
Штампування на молоті	940...980	850	40...60	На повітрі

Зварюваність

Матеріал	Метод	Матеріал присадки	Термічна обробка після зварювання	Механічні властивості зварного з'єднання		
				$\sigma_{зв}/\sigma_{B\ осн}$	$a_н$, кгс·м/см^2	$\sigma_{100зв}/\sigma_{100\ осн}$
ВТ3-1+ +ВТ3-1	ЕПЗ	–	Відпал 800...850°С, 1...2 год, повітря	0,9	≥ 2,5	0,9
	ААрДЕЗ	СПТ20 ВТ20-2	Відпал	0,85	≥ 4	0,75
		ВТ2	Відпал	0,75	≥ 6	–

2.4. СТАЛІ

У конструкціях сучасних літаків об'єм використання сталей постійно зменшується, що має об'єктивні причини:

– по перше, для того, щоб сталь конкурувала за питомою міцністю з сучасними алюмінієвими і титановими сплавами, в яких питома міцність σ_B/d становить відповідно 20 і 27, границя міцності сталі повинна становити $\sigma_B = 2000$ МПа. Сталі з такою міцністю існують, але їх використання обмежене через чутливість до концентраторів напружень:

– по-друге, вона має низьку корозійну тривкість, зокрема, низькі порогові напруження КР, що особливо важливо для літаків з довготривалим ресурсом експлуатації.

Не зважаючи на вказані недоліки, стальні деталі займають близько 10% від маси каркаса літака. Основними перевагами, на яких базується їх використання, є високий модуль пружності, порівняно низька ціна, традиції у застосуванні аналогічних конструкцій та перевірена експлуатацією надійність [15–19].

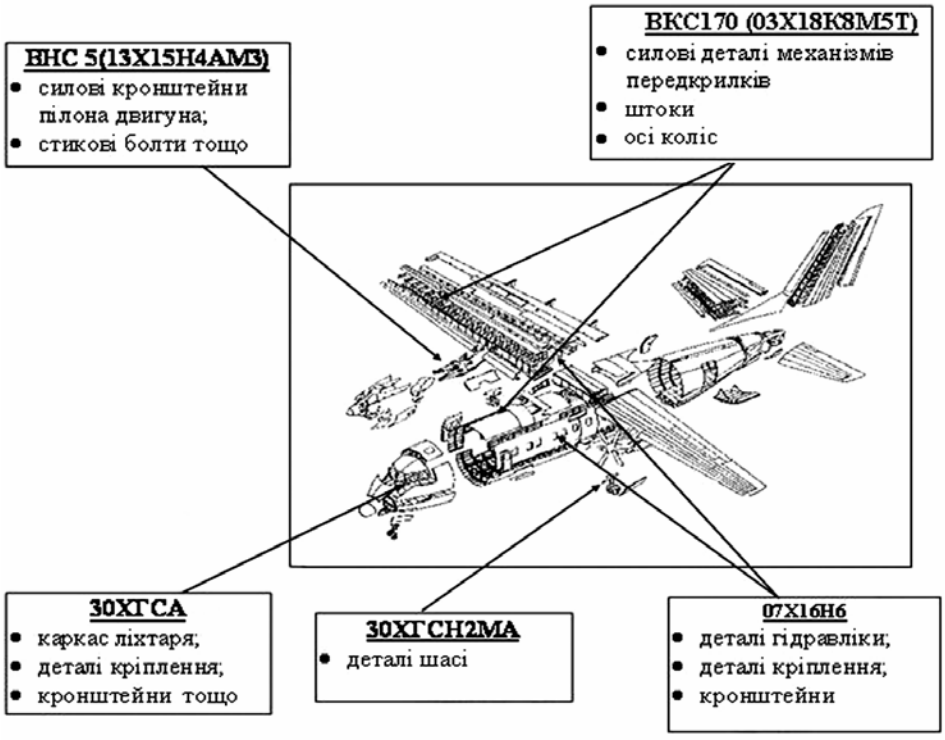


Рис. 2.3. Використання сталей у конструкції літаків АН

Сталі у конструкціях літаків (рис. 2.3) залежно від класу можна умовно розділити на:

– маловуглецеві нелеговані, що застосовують для малонавантажених деталей, зокрема холодновисадних болтів, та для деталей, технологія виготовлення яких потребує значної пластичної деформації;

– найпоширеніші конструкційні мало- та середньолеговані середньої міцності. З них виготовляють різноманітні силові деталі, зміцнені термообробкою на σ_B = 900...1400 МПа, зокрема зварні, і такі, що підлягають хіміко-термічній обробці (азотування, цементація);

– високоміцні конструкційні, які можуть зміцнюватись термообробкою на σ_B > 1400 МПа і використовуються для виготовлення високонавантажених відповідальних деталей літака. Їх поділяють на високоміцні середньолеговані та мартенситностаркі;

– нержавні та жароміцні, що використовують для виготовлення корозійнотривких деталей.

Застосування сталей кожного класу пов'язане з їх фізико-хіміко-механічними властивостями, технологічністю з урахуванням умов експлуатації: навантаження, контакт з іншими матеріалами, середовище, наявність чи відсутність тертя тощо.

2.4.1. Маловуглецеві сталі

З вуглецевих сталей у літаках АН виготовляють різноманітне оснащення, ненавантажені деталі кріплення, зокрема технологічні кронштейни складної геометричної форми, зварні деталі тощо.

Деталі з цих сталей застосовують без зміцнювальної термічної обробки, за винятком сталі 45, яку гартують на σ_B = 700…900 МПа. З вуглецевих використовують сталі 20, 25 та 45.

Марка: Сталі 20, 20А і 20А селект

Хімічний склад, мас.%

Марка сталі	C	Si	Mn	Fe	Cr	Ni	S	P
					не більше			
20	0,17...0,25	0,17...0,37	0,35...0,65	Основа	0,3	0,3	0,040	0,040
20А	0,15...0,25	0,17...0,37	0,35...0,65	Основа	0,3	0,3	0,035	0,040
20А селект	0,15...0,22	0,17...0,37	0,35...0,65	Основа	0,3	0,3	0,035	0,040

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	σ_B, МПа	δ %	ψ %	E, ГПа
Лист до 4 мм	ГОСТ16523-70	Відпалені	360…510	21	–	210
Лист більше 4 мм	ГОСТ1577-70	Відпалені, нормалізовані, або після високого відпуску	≥ 420	28	–	210
Труба холодно-деформована	ТУ14-3-134-73	Відпалені	≥ 400	22	–	210
Труба для заклепок (20А селект)	ТУ14-3-143-73	Відпалені	≥ 480	20	–	210

Фізичні властивості

Густина d = 7850 кг/м^3.

Максимальна магнітна проникність μ_{max} = 3000 гс/э.

Критичні точки A_{c1} = 735 °С, A_{c3} = 855°С.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	100...200	200...300	300...400	400...500
$\alpha\cdot10^6$, 1/град	12,25	13,0	13,7	14,3	14,8	13,7	15,1	16,3	16,8

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	100	200	300	400	500	600	700
λ, Вт/(м·град)	51,0	48,5	44,4	42,7	39,3	35,6	31,9

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500
C, кДж/(кг·град)	0,494	0,528	0,565	0,611	0,682

Питомий електричний опір

T, °С	0	100	200	300	400	500
$\rho\cdot10^6$, Ом·см	15,9	21,9	29,2	38,1	48,7	60,1

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих електродугових печах, добре деформується в гарячому і холодному станах. Температура гарячого деформування 1230…750°С. Штампувальність листової сталі хороша. Зварюється всіма видами зварки.

Штампувальність

Витягування		Відбортування		Згин на кут 90°, R_{min} при S
$K_{пр.}$	$K_{роб.}$	$K_{пр.}$	$K_{роб.}$	(2–3) S
2,02	1,65	1,6	1,4	

S – товщина листа.

Рекомендована термічна та хіміко-термічна обробки

Термічна обробка: нормалізація або високий відпал при 900±20°С, низький відпал при 670±15°С

Цементація: T = 900…950°С з наступним гартуванням T = 800…820°С у воді і відпуском T = 150…170°С на повітрі.

Ціанування: T = 820…860°С з наступним гартуванням T = 820…860°С у воді і відпуском T = 150…170°С на повітрі.

Марка: Сталь 25

Хімічний склад, мас.%

C	Si	Mn	Fe	Cr	Ni	S	P
				не більше			
0,22...0,30	0,17...0,37	0,5...0,8	Основа	0,25	0,25	0,04	0,035

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	E, ГПа	σ_B, МПа	δ	ψ	НВ ($D_{відб.}$), мм
					%		
Прутки калібровані	ГОСТ 1051-73	Нагартовані	200	≥ 550	7	40	4,1
Штамповки і поковки	ОСТ 90085-73	Відпалені	200	≥ 420	19	50	4,6
Дріт	ГОСТ 5663-85	Нагартовані	200	600...750	–	35	–

Фізичні та технологічні властивості такі, як і сталі 20.

Марка: Сталь 45

Хімічний склад, мас.%

C	Si	Mn	Fe	Cr	Ni	S	P
				не більше			
0,42...0,50	0,17...0,37	0,5...0,8	Основа	0,25	0,25	0,04	0,035

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
			МПа		%, не менше			
Прутки	ТУ 14-1-151-72	200	320	600...850	13	40	–	≥ 4,6
Прутки калібровані	ГОСТ 1051-73	200	–	550	13	40	–	≥ 4,2
Штамповки і поковки	ОСТ 90085-73	200	320	600	13	40	–	4,4...4,0
Труби безшовні	ТУ 14-3-134-73	200	–	610	16	40	–	≥ 3,7
Дріт для холодної висадки	ГОСТ 5663-78	200	–	600...750	–	35	–	–
Листи	ГОСТ 1577-70	200	–	600	18	–	–	–

Фізичні властивості

Густина $d = 7850$ кг/м^3.

Критичні точки $A_{c1} = 720$°C; $A_{c3} = 770$°C; $M_н = 330$°C.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °C	20...100	20...200	20...300	20...400	100...200	200...300	300...400
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	11,85	12,6	13,4	14,0	13,4	15,0	15,6

Питома теплоємність

T, °C	100	200	300	400	500	600	700
C, кДж/(кг·град)	0,490	0,536	0,569	0,611	0,657	0,729	0,884

Питомий електричний опір **(відпал $T = 860$°C)**

T, °C	0	100	200	300	400	500	600	700
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	17,7	23,8	31,2	39,9	50,4	62,6	77,0	93,6

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих електропечах, добре деформується в гарячому стані. Температурний інтервал деформування 1200…800°C. Погано зварюється всіма видами зварки, особливо газовою.

Рекомендована термічна обробка.

Нормалізація або високий відпал $T = 900 \pm 20$°C, низький відпал $T = 670 \pm 15$°C; гартування $T = 820 \pm 10$°C у воді або оливі, через воду на оливу, відпуск $T = 550$–650°C (на $\sigma_B = 700$…900 МПа).

2.4.2. Конструкційні леговані сталі середньої міцності

До цього класу належать найпоширеніші в літакобудуванні мало- та середньолеговані сталі, які зміцнюються гартуванням на $\sigma_B = 900...1400$ МПа і підлягають хіміко-термічній обробці (цементуванню, азотуванню та нітроцементуванню). Цементовані сталі в нових розробках практично не використовують через погані властивості цементованого шару. Зі сталей цього класу виготовляють середньо- та високонавантажені деталі з великим ресурсом, зокрема, зварні та різьбові. Вони пройшли експлуатаційні випробування, показали високу надійність, не вимагають жорсткого дотримання технологічних режимів, мають хороший запас пластичних характеристик. Найпоширеніші в літаках АН сталі: 38Х2МЮА, 16ХСН, 30ХГСА, 40ХНМА.

Марка: Сталь 38Х2МЮА (для азотування)

Хімічний склад, мас.%

C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	Fe	S	P
							не більше	
0,35...0,42	0,20...0,45	0,3...0,6	1,35...1,65	0,15...0,25	0,7...1,1	Основа	0,025	0,025

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
			МПа		%, не менше			
Прутки	ТУ 14-1-950-74	Відпалені	–	–	–	–	–	≥ 4,0
		Загартовані	800	≥ 950	15	50	10	3,6...3,4
Штамповка і поковка	ОСТ 190085-73	Відпалені	–	–	–	–	–	4,4...3,8
		Загартовані	≥ 850	≥ 1000	15	50	9	3,5...3,3
Труби		Загартовані	–	≥ 1000	15	50	9	3,5...3,3

Фізичні властивості

Густина $d = 7650$ кг/м^3.

Коефіцієнт теплопровідності $\lambda = 37{,}7$ Вт/(м·град) (при $T = 25$°С).

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600	100... 200	200... 300	300... 400	400... 500
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	11,0	12,1	13,0	13,7	14,2	14,6	1,32	14,8	15,8	16,2

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих електропечах і методом електрошлакового переплаву, добре деформується в гарячому стані. Температурний інтервал гарячого деформування 1180…850°С.

Рекомендована термічна та хіміко-термічна обробки

Попередня термічна обробка: нормалізація від $T = 950 \pm 10$°С і відпуск.

Азотують при $T = 500$…550°С залежно від вимог до азотованого шару.

Спосіб азотування	Режим попередньої термічної обробки	НВ ($D_{відб.}$), мм	Режим азотування			Глибина азотованого шару, мм	HV поверхні
			T, °С	τ, год	ступінь дисоціації аміаку, %		
Газове	Гартування $T = 940 \pm 10$°С, вода, відпуск $T = 600...670$°С	3,60...3,30	500...520	24...60	20...40	0,15...0,35	≥ 800
						0,50...0,60	≥ 900
			540	20...40	30...50	0,15...0,35	≥ 750
						0,30...0,50	≥ 850
			510...550	15	20...40	0,50...0,70	≥ 850
				25	40...60	0,50...0,70	≥ 850
Рідинне	Той самий	3,60...3,30	560	4.6	–	0,25	≥ 800

Марка: Сталь 16ХСН (для висадних болтів)

Хімічний склад, мас.%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe	S	P	Cu
						не більше		
0,13...0,20	0,6...0,9	0,3...0,6	0,8...1,1	0,60...0,9	Основа	0,030	0,035	0,20

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	σ_B, МПа	δ, %	$a_н$, кгс·м/см^2
Дріт	ТУ14-4-385-73	Відпалені	450...650	≥ 10	–
Пруток	ТУ14-1-950-74	Загартовані	≥1000		9,0

Технологічні дані

Сталь виплавляють у мартенівських або відкритих електродугових печах. Добре деформується в холодному і гарячому станах. Температурний інтервал деформування 1150…850°С.

Рекомендована термічна обробка

Гартування від T = 930±10°С у воді, відпуск T = 375…425°С.

Марка: Сталь 30ХГСА, 30ХГСА селект

Хімічний склад, мас.%

Марка	C	Si	Mn	Cr	Fe	Ni	S	P
						не більше		
30ХГСА	0,28...0,34	0,9...1,2	0,8...1,1	0,8...1,1	Основа	0,30	0,025	0,025
30ХГСА селект	0,27...0,32	0,9...1,2	0,8...1,1	0,8...1,1	Основа	0,30	0,025	0,025

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	σ_B, МПа	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
				%			
Лист до 4 мм	ГОСТ 11268-76	Відпалені	500...750	16	–	–	–
Лист більше 4 мм	ГОСТ 11269-76	Відпалені	500...750	16	–	–	≥ 4,0
Прутки	ТУ 14-1-950-74	Загартовані	1100...1300	10	45	5	3,45...3,20
Смуги гарячевальцьовані	ТУ 14-1-2765-79	Загартовані	1100...1300	10	–	5	–
Труби гарячевальцьовані		Загартовані	1100...1300	10	45	5	3,6...3,2
Прутки	ГОСТ 1061-73	Загартовані	1100...1300	10	45	5	3,5...3,2

Механічні властивості при кімнатній та низьких температурах

$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	σ_B, МПа	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
			%		
20	200	1200	13	50	6
–40	–	1300	13	49	4
–70	–	1300	13	47	3,5
–196	–	1600	7	13	1,5

Фізичні властивості

Густина d = 7850 кг/м^3.

Критичні точки A_{c1} = 760°С, A_{c3} = 830°С.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	100...200	200...300	300...400
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	11,1	11,5	12,1	12,8	11,8	13,4	14,9

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	100	200	300	400	500	600	700	800
λ, Вт/(м·град)	39,4	39	37,7	36,6	34,8	32,7	30,2	25,6

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих електродугових печах. Добре деформується в гарячому стані. Температурний інтервал гарячого деформування 1180...850°С. Листова сталь задовільно штампується в холодному стані після відпалу. Основні характеристики штампувальності наведені в таблиці.

Витягування		Відбортування		Згин на кут 30°, R_{min} при S
$K_{пр}$	$K_{роб}$	$K_{пр}$	$K_{роб}$	
1,80	≤ 1,60	1,35	1,3	(3–4) S

S – товщина листа.

Рекомендована термічна обробка

Попередня термічна обробка – неповний відпал при T = 780°С, охолодження деталей з тонкими перерізами в печі до T = 650°С, далі – на повітрі. Охолодження масивних деталей на повітрі; повний (високий) відпал при T = = 900°С, охолодження в печі до T = 650°С, далі – на повітрі; ізотермічний відпал – нагрів до T = 900°С, перенесення в піч з температурою 650°С, витримка до вирівнювання температури, охолодження на повітрі.

Кінцева термічна обробка – гартування від температур T = 900±10°С в оливі з наступним відпуском на потрібну міцність.

Температура відпуску, °С	660...680	620...640	580...600	540...560	520...540	480...500
σ_B, МПа	700...900	800...1100	900...1100	1000...1200	1100...1300	1200...1400

Максимальна товщина деталі, яку гартують, повинна бути не більше 25 мм (циліндр) і 15 мм (пластина).

Сталь можна гартувати ізотермічно на міцність σ_B = 1100…1450 МПа в селітровій або лужній ваннах. При цьому максимальна товщина циліндра повинна бути не більше 15 мм, а пластини 8 мм.

Температура гартувальної ванни залежить від умовної товщини деталі.

Умовна товщина деталі, мм	Температура розплаву гартувальної ванни, °С
До 4	400
4,1...8,0	390
8,1...10,0	380
10,1...15,0	370

Зварні конструкції перед гартуванням рекомендують нормалізувати (аустенітизація) при T = 1000°С для вирівнювання структури і підвищення втомних характеристик зварного з'єднання.

Сталь добре зварюється всіма видами зварки.

Марка: Сталі 40ХН2МА (40ХНМА) і 40ХН2ВА

Хімічний склад, мас.%

Марка сталі	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Fe	S	P
									не більше	
40ХН2МА	0,37... 0,44	0,17... 0,37	0,5... 0,8	0,6... 0,9	1,25... 1,65	0,15... 0,25	–	Основа	0,025	0,025
40ХН2ВА	0,37... 0,44	0,17... 0,37	0,5... 0,8	0,6... 0,9	1,25... 1,65	–	0,8… 1,2	Основа	0,025	0,025

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
			МПа		%			
Пруток	ТУ 14-1-950-74	Загартовані	950	1100	12	50	8	3,4...3,15
Штамповки і поковки	ОСТ 190085-73	Загартовані	950	1100	12	50	8	3,4…3,15

Механічні властивості за кімнатної та високої температур

Стан зразків	$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
			МПа		%		
Загартовані від 860°С і відпущені при 580°С	20	195	970	1090	15	58	8
	250	–	850	1030	13	47	10
	350	–	830	1030	17	53	–
	400	–	790	970	17	63	9
	450	–	780	900	17,5	74	–
	500	–	690	700	18	80	6

Секундна міцність

Стан зразків	$T_{випроб}$, °С	$\sigma_{10''}$	$\sigma_{30''}$	$\sigma_{100''}$	$\sigma_{200''}$	$\sigma_{300''}$
		МПа				
Загартовані від 860°С і відпущені при 580°С (σ_B = 1090 МПа)	500	72	70	68	66	64
	600	48	45	39	37	36
	700	27	23	18	15,5	15

Границя витривалості за кімнатної температури

Стан зразків	Вид навантаження	σ_{-1} на базі 10^7 циклів, МПа
Загартовані від 850°С і відпущені при 560°С	Згин	456
	Закрут	230

Фізичні властивості

Густина d = 7800 кг/м^3 (40ХН2МА), d = 7850 кг/м^3 (40ХН2ВА).

Критичні точки A_{c1} = 710–730°С, A_{c3} = 770–790°С.

Питомий електричний опір $\rho = 26 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	100...200	200...300	300...400	400...500
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	11,7	12,2	12,7	13,2	13,6	12,8	14,0	14,5	14,8

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ, Вт/(м·град)	46,1	44,0	41,9	39,8	37,7	36,0	33,1	29,7	26,0

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих електропечах та електрошлаковим переплавом. Добре деформується в гарячому стані. Температурний інтервал деформування 1180…800°С

Рекомендований режим термічної та хіміко-термічної обробок

Попередня термічна обробка – нормалізація при T = 900±20°С і високий відпуск при T = 670±15°С (НВ $D_{відб.} \geq 3{,}7$ мм)

Фінішна термічна обробка – гартування від температур 850±10°С в оливі, відпуск при T = 600…650°С, охолодження в оливі або воді (НВ $D_{відб.}$ = = 3,65…3,35 мм) або відпуск при T = 550…600°С, охолодження у воді або оливі (НВ $D_{відб.}$ = 3,45…3,2).

Прогартовуваність до 50мм.

Сталь підлягає хіміко-термічній обробці (азотуванню) за режимами, наведеними в таблиці:

Спосіб азотування	Режим термообробки перед азотуванням	НВ основи ($D_{відб.}$), мм	Режим азотування			Глибина шару азотування, мм	HV азотованої поверхні, кг/мм^2
			T, °С	τ, год	Ступінь дисоціації аміаку		
Газове	Гартування від 850°С в оливі, відпуск 570…670°С, охолодження у воді або оливі	3,55…3,30	520	50…60	20…40	0,5…0,6	≥ 500
			510 + 550	25 35	20...40 40...60	0,5...0,7	≥ 500
Рідинне	„ – „	„ – „	560	4...6	–	0,25	≥ 550

2.4.3. Високоміцні сталі

Високоміцні конструкційні сталі – такі, що зміцнюються термічною обробкою на $\sigma_B > 1400$ МПа та використовуються для високонавантажених і відповідальних вузлів літака.

Сталі цього класу поряд з високими потенційними можливостями за характеристиками міцності мають недоліки, на які потрібно звернути увагу. Це, зокрема, підвищена чутливість до концентраторів напружень та дії корозивних та поверхнево-активних середовищ. Якщо не можна повністю виконати вимоги щодо конструювання, технічного виконання та захисту деталей від корозії, високоміцні сталі в цих конструкціях використовувати не можна.

У літаках АН застосовують сталь 30ГСНМА та мартенситно-старку ВКС-170.

Марка: Сталі 30ХГСН2А і 30ХГСНМА

Хімічний склад, мас.%

Марка сталі	Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P
								не більше	
30ХГСН2А	Основа	0,27...0,33	0,9...1,2	1,0...1,3	0,9...1,2	1,4...1,8	–	0,025	0,025
30ХГСНМА	Основа	0,27...0,33	0,9...1,2	1,0...1,3	0,9...1,2	1,4...1,8	0,3...0,4	0,025	0,025

Примітка: якщо сталь виплавляють у вакуумно-дугових печах, то вміст сірки і фосфору не повинен перевищувати 0,011 і 0,015% відповідно, а в сумі не більше 0,022%.

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
			МПа		%			
Прутки	ТУ 14-1950-74	Загартовані	1400	1600	9	45	6	< 2,9
Штамповки, поковки	ОСТ 190035-73	Загартовані	1400	1600	9	45	6	< 2,9
Прутки (30ХГСНМА)	ТУ 14-1-392-72	Загартовані	–	1600	9	45	6	–
Труба гаряче-вальцьована	ТУ 14-3-114-71	Загартовані	–	1600	10	45	6	< 2,9
Листи	ТУ 14-1-215-72	Загартовані	–	1600	9	–	–	–

Механічні властивості при кімнатній та високій температурах

Стан матеріалу	$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
			МПа		%		
1	2	3	4	5	6	7	8
Загартований та відпущений при T = 290°С	20	195	1400	1800	9	45	6
	200	185	1150	1800	13	–	5,0…5,5
T = 310°С	20	–	–	1700	10	48	7
	250	–	–	1700	10	49	6,5
	300	–	–	1600	14	52	5

Продовження

1	2	3	4	5	6	7	8
T = 360°С	20	–	–	1550	9	52	6
	250	–	–	1550	9	52	6
	300	–	–	1550	10	53	5,8
	350	–	–	1400	10	53	5,2
Загартовані ізотермічно в селітровій ванні при 270°С	20	–	–	1600	10	48	8,7
	250	–	–	1600	10	50	6,5
	300	–	–	1600	14	52	6
Загартовані ізотермічно в селітровій ванні, відпущені при 320°С	20	–	–	1500	10	54	8,2
	250	–	–	1500	11	55	8
	300	–	–	1500	12	56	8

Фізичні властивості

Густина d = 7770 кг/м^3.

Критичні точки A_{c1} = 750–760°С, A_{c3} = 805–830°С, $M_н$ = 300°С.

Питомий електричний опір (T = 20°С) $\rho = 44 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	100...200	200...300	300...400
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	10,6	10,9	11,6	12,3	11,2	13,0	14,4

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300	400	500	600	700	800
λ, Вт/(м ·град)	28,5	29,1	30,6	31,4	32,7	33,1	33,1	31,1	30,6

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500	600	700
C, кДж/(кг ·град)	0,503	0,545	0,587	0,671	0733	0,838	0,921

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих електродугових печах, для особливо відповідальних деталей використовують вакуумно-дуговий переплав.

Добре деформується в гарячому стані. Температурний інтервал деформування 1180…850°С

Рекомендована термічна обробка

Попередня термічна обробка: нормалізація при 900°С з наступним відпалом: пришвидшений відпал при 780°С, охолодження в печі до 650°С, низький відпал при 680…700°С. Уповільнене охолодження (за відпалу) в інтервалі 650…400°С призводить до відпускної крихкості, яка за наступного гартування повністю зникає.

Фінішна термічна обробка

Гартування в оливі при T = 900°С і відпуск при T = 210±10°С, τ = 2–3 год (σ_B = 1700…1900 МПа).

Ізотермічне гартування в селітровій ванні при T = 240…260°С, витримка 1 год, відпуск при 200…300°С, витримка 2…3 год (σ_B = 1600…1850 МПа).

Ізотермічне гартування в селітровій ванні при T = 270…300°С, витримка 1 год (σ_B = 1500…1700 МПа).

Ізотермічне гартування в селітровій ванні при T = 280…330°С, витримка 1 год (σ_B = 1400…1600 МПа).

Під час ізотермічного гартування з температурою селітрової ванни менше 280°С деталі необхідно відпускати при 200…300°С; охолоджувати на повітрі.

Обробка різанням

Сталь у відпаленому стані задовільно обробляється різанням.

Після шліфування загартовані деталі необхідно відпускати при T = = 200–230°С. Свердління отворів в термічно оброблених деталях без наступного розвертання заборонене. Отвори розвертають добре заточеною розверткою, стежачи, щоб вона різала, а не зминала. Чистота поверхні в отворах після розвертання $R_a \leq 2{,}5$ мкм. Місця концентраторів напружень слід обробляти відповідно до вимог галузевих інструкцій, зокрема, поверхнево зміцнювати.

Зварюваність

Використовують ручну та автоматичну дугову зварку у середовищі інертних газів та під флюсом, а також електронно-променеву.

Зварюють до термічної обробки.

Складні конструкції з замкнутими зварними швами, які викликають високі внутрішні напруження, зварюють з підігрівом заготовок до 200...300°С. Після зварювання деталі відпускають при 650°С, не допускаючи охолодження металу шва нижче 250°С.

Зварювати загартовані деталі не рекомендують.

Властивості зварних з'єднань

Стан матеріалу	Вид зварки	Електрод	Присадний дріт	Флюс	σ_B (МПа) зварного з'єднання за товщини матеріалу, мм				$a_н$, кгс·м/см^2
					4...10	10...15	15...20	20...25	
					не менше				
Загартований на σ_B = =1600…1800 МПа після зварювання	Дугова	Св-18ХМА, Св-0,8А	–	–	1200	1000	900	800	5
	Автоматична дугова під флюсом	–	ОХ4МА Св-18ХМА	АН-15 АН-15	1200 900	1200 900	1200 900	1200 900	4 6
	Електронно-променева	–	–	–	–	–	1500	–	6

Марка: Сталь 03Н18К8М5Т-ВД (ЭК21-ВД, ВКС170-ВД)

Хімічний склад, мас.%

Fe	Ni	Co	Mo	Ti	C	Si	Mn	Al	S	P
					не більше					
Основа	17,7...19,0	7,5...8,5	4,2...5,0	0,2...0,4	0,03	0,10	0,10	0,15	0,01	0,01

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	E, ГПа	σ_B, МПа	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
					%		
Прутки	ТУ1-4479-88 ТУ1-3140-81	Загартовані, напрямок вирізання:					
		вздовж	190	1600	–	50	5
		поперек	190	1600	–	35	3,5

Механічні властивості при низьких і підвищених температурах

Властивості	$T_{випроб}$, °С					
	–196	–70	20	200	300	400
E, ГПа	–	202,5	190	175	164	–
$\sigma_{пц}$, МПа	1740...1980	1320...1710	1340...1460	1100...1300	1100...1190	1050...1140
σ_B, МПа	2000...2300	1730...1990	1600...1850	1450...1650	1400...1550	1340...1530
$\sigma_{0,2}$, МПа	1990...2220	1640...1930	1550...1800	1400...1600	1340...1520	1200...1400
δ, %	7...9	8...12	9...13	9...10	10...10,5	7...8
ψ, %	40...45	50...55	50...65	50...55	50...55	45...55
$a_н$, кгс·м/см^2	4...4,5	4...6	5...8	–	–	–
$a_{т.у}$, кгс·м/см^2	1,1...1,4	1,5...2,5	–	–	–	–
HRC	–	–	45,5...48,5	–	–	–
K_{Ic}, кгс/мм$^{3/2}$	–	350...440	370...500	–	–	–
K_{Iscc}, кгс/мм$^{3/2}$	–	–	210...220	–	–	–

Фізичні дані

Густина 8100 кг/м^3.

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих індукційних печах з наступним вакуумно-дуговим переплавом і постачають у вигляді прутків.

Вона добре деформується в широкому інтервалі температур – 1200…800°С, ступінь деформації, що допускається за один прохід під час осадження в торець, 80%.

Використовують електронно-променеву зварку. Зварні шви після термічної обробки мають такі властивості: σ_B = 1520…1715 МПа, $a_н \geq$ 5 кгс·м/см^2.

Рекомендована термічна обробка

На σ_B = 1600…1850 МПа:

- гомогенізація для розчинення карбідонітридів від T = 1150…1200°С зі швидким охолодженням у воді;
- триразове гартування від T = 940±10°С у воді;
- низькотемпературне гартування від T = 780±10°С на повітрі або у воді;
- відпуск при T = 300°С, охолодження на повітрі;
- старіння при T = 500...540°С впродовж 2…8 год.

2.4.4. Нержавні сталі (корозійнотривкі)

У літаках АН застосовують:

1. Нержавні хромисті сталі для деталей, що працюють в умовах тертя та помірних корозивних середовищах.
2. Конструкційні нержавні хромонікелеві сталі аустенітного класу для деталей, зокрема складної геометричної форми, що працюють в агресивних середовищах і при підвищених (до 800°С) температурах.
3. Нержавні сталі спеціального призначення, які зміцнюють термічною обробкою.

У літаках АН використовують феритні хромисті сталі 20Х13, 40Х13 та 95Х18. З них виготовляють дрібні деталі: вали, втулки, упори тощо, які працюють в умовах зносу. Вибір марки залежить від типу навантаження та корозивного середовища. Що більший вміст в сталі вуглецю, то більша зносотривкість і твердість, але тим менша корозійна тривкість і пластичність.

Марка: Сталь 20Х13 (2Х13, ЭЖ2)

Хімічний склад, мас.%

Fe	C	Si	Mn	Cr	S	P
					не більше	
Основа	0,16...0,24	≤ 0,6	≤ 0,6	12...14	0,025	0,030

Механічні властивості

Напів-фабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
			МПа		%			
Пруток	ТУ14-1-377-72	Відпалені	–	–	–	–	–	≥4,4
	ТУ14-1-378-72	Загартовані і відпущені	650	850	10	50	6	3,9...4,3
Листи	ТУ14-1-21-86-77	Відпалені	–	500	20	–	–	–

Механічні властивості за різних температур

Стан матеріалу		$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	НВ ($D_{відб.}$), мм
				МПа		%			
Загартований і відпущений при:	180...300°С	20	195	–	–	–	–	–	HRC 42...49
	600°С	20	–	820	950	15	70	10	3,5...3,85
	700°С	20	–	590	750	23	68	20	4,0...4,3
		200	–	550	670	15	69	–	–
		300	–	510	630	10	68	–	–
		400	–	500	600	12	65	–	–
		500	–	430	500	20	75	–	–

Границі довготривалої міцності, повзучості та витривалості

Стан матеріалу	$T_{випроб}$, °С	σ_{100}	σ_{1000}	σ_{10000}	$\sigma_{0,2,\ 1000}$	$\sigma_{0,2,\ 5000}$	σ_{-1}	$\sigma^{н}_{-1}$ *
		МПа						
Загартовані і відпущені при 700ºС	20	–	–	–	–	–	370	240
	300	–	–	–	–	–	320	200
	400	–	–	–	–	–	310	170
	450	400	350	300	180	80	–	–
	500	290	250	200	70	30	240	130
Наклепані металічним дробом після термообробки	20	–	–	–	–	–	400	290
	400	–	–	–	–	–	320	230

* $r_н$ = 0,5 мм.

Фізичні властивості

Густина d = 7700 кг/м^3.

Жаротривкість: 700°С, стійка до окиснення на повітрі.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600	20...700	20...800
$\alpha\cdot10^6$, 1/град	10,2	11,1	11,5	12	12,4	12,6	12,9	13,2

Продовження

T, °С	100...200	20...300	300...400	400...500	500...600	600...700
$\alpha\cdot10^6$, 1/град	11,6	12,4	12,9	13,5	13,8	14,1

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300	400	500
λ, Вт/(м·град)	20,5	22,2	23,5	24,7	25,6	26,4

Питомий електричний опір

T, °С	20	100	200	300	400	500	600	700
$\rho\cdot10^6$, Ом·см	64	69	76	83	91	97	104	108

Питома теплоємність

T, °С	300	400	500	600
C, кДж/(кг·град)	0,469	0,532	0,549	0,574

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих електропечах та електрошлаковим методом.

Деформується в холодному і гарячому станах. Температурний інтервал деформування 1150...900°С. Задовільно зварюється всіма видами зварки. Після зварювання необхідний відпал. Добре обробляється різанням.

Рекомендована термічна обробка

Попередня: відпал при T = 860 ± 15°С або при T = 760 ± 15°С
на твердість НВ ($D_{відб.}$) ≥ 4,4мм.
Фінішна: гартування від T = 1030±10 °С в оливі.
Відпуск на твердість HRC = 42...49, T = 180...300°С
на твердість НВ ($D_{відб.}$) = 3,85...3,5мм, T = 600...640°С
на твердість НВ ($D_{відб.}$) = 4,15...3,75, T = 660...700°С.

Марка: Сталь 40Х13 (4Х13, ЭЖ4)

Хімічний склад, мас.%

Fe	Cr	C	Si	Mn	S	P
					не більше	
Основа	12...14	0,35...0,44	≤ 0,6	≤ 0,6	0,025	0,030

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	σ_B, МПа	δ, %	НВ ($D_{відб.}$), мм
Пруток	ТУ14-1-377-72	Відпалені	–	–	≥ 4,0
	ТУ14-1378-72	Загартовані і відпущені	–	–	HRC ≥ 50
Листи	ТУ14-1-21-86-77	Відпущені	60	15	–

Фізичні властивості

Густина d = 7720 кг/м^3.
Жаротривкість: 750°С, стійка до окиснення.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600	20...700	20...800
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	10,2	11,1	11,5	12	12,4	12,6	12,9	13,2

Продовження

T, °С	100...200	200...300	300...400	400...500	500...600	600...700
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	11,6	12,4	12,9	13,5	13,8	14,1

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300	400	500	600	700
λ, Вт/(м·град)	28,9	28,1	29,1	29,3	29,2	28,9	28,5	28,1

Питомий електричний опір

T, °С	20	100	200	300	400	500	600	700
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	59	65	71	79	86	94	100	108

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих електропечах або електрошлаковим методом.

Деформується в гарячому стані.

Температурний інтервал деформування 1150...900°С.

Після деформування охолодження повинно бути уповільненим.

Рекомендована термічна обробка:

Попередній відпал при T = 760±15°С або при T = 860±15°С на твердість НВ ($D_{\text{відб.}}$) ≥ 4,0 мм.

Фінішна: гартування від T = 1050±10 °С в оливі з наступним терміновим (безпосередньо після гартування) відпуском при T = 200...300°С на твердість HRC = 50...56.

Зварюється погано.

Задовільно обробляється різанням.

Марка: Сталь 95Х18 (9Х18, ЭИ229) (високої твердості)

Хімічний склад, мас.%

Fe	Cr	C	Si	Mn	S	P
					не більше	
Основа	17…19	0,9…1,0	0,8	0,7	0,025	0,030

Механічні властивості

Напів-фабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	Ψ	НВ ($D_{\text{відб.}}$), мм
			МПа		%		
Прутки	ТУ14-1-377-72	Відпалені	–	–	–	–	≥ 3,7
		Загартовані в оливі	–	–	–	–	HRC = 60...62
		Загартовані і відпущені	1900	2000	2	10	HRC = 55...60

Фізичні властивості

Густина d = 7750 кг/м^3.

Жаротривкість 800°С, стійка до окиснення на повітрі.

Коефіцієнт теплопровідності (при T = 25°С) λ = 24,3 Вт/(м·град).

Питома теплоємність (при T = 100°С) C = 0,682 кДж/(кг·град).

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °C	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	100...200	200...300	300...400	400...500
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	11,8	12,3	12,7	13,1	13,4	12,8	13,6	14,4	14,6

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих електропечах.

Деформується в гарячому стані з незначним обтисканням. Температурний інтервал деформування 1160…900°С. Охолодження після деформування уповільнене.

Рекомендована термічна обробка

Гартування від T = 1010…1070°С в оливі або на повітрі з наступним відпуском при T = 150…370°С.

Погано зварюється.

Задовільно обробляється різанням.

Аустенітні хромонікелеві і хромонікельмарганцеві сталі

У літаках АН з цих сталей застосовують 12Х18Н10Т, 12Х18Н9Т, 12Х17Г9АН4. З них виготовляють деталі складної геометричної форми методом гарячого і холодного листового штампування, високотемпературні та гідравлічні трубопроводи, деталі, що працюють в умовах жорстких корозійних впливів і при високих температурах.

Марка: Сталі 12Х18Н10Т, 12Х18Н9Т (Х18Н10Т, Х18Н9Т)

Хімічний склад, мас.%

Марка сталі	Fe	Ni	Cr	Ti	C	Mn	Si	S	P
							не більше		
12Х18Н10Т (Х18Н10Т)	Основа	9,0...11,0	17,0...19,0	(С-0,02)×(5–0,07)	≤ 0,12	≤ 2,0	0,8	0,020	0,035
12Х18Н9Т (Х18Н9Т)	Основа	8,0...9,5	17,0...19,0	(С-0,02)×(5–0,07)	≤ 0,12	≤ 2,0	0,8	0,020	0,035

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	Ψ
			МПа		%	
Прутки	ТУ 14-1-378-72	Загартовані	200	550	40	55
Прутки і смуги	ТУ 14-1-377-72	Загартовані	200	550 (12Х18Н9Т) 520 (12Х18Н10Т)	40	55
Листи	–	Загартовані	200	550	40	55
Кільця зварні	–	По шву	180	500	–	35

Механічні властивості за низьких температур

Напівфабрикат	Стан зразків	$T_{випроб}$, °С	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ, %	$a_н$, кгс·м/см^2
			МПа			
Пруток	Загартовані	–70	310	1190	38	21
		–196	490	1750	27	14
Лист	Загартовані	20	280	660	65	13
		–196	550	1540	36	19
		–253	710	1850	37	15
	Наклепані	20	890	960	14	10
		–196	1160	1510	39	14
		–253	1140	1870	38	17

Границя довготривалої міцності

Стан матеріалу	$T_{випроб}$, °С	σ_{50}	σ_{100}	σ_{200}	σ_{500}	σ_{1000}	σ_{5000}	σ_{10000}
		МПа						
Загартований у воді від 1050°С	600	260	250	230	–	–	–	–
	700	140	130	120	–	–	–	–
	800	60	50	30	–	–	–	–
Загартовані на повітрі від 1050…1100°С	600	–	–	–	–	180	–	–
	650	–	–	–	–	140	–	–
	700	–	–	–	–	70	–	–
	760	–	–	–	–	38	–	–
	815	–	–	–	–	26	–	–
	870	–	–	–	–	19	–	–
Загартовані на повітрі від 1050…1100°С	550	–	–	310	280	250	200	180
	600	–	–	240	210	180	140	130
	650	–	200	180	150	140	100	80

Фізичні властивості

Густина d = 7900 кг/м^3.

Жаротривкість – стійка проти окиснення на повітрі та в середовищі продуктів згорання до 800°С за наявності теплозмін і до 900°С за неперервної роботи.

Має високу корозійну тривкість.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600	20...700	20...800
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	16,7	17	17,4	17,8	18,2	18,6	19,1	19,4

Продовження

T, °С	100...200	200...300	300...400	400...500	500...600	600...700	700...800
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	17,3	18,2	19,0	19,8	20,6	21,0	21,9

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ, Вт/(м·град)	16,4	17,6	18,8	20,5	21,8	23,4	24,7	26,4	28,1

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000
C, кДж/(кг·град)	0,470	0,495	0,516	0,545	0,570	0,590	0,612	0,612	0,608	0,612

Питомий електричний опір*

T, °С	20	100	200	300	400	500	600	700
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	75	80	87	94	99	105	109	114

*За даними довідника «Теплофизические свойства веществ». – ГЭИ. – 1956.

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих індукційних та дугових печах. Рекомендують вакуумний дуговий переплав.

Добре деформується в гарячому стані. Температурний інтервал деформування 1180…850°С. У загартованому стані має високу пластичність. Допустимий коефіцієнт витягування $K_{пр}$ = 2,12.

Рекомендована термообробка

Для підвищення корозійної тривкості рекомендують загартовувати від температур 1000±10°С, охолодження деталей товщиною менше 6 мм на повітрі і більше 6 мм – у воді.

Зварюваність

Добре зварюється. Деталі товщиною більше 6 мм після зварювання рекомендують загартувати у воді.

Марка: Сталь 12Х17Г9АН4 (з азотом)

Хімічний склад, мас.%

C	Mn	Cr	Ni	N_2	Fe	Si	S	P
						не більше		
≤ 0,12	8,0...10,5	16...18	3,5...4,5	0,15...0,25	Основа	0,80	0,020	0,035

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	Ψ
			МПа		%	
Прутки і смуги	ТУ14-1-377-72	Загартовані у воді	350	700	45	55
Смуги та поковки	ТУ 14-1-569-73	Загартовані у воді	350	700	45	55
		Загартовані у воді або на повітрі	–	700	40	–
Листи	ТУ 14-1-370-72	Загартовані у воді або на повітрі	350	700	40	–
		Нагартовані	750	1000	18	–
		Високонагартовані	950	1200	8	–
Труби	ТУ 14-3-74-72	Загартовані на повітрі	350	700	10	–
		Нагартовані	750	1000	8	–

Механічні властивості за різних температур

Стан зразків	$T_{випроб}$, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ, %
			МПа		
Загартовані	20	200	390	780	65
	300	172	230	600	39
	450	–	200	530	43
	500	–	190	520	44
	600	149	180	420	37
	700	–	130	330	40
	800	–	120	230	44
Нагартовані	20	195	950	1130	24
	300	168	690	820	14
	450	–	620	740	13
	500	–	620	740	13
	600	145	560	630	11
Високонагартовані	20	195	1120	1300	20
	300	168	820	1030	9
	450	–	740	940	9
	500	–	720	900	8
	600	145	660	780	7

Механічні властивості прутків за низьких температур

Стан зразків	$T_{випроб}$, °С	Зразки без надрізу				Зразки з надрізом*		$a_н$, кгс·м/см^2	$\sigma_B^н / \sigma_B$
		$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	Ψ	$\sigma_B^н$	Ψ		
		МПа		%		МПа	%		
Загартовані на повітрі	20	–	780	65	70	1000	23	30	1,25
	–70	–	1140	50	55	1450	15	28	1,20
	–196	–	1350	23	22	1580	3,3	15	1,02
Загартовані у воді	20	370	750	46	68	–	–	34	–
	–70	590	1110	55	67	–	–	32	–
	–196	840	1300	23	21	–	–	18	–

*Діаметр надрізу 7мм; глибина 1,5 мм; кут 60°; $r_н$ = 1,1мм.

Границі довготривалої міцності, повзучості та витривалості листів

Стан зразків	$T_{випроб}$, °С	σ_{100}	$\sigma_{0,2/100}$	$\sigma_{0,2/300}$	σ_{-1}
		МПа			
Загартовані	20	–	–	–	320
	400	550	–	–	320
	500	440	–	–	–
	600	250	110	130	–
	700	150	30	40	–
	800	60	15	17	8

Фізичні властивості

Густина $d = 7860$кг/м^3.

У загартованому стані має високу корозійну тривкість і немагнітна.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	14,7	15,3	15,9	16,6	17,4	18,0

Продовження

T, °С	100...200	200...300	300...400	400...500	500...600
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	15,9	17,3	18,7	20,2	21,2

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300	400	500	600	700	800
λ, Вт/(м·град)	15,1	15,9	17,6	18,8	20,1	20,9	22,2	23,4	24,3

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500	600	700	800
C, кДж/(кг·град)	0,462	0,503	0,524	0,545	0,565	0,587	0,608	0,629

Технологічні дані

Сталь 12Х17Г9АН4 виплавляють у відкритих дугових і індукційних печах. Для підвищення пластичності рекомендують електрошлаковий переплав.

Добре деформується в гарячому і холодному станах. Температурний інтервал деформування 1160...850°С.

Штампувальність у холодному стані

Добре деформується в холодному стані.

Дані про деформовність зведені в таблицю.

Стан матеріалу	Витягування		Відбортування		Видавлювання				Гнуття	
					плоске		кульове			
	$K_{пр}$	$K_{роб}$	$K_{пр}$	$K_{роб}$	$K_{пр}$	$K_{роб}$	$K_{пр}$	$K_{роб}$	r_{min}	$r_{роб}$
М'який	2,10... 2,15	1,75... 1,80	1,95... 2,00	1,65... 1,70	0,25... 0,29	0,21... 0,24	0,35... 0,40	0,30... 0,35	0,55	0,7
Нагартований	1,96... 2,05	1,65... 1,70	–	–	–	–	–	–	0,75	1,0
Особливо нагартований	1,85... 1,90	1,57... 1,65	1,5... 1,65	1,30... 1,35	–	–	–	–	2	3

Рекомендована термічна обробка

Для підвищення корозійної тривкості гартують від 1000±10°С у воді або на повітрі. Деталі товстіші за 6 мм гартують у воді. Сталь добре зварюється.

Механічні властивості зварних з'єднань

$T_{випроб}$, °С	σ_B, МПа	σ_{100}, МПа	σ_{-1}, МПа (на базі 10^7 циклів)
20	770	–	245
500	480	410...420	–
600	450	180...190	–
700	340	120...130	–
800	220	40	–

Сталі спеціального призначення, які зміцнюють термічною обробкою

У літаках АН цей клас представлений сталями 07Х16Н6(СН-2А), 03Х11Н10М2Т (ВНС-17), 13Х11Н2В2МФ ((ЭИ961), 10Х11Н23Т3 МР (ЭП33), 10Х12Н20Т2Р (ЭИ696А), 13Х15Н4АМ3 (ВНС-5). Ці сталі, крім високої корозійної тривкості і здатності до зміцнення термічною обробкою, мають високі характеристики стійкості до концентраторів напружень (07Х16Н6, 13Х11Н2В2МФ), в'язкості руйнування (13Х15Н4АМ3), роботоздатності за підвищених температур (13Х11Н2В2МФ, 10Х12Н23Т3МР), технологічні параметри, що робить їх незамінними для виготовлення навантажених деталей довготривалого ресурсу, які працюють у корозивних середовищах. Зважаючи на зростання вимог до ресурсу літака як за втомними, так і за корозійними характеристиками вузлів та деталей, ці сталі застосовують все частіше, зокрема, для виготовлення високонавантажених відповідальних деталей кріплення індивідуального встановлення – болти (07Х16Н6, 13Х15Н4АМ3), гайки (07Х16Н6, 13Х11Н2В2МФ), кожухи, гвинти і колодки для стиків трубопроводів високого тиску (10Х12Н23Т3МФ, 13Х11Н2В2МФ, ЭИ696А), кульові зварні кисневі балони високого тиску (07Х16Н6, 03Х11Н10М2Т), гвинти підйомників (03Х11Н10М2Т), силові кронштейни, зокрема зварні (07Х16Н6, 13Х15Н4АМ3) тощо. Вибір марки сталі залежить від комплексу її фізико-механічних властивостей і умов експлуатації вузла.

Марка: Сталь 07Х16Н6 (СН-2А)

Хімічний склад, мас.%

Fe	C	Cr	Ni	Si	Mn	S	P
				не більше			
Основа	0,05...0,09	15,5...17,5	5...8	0,7	1,0	0,02	0,035

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	Ψ	$a_н$,
			МПа		%		кгс·м/см^2
Прутки	ТУ14-1-205-72	Загартовані	900	1100	12	50	7,0
Поковки	ТУ14-1-569-73	Загартовані	900	1100	12	50	7,0
Прутки	ТУ14-1-22-71	Загартовані	1000	1200	12	50	7,0
Листи	ТУ14-1-182-72	Нормалізовані	≤ 400	≤ 1200	15	–	–
		Загартовані	850	1100	10	–	–
Дріт і шліфовані прутки	ТУ14-1-946-74	Загартовані	900	1100	12	50	–

Механічні властивості за підвищених температур

Напівфабрикат	Стан зразків	$T_{випроб}$, °С	$\sigma_{0,2}$	σ_B
			МПа	
Прутки	Загартовані	20	900	1100
		450	850	1070
		500	700	800
		550	500	550
		600	350	430
Листи	Загартовані	20	850	1100
		450	700	950
		500	550	750
		550	500	550
		600	350	430

Механічні властивості за низьких температур

Напівфабрикат	Стан зразків	$T_{випроб}$, °С	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	Ψ	$a_н$,
			МПа		%		кгс·м/см^2
Пруток	Загартований	20	1050	1250	16	60	14
		–70	1200	1450	21	60	9,5
		–196	1550	1800	27	50	9,0
		–253	1700	2000	18	50	8,0

Фізичні властивості

Густина $d = 7750$кг/м^3.

Питомий електричний опір (при $T = 20$°С) $\rho = 83{,}6 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Після термічної обробки до температури 400°С сталь має високу корозійну тривкість.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...200	20...300	20...400	20...500	20...100	100...200	200...300	300...400	400...500
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	11,9	12,2	12,4	12,7	11,2	12,6	12,8	13,0	13,9

Коефіцієнт теплопровідності

T, °C	25	100	200	300	400	500	600	700
λ, Вт/(м·град)	16,7	17,6	18,8	20,1	21,8	23,0	24,7	26,07

Питома теплоємність

T, °C	100	200	300	400	500	600	700
C, кДж/(кг·град)	0,482	0,503	0,545	0,587	0,650	0,712	0,712

Технологічні дані

Сталь під час виплавки доводять до фазового складу, застосовуючи магнітний контроль. Для підвищення пластичності рекомендують переплав в електрошлакових печах.

Температурний інтервал гарячого деформування 1160…800°С. Охолодження після деформування на повітрі.

Рекомендована термічна обробка

Зневоднювальний відпал при $T = 490 \pm 10$°С, $\tau = 10…50$ год (залежно від товщини деталі), гартування від $T = 990 \pm 10$°С у воді або оливі, обробка холодом для перетворення нестабільного аустеніту при $T = -70$°С, $\tau = 2$ год, або при $T = -50$°С, $\tau = 4$ год, відпуск при $T = 375…400$ °С, $\tau = 1$ год. Деталі, що працюють при криогенних температурах, гартують від температури 1000°С, а відпускають при 250°С, $\tau = 2$ год.

Для поліпшення обробки різанням застосовують окрихчувальний відпал при 880 + 680°С, в результаті якого межами зерен виділяється карбідна сітка, яка значно зменшує пластичність сталі. Гартуванням крихкість ліквідовують.

Використовують аргоно-дугову і контактну зварку. Щоб запобігти утворенню карбідної сітки в зоні термовпливу, рекомендують після зварювання повну термообробку, при цьому механічні властивості зварного шва близькі до основного матеріалу: $\sigma_{B\ зв.} = 0{,}9\sigma_B$, а кут загину по шву становить 140...180 град.

Сталь можна використовувати в інтервалі температур від –196 до +400°С і короткочасно – до +500°С.

Марка: Сталь 03Х11Н10М2Т (ВНС-17)

Хімічний склад, мас.%

Fe	Cr	Ni	Ti	Mo	Nb	B	Zr	Ca	Al	C	Mn	Si	S	P
					не більше									
Основа	10,0... 11,5	9,0... 10,5	0,7… 1,1	1,8… 2,3	0,15	0,003	0,02	0,05	0,15	0,03	0,1	0,1	0,01	0,01

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
			МПа		%		
Прутки	ТУ122-68	Термооброблені	1300	1450	8	35	3
Стрічка	ТУ14-130-7-71	Термооброблені	–	1450... 1600	4	–	–
		Нагартовані і зістарені	–	1600… 1800	2,5	–	–
Дріт	ТУ14-130-12-72	Термооброблені	1350	1450	8	45	–
Лист	ТУ14-1-2151-77	Термооброблені	1325	1420	5	–	–

Механічні властивості за різних температур

Напівфабрикат	Стан зразків	T, °С	E, МПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$\frac{\sigma_B^н}{\sigma_B}$	$a_н$, кгс·м/см^2
				МПа		%			
Прутки	Загартовані без старіння	20	–	860... 960	960... 1050	13,0... 16,0	67... 75	1,63	19...26
		–70	–	1050	1150	14,5	70	1,63	20
		–196	–	1290	1460	13,0	59	1,62	11
		–253	–	1760	1890	13,0	50	1,29	7,7
	Загартовані і зістарені	20	203	1390... 1580	1450... 1650	8,5... 12,5	45... 60	1,54	5...9
		200	–	1380	1400	10,0	58	–	–
		300	–	1280	1300	10,0	58	–	–
		400	176	1170	1250	10,0	56	–	–
		450	172,5	1120	1190	11,0	57	–	–
		500	166,5	1000	1030	14,5	69	–	–
		525	–	850	930	14,5	69	–	–

Границі довготривалої міцності, повзучості, витривалості і механічні властивості під час випробувань на закрут

Напівфабрикат	Стан зразків	T, °С	G, МПа	σ_{500}	$\sigma_{0,2/50}$	σ_{-1}	$\sigma_{-1}^н$	$\tau_{пц}$	$\tau_{0,3}$	$\tau_в$	$\tau_{зр}$
				МПа							
Пруток	Термооброблені	20	75	–	–	600	300	750	1000	1230	1000
		400	–	1180	900	–	–	–	–	–	–
		450	–	850	700	–	–	–	–	–	–
		500	–	500	–	–	–	–	–	–	–

Чутливість до перекосу, тріщини і уповільненого руйнування за змочування водою

Напівфабрикат	Стан зразків	$\sigma^{н}_{-1}$, МПа (випробування з перекосом у град.)			$\sigma^{тр}_{B}$, МПа		Час у хв, до руйнування в дистильованій воді з тріщиною 2,5 мм за напруження σ = 1480 МПа	HRC
		0	4	8	$l_{тр}$= 2,5 мм	$l_{тр}$= 6,0 мм		
Пруток	Загартовані і зістарені	2150	1720	920	–	–	–	42...46
Лист	Загартовані і зістарені	–	–	–	1650	1610	1300	–
	Загартовані	–	–	–	–	–	–	27...31
	Загартовані і нагартовані на 50%	–	–	–	–	–	–	32…34
	Загартовані і нагартовані на 75%	–	–	–	–	–	–	34…37

Фізичні властивості

Густина d = 7850 кг/м^3.

Критичні точки A_{c1} = 630–650°С; A_{c3} = 690…720°С; $M_н$ = 150…200°С.

Сталь без зварювання має задовільну корозійну тривкість.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	100...200	200...300	300...400
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	10,4	10,7	11,0	11,3	11,6	11,1	11,7	12,2

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ, Вт/(м·град)	17,7	18,0	19,3	20,1	20,9	21,3	22,6	24,3	26,8	29,3

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500	600	700	800
C, кДж/(кг·град)	0,460	0,502	0,544	0,628	0,712	–	0,733	0,712

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих індукційних або дугових електропечах з наступним вакуумно-дуговим або електронно-променевим переплавом.

Добре деформується в гарячому і холодному станах. Температурний інтервал гарячого деформування 1200…900°С.

Штампувальність загартованого листа

Витягування $K_{вит}$	Відбортування $K_{відб}$	Видавлювання		Згин на 90° R_{min} (S – товщина листа)
		плоске	кульове	
1,95...2,0	1,55...1,60	0,07...0,08	0,20...0,22	(1,5–2,0)S

Рекомендована термічна обробка

Гартування від T = 860±10°С, охолодження на повітрі, старіння при T = = 500±10°С, τ = 2 год. Для зняття нагартування, що виникає під час холодного деформування, гартують від T = 900…950°С на повітрі.

Сталь підлягає азотуванню для підвищення зносотривкості поверхні. Азотування не знижує корозійної тривкості. Азотують при температурах T = = 550...650°С впродовж 36 год, після азотування утворюється зносотривкий шар товщиною 0,20...0,25мм з твердістю HV ≥ 800 кг/мм^2. Перед азотуванням виконують стабілізаційний відпуск T = 580°С, τ = 10 год. При цьому отримують такі властивості.

Стан зразків	Твердість		$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2
	$HV_{пов}$, кг/мм^2	HRC серцевини	МПа		%		
Загартовані, відпущені, азотовані	≥ 800	30...36	1050	1150	19	64	13

Сталь добре зварюється аргоно-дуговим та контактним способом.

Властивості зварних з'єднань

Напівфабрикат	Вид зварювання	σ_B, МПа	$a_н$, кгс·м/см^2			Кут загину, град
			центр шва	межа литого металу	зона термічного впливу	
Лист товщиною 15 мм	Ручне аргоно-дугове з присадкою Х11Н9М2Т	1050	10	11	9,5	–
Лист товщиною 2 мм	Автоматичне аргоно-дугове без присадки	1000	–	–	–	104...148

Марка: Сталь 13Х11Н2В2МФ (ЭИ 961)

Хімічний склад, мас.%

Fe	Cr	Ni	W	Mo	V	Si	Mn	S	P
						не більше			
Основа	10,5...12,0	1,50...1,80	1,60...2,0	0,35...0,30	0,18...0,30	0,6	0,6	0,02	0,03

Механічні властивості

Напів-фабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	KCU, Дж/см^2	$a_н$, кгс·м/см^2
			МПа		%			
Дріт 1...5 мм	ТУ 14-1-933-74	У стані постачання	≤700	≤850	≥25	≥65	–	–
Пруток	ТУ 14-1-3297-82	Термозміцнені, відпуск 660…710°С	≥735	≥880	≥15	≥55	88	3,4...3,7
		Термозміцнені, відпуск 540...590°С	≥930	≥1080	≥13	≥55	88	3,1…345

Механічні властивості під час закруту за різних температур

Напівфабрикат	Стан зразків	T, °С	$G_д$, ГПа	$\tau_{пц}$	$\tau_{0,3}$	τ_B	HRC
				МПа			
Пруток	Термічно зміцнений	20	845	540	780	1230	44
		300	760	410	680	1110	–
		400	728	380	640	1030	–

Релаксаційна стійкість

Напівфа-брикат	Стан зразків	T, °С	Початкове напруження, МПа	Втрата напруження, % за час в год			
				15	50	100	200
Пружини з дроту діаметром 2 мм	Термічно зміцнені	200	60	3,0	3,27	3,56	3,96
			50	0,9	1,38	1,7	1,56
			40	0,28	0,5	0,66	0,86
			30	0,15	0,25	0,31	0,4
		300	60	4,6	5,3	5,9	6,3
			50	1,8	2,25	2,55	2,68
			40	1,59	1,93	2,1	2,19
			30	1,32	1,72	1,84	1,95
–	–	350	60	6,7	7,46	8,47	9,75
			50	2,4	3,0	3,6	4,0
			40	2,15	2,66	3,18	3,65
			30	1,95	2,5	3,0	3,56
		400	60	12,0	13,5	14,9	16,5
			50	8,25	10,3	11,3	12,7
			40	4,07	6,0	7,3	8,6
			30	2,58	3,7	4,6	5,56

Фізичні властивості

Густина d = 7800 кг/м^3.

Модуль пружності E = 215 ГПа при 20°С.

У загартованому стані сталь має низький опір корозії під напруженням.

Жаротривкість – стійка проти окиснення на повітрі до T = 700°С.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	11,3	11,6	12,0	12,3	12,5

Продовження

T, °С	20...100	100...200	200...300	300...400	400...500	500...600
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	11,0	11,7	12,2	13,3	13,3	13,3

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300	400	500	600	700	800
λ, Вт/(м·град)	20,9	22,2	23,9	25,6	27,2	28,1	28,5	28,9	30,2

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих електропечах та печах електрошлакового переплаву. Деформується в гарячому і холодному станах. Температурний інтервал деформування 1180...900°С. Охолодження після деформування уповільнене.

Рекомендована термічна обробка

Можна використовувати як конструкційну і пружинну залежно від термообробки.

Термообробка деталей конструкційного призначення, зокрема з карбонітруванням.

Гартування від T = 1010±10°С в оливі, відпуск при T = 660…690°С на σ_B = = 900...1100 МПа (HRC = 23...33).

Термообробка пружин:

гартування від T = 1010±10°С в оливі, відпуск при T = 500±10°С на HRC = 40...45.

Сталь задовільно зварюється всіма способами.

Марка: Сталь 10Х11Н22Т2Р (ЭИ-696А)

Хімічний склад, мас.%

Fe	Cr	Ni	Ti	B	C	Mn	Si	Al	S	P
				не більше						
Основа	10,0...12,5	18,0...21,0	2,3...2,8	0,008	0,1	0,60	0,60	0,50	0,015	0,025

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	T, °С	σ_B, МПа	δ, %
Лист	ТУ 14-1-2114-77	У стані постачання (загартовані)	20	≤ 750	≥ 38
		Зістарені при T = 720±10°С, τ = 8 год	20	≥ 1000	≥ 20
			700	≥ 600	≥ 20

Фізичні властивості

Густина d = 7950 кг/м^3.

Має задовільну корозійну тривкість.

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих дугових печах з наступним вакуумно-дуговим переплавом.

Задовільно деформується в гарячому і холодному станах. Температурний інтервал деформування 1100...900°С

Рекомендована термічна обробка

Гартування від температур T = 1030±10°С в оливі.

Старіння – одинарне або подвійне за режимами:

А – T = 750±10°С, τ = 16 год, охолодження до 400°С в печі, далі – на повітрі;

Б – T = 750±10°С, τ = 16 год, зниження температури до T = 620...650°С, τ = 10...16 год, охолодження.

Рекомендують подвійне старіння. Загартовані в стані постачання (на металургійному заводі) листи дозволяють тільки зістарювати.

Сталь зварюється всіма способами.

Марка: Сталь 10Х11Н22Т3МР (ЭИ696М).

Хімічний склад, мас.%

Fe	Cr	Ni	Ti	Mo	C	Si	Mn	Al	D	S	P
					не більше						
Основа	10,0...12,0	21,0...25,0	2,6...3,2	1,0...1,6	0,1	0,6	0,6	0,8	0,002	0,010	0,020

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	Ступінь деформації, %	σ_B, МПа	ψ, %
Дріт	ТУ 14-1-929-74	Нагартовані термічно зміцнені	20...40	–	–
			20	1000	30
			40	1100	30
Дріт 0,5...2мм	ТУ 3-1027-76	Термічно зміцнені	20	1150	–
			40	1350	–
			40...60	1400	2
Пруток	ТУ 14-1-1116-74	Термічно зміцнені	20	1000	30

Фізичні властивості

Густина d = 7950кг/м^3.

Корозійна тривкість задовільна. Можна застосовувати у всіх кліматичних умовах. Для підвищення корозійної тривкості рекомендують електрополірування і пасивацію.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600	20...700
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	15,3	15,9	16,4	16,9	17,3	17,7	18,2

Продовження

T, °С	100...200	200...300	300...400	400...500	500...600	600...700
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	16,5	17,6	18,1	19,0	19,6	21,8

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ, Вт/(м·град)	12,6	13,8	15,1	16,8	18,0	19,7	20,9	22,2	23,9	25,6

Технологічні дані

Сталь виплавляють у відкритих дугових печах з вакуумно-дуговим переплавом.

Задовільно деформується в інтервалі 1100...900°С. За холодного деформування вальцюванням і волочінням можна обтискати до 60%.

Рекомендована термічна обробка

Гартування від T = 1030±10°С в оливі, старіння подвійне T = 750...780°С, τ = 16 год, охолодження до T = 650±10°С і витримка 10...16 год, охолодження до 400°С, далі – на повітрі. Нагрів для гартування і старіння у вакуумі або аргоні.

Марка: Сталь 13Х15Н4АМ3(ВНС-5)

Хімічний склад, %

Fe	C	Cr	Ni	Mo	N_2	Si	Mn	S	P
						не більше			
Основа	0,11...0,16	14,0...15,5	4,0...5,0	2,3...2,8	0,05...0,1	0,7	1,0	0,02	0,03

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	Ψ	KCU, Дж/м^2
			МПа		%		
Пруток	ТУ 14-1-940-74	Гартування, обробка холодом, відпуск T=450°С	1050	1450	15	55	99
Поковка	ТУ 14-1-569-73	Гартування, обробка холодом, відпуск T=200°С	1100	1500	15	50	99
Пруток	ТУ 14-1-5.10-73	Гартування, обробка холодом, відпуск T=450°С	1100	1450	15	55	120
		Гартування, обробка холодом, відпуск T=200°С	1120	1500	15	50	120
Лист гаряче-вальцьований	ТУ 14-1-7505-76	Гартування, обробка холодом, відпуск T=450°С	1050	1450	10	–	–

Механічні властивості за різних температур

Напівфабрикат	Стан зразків	Т-ра відпуску, °С	T, °С	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$	$a_{т.у.}$	K_{Ic}, кгс/мм$^{3/2}$
					МПа		%		кгс·м/см^2		
Пруток, поковка, штамповка	Гартування від T = 1070°С, обробка холодом, T = –70°С, 2 год	–	20	190	1100...1200	1500...1600	15...18	47...55	10...14	6…8	560
		200°С, 1–3 год	200	–	1050...1150	1400...1470	10...12	45...50	–.	–	–
			–70	–	1300...1340	1700...1780	15...18	45...55	9...10	2,5...5,0	–
		350°С, 1 год	20	200	920...1150	1380...1450	15...20	50...60	10...16	8...10	–
			300	–	900...1000	1250...1300	10...14	50...55	–	–	–
		450°С, 1 год	20	200	1050...1200	1450...1550	15...18	55...58	10...14	5–7	–
			300	–	780...950	1300...1400	9...13	49...53	6...10	–	–
			400	178	760...930	1250...1300	8...15	40...50	7...9	–	–
			450	–	730...900	1150...1280	8...15	45...55	6	–	–
			500	171	630...800	850...1050	7...12	49...55	6...9	–	–
			550	–	630...800	780...900	–	–	9,5	–	–

Границі довготривалої міцності, повзучості та витривалості

Напівфабрикат	Стан зразків	$T_{випроб}$, °С	σ_{100}	$\sigma_{0,2/100}$	$\sigma_{0,5/25}$	σ_{-1}		$\sigma^{н}_{-1}$	
						на повітрі	у воді	на повітрі	у воді
			МПа						
Пруток, штамповка, поковка	Термооброблені з відпуском 200°С	20	–	–	–	560	450	400	360
	Термооброблені з відпуском 450°С	300	1250	–	–	–	–	–	–
		400	1180	–	–	–	–	–	–
		450	960	530...550	970	510	–	350	–
		500	660	180…190	610	480	–	300	–
		550	400	–	–	–	–	–	–

Фізичні властивості

Густина $d = 7820$ кг/м^3.

Сталь має високу корозійну тривкість після відпуску при 350°С.

Питомий електричний опір (при 20°С) $\rho = 79{,}7 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	9,7	10,2	10,9	11,6	12,2

Продовження

T, °С	20...100	100...200	200...300	300...400	400...500	500...600
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	9,3	10,0	11,2	13,2	14,4	15,1

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ, Вт/(м·град)	15,5	16,8	18,0	19,3	20,9	22,1	23,4	24,7	25,9	27,2

Питома теплоємність

T, °С	100	200	300	400	500	600	700
C, кДж/(кг·град)	0,419	0,461	0,503	0,566	0,629	0,712	0,755

Технологічні дані

Сталь під час виплавки доводять до фазового складу за результатами магнітного контролю. Для забезпечення пластичних властивостей необхідний електрошлаковий переплав.

Деформується в гарячому стані. Температурний інтервал деформування 1180...950°С.

Рекомендована термічна обробка

Для поліпшення механічної обробки рекомендують попередній окрихчувальний відпал за режимом: $T_в = 780 \pm 10$°С, $\tau = 6$ год, охолодження на повітрі, нагрів до $T = 590 \pm 10$°С, $T = 3$ год, охолодження на повітрі.

Перед фінішною термообробкою виконують зневоднювальний відпал при $T = 520 \pm 10$°С впродовж 8...20 год.

Гартувати необхідно в захисній атмосфері (аргон, вакуум) або в емалях.

Гартування від температури $T = 1070 \pm 10$°С в оливі або воді, обробка холодна при $T = -70$°С, $\tau = 2$ год, або при $T = -50$°С, $\tau = 4$ год. Відпуск залежно від міцності:

на $\sigma_B = 1380...1600$ МПа, $T = 350 \pm 10$°С, $\tau = 1...4$ год;

на $\sigma_B = 1500...1700$ МПа, $T = 200 \pm 10$°С, $\tau = 2...3$ год.

Сталь добре зварюється всіма способами. Після зварювання необхідна зміцнювальна термообробка.

Міцність зварних з'єднань

Спосіб зварювання	Товщина зварювального матеріалу	Стан зварного з'єднання	Присадний дріт	σ_B, МПа	
				20°С	300°С
Аргоно-дуговий	До 6,0	Термооброблені після зварювання	СвХ14Н8М2	1200	1200
	≥ 6,0			1000	1000
	До 6,0	Термооброблені до зварювання	Св08Х20Н10Г6	800	550
	6,0...10,0			700	550
	> 10,0			650	550
Електронно-променевий	10,0	Термооброблені після зварювання	Без присадки	1350	1200

Пластичність і в'язкість зварних з'єднань

Спосіб зварювання	Стан зварних з'єднань	Присадний дріт	*KCU*, Дж/см^2				Кут загину, град
			по шву		по зоні сплавлення		
			при температурі, °С				
			20	–70	20	–70	
Аргоно-дуговий	Термозміцнені після зварювання	СвХ14Н8М2	80...100	60...80	80...100	60...80	>90
	Термозміцнені до зварювання	Св08Х20Н10Г6	120...150	50...70	120...170	50...70	180
Електронно-променевий	Термозміцнені до зварювання	Без присадки	120...140	100...130	110...170	–	–

2.5. МАГНІЄВІ СПЛАВИ

Основними перевагами магнієвих сплавів як конструкційного матеріалу є їх низька густина та здатність поглинати енергію удару та вібрацій [10]. Головний недолік – низька корозійна тривкість. Крім того, магнієві сплави, навіть високоміцні, мають досить низьку міцність (наприклад, МА14 має σ_B = =320 МПа), що, незважаючи на незначну густину (d ~ 1800 кг/м^3), дає невисоку питому міцність (σ_B/d = 18).

Через це магнієві сплави не можна широко використовувати в конструкціях літака. Оскільки сучасні літаки повинні мати календарний ресурс 30–40 років, експлуатуються, зокрема, і в тропічних умовах (за авіаційною класифікацією всекліматичні умови), використання магнієвих сплавів сьогодні обмежене.

Застосовують їх як гібрид конструкційного і демпфувального матеріалів в системі управління літака. Штурвал, штурвальна колонка, педалі управління не несуть високих питомих навантажень, знаходяться в кабіні літака, доступні для огляду, не можуть функціонально мати малі розміри і тому їх виготовляють з магнієвих сплавів. Вони добре поглинають вібрацію, через що їх використовують для елементів системи управління, з якими безпосередньо контактує пілот.

У сучасних літаках найпоширеніші два види магнієвих сплавів:

–підвищеної корозійної тривкості – деформований МА8 та ливарний МЛ5пч.

– високоміцні середньої корозійної тривкості – деформований МА14 та ливарний МЛ8.

2.5.1. Сплави середньої міцності

Марка: МА8

Хімічний склад, мас.%

Mg	Mn	Ce	Al	Cu	Be	Ni	Zn	Si	Fe	Інші домішки
			не більше							
Основа	1,3...2,2	0,15...0,35	0,1	0,05	0,002	0,007	0,3	0,1	0,05	0,3

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ, %	E, ГПа
			МПа			
Пруток	ГОСТ 18351-73	Без т/о	–	220	4	41
Лист	ГОСТ 22-635-77	Відпал	120	230	12	37
Пресована смуга	ОСТ 190037-71	Без т/о	110	220	10	41
Плита вальцьована	ОСТ 190036-71	Без т/о	110	210	10	40

Фізичні властивості

Густина d = 1780 кг/м^3.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	100...200	200...300	20...200	20...300
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	23,7	26,1	32,0	24,9	27,3

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	20	100	200	300	400
λ, Вт/(м·град)	126	130	134	136	138

Питома теплоємність

T, °C	100	200	300	400
C, кДж/(кг·град)	1,05	1,13	1,21	1,26

Питомий електричний опір

T, °C	20	100	200
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	5,10	6,40	7,96

Технологічні дані

Обробка тиском з нагрівом (об'ємна)

Вид обробки	Температурний інтервал деформації, °C	Швидкість деформації	Ступінь деформації, %
Пресування	380...420	5...20 м/хв	80…96
Вальцювання плит	430...480	1,4 м/с	35 за прохід
Вальцювання листів	350...480	1,2 м/с	25 за прохід
Штампування на молоті	350...450	–	–
Штампування на пресі	300...450	–	–

Рекомендована термічна обробка

Вид термічної обробки	*T*, °C	Витримка, год	Охолодження
Відпал	320...350, лист	0,5	На повітрі
	250...280, зварне з'єднання	0,5	На повітрі
Неповний відпал	260...290	0,5	На повітрі

Зварюваність

Метод зварювання	Термообробка	Матеріал присадки	$\sigma_{B.зв}$, МПа	$\sigma_{B.зв}/\sigma_{в.осн}$	Кут загину, град
ААрДЕЗ	Відпал	МА8	140	0,6	40
		МА2-1	180	0,75	60

Оброблюваність різанням відмінна.

2.5.2. Високоміцні сплави

Марка: МА14 (ВМ65-1)

Хімічний склад, мас.%

Mg	Zn	Zr	Cu	Ni	Al	Si	Fe	Mn	Be	Інші домішки
			не більше							
Основа	5,0...6,0	0,3…0,9	0,05	0,005	0,05	0,05	0,03	0,1	0,002	0,3

Механічні властивості

Напівфабрикат		Стандарт	Стан зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ, %	НВ, кгс/мм^2
				МПа			
Пруток пресований діаметром, мм	8...100	ГОСТ 18351-73	Т1	250	320	6	–
	101...160			240	310	6	–
	161...200			180	270	4	–
Штамповка		ОСТ 190010-70	Т1	–	300	7	65
Поковка		ОСТ 190010-70	Т1	–	280	6	55

Фізичні властивості

Густина d = 1800 кг/м^3.
Модуль пружності E = 43 ГПа.
Питомий електричний опір (при 20°С) ρ = 5,65·10^{-6} Ом·см.
Питома теплоємність (при 20°С) C = 1,03 кДж/(кг·град).

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	100...200	20...200
α·10^6, 1/град	20,9	22,6	21,8

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300	400
λ, Вт/(кг·град)	117	121	126	126	126

Технологічні дані

Обробка тиском за нагріву

Вид обробки	Температурний інтервал деформування, °С	Швидкість деформації, м/хв
Пресування	300...350	3
Кування	420...320	–
Штампування	400...280	–

Термічна обробка – старіння (Т1) при t = 170°С, τ = 10...24 год.
Оброблюваність різанням відмінна.

2.5.3. Високоміцні ливарні сплави

Марка: МЛ5 пч

Хімічний склад, мас.%

Mg	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Ni	Be	Zr	Інші домішки
				не більше						
Основа	7,5...9,0	0,2...0,8	0,15...0,5	0,08	0,04	0,007	0,001	0,002	0,002	0,14

Механічні властивості

Спосіб литва	Стан зразків	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	σ_{-1}, МПа
			МПа		%			
У землю	Без т/о	42	95	160	3,0	4,0	–	45
	Відпалені (Т2)	42	80	160	5,0	6,0	0,2	–
	Загартовані (Т4)	42	90	250	9,0	15,0	0,5	85
	Загартовані і зістарені (Т6)	42	120	255	4,0	8,5	0,3	85

Фізичні властивості

Густина d = 1810 кг/м^3.

Питома теплоємність (при 20°С) C = 1,05 кДж/(кг·град).

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	100...200	200...300
$\alpha\cdot10^6$, 1/град	26,8	28,1	28,7	29,4	29,9

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300
λ, Вт/(кг·град)	65	71,2	77,6	79,7

Технологічні дані

Технологія литва

Метод литва	Температурний інтервал кристалізації	Температура литва	Лінійна усадка, %	Рідкотекучість (за довжиною прутка)	Гарячекрихкість (за шириною кільця)	Герметичність
	°С			мм		
Литво в піскові форми (З)	660...430	720...780	1...1,2	290...300	30	Задовільна за відсутності пухкості
Литво в оболонкові форми (О)	600...430	720...780	–	–	–	
Литво в кокіль (К)	600...430	720...780	–	–	–	
Литво під тиском (Д)	600...430	720...760	–	–	–	
Литво по моделях, що виплавляються (В)	600...430	720...760	–	–	–	

Примітка: сплав не схильний до гарячих тріщин.

Рекомендована термічна обробка

Вид обробки	Режими	T,°С	τ, год	Охолодження
Відпал	Т2	350±5	2...3	На повітрі
Гартування	Т4	415±5	8...16	
Гартування і старіння	Т6	415±5 175 ±5	8...16 8...16	

Зварюваність задовільна ААрДЕЗ та газовою зваркою за підігріву виливок у печі 350...380°С. Можливий місцевий підігрів.

Марка: Сплав МЛ8

Хімічний склад, мас.%

Mg	Zn	Zr	Cd	Al	Si	Fe	Ni	Cu	Be	Інші домішки	Сума домішок
				не більше							
Основа	5,5...6,6	0,7...1,1	0,2...0,8	0,2	0,03	0,01	0,005	0,03	0,001	0,12	0,2

Механічні властивості

Спосіб лиття	Стан контр. зразків	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см^2	σ_{-1} на базі 2×10^6 циклів, МПа
		МПа		%			
Форми	Загартовані і зістарені (Т6)	190	290	6	13	0,3	75
	Загартовані і зістарені (Т61)	200	300	7	8	0,3	75

Фізичні властивості

Густина d = 1820 кг/м^3.
Модуль пружності E = 42 ГПа.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...200	20...300	100...200	200...300
$\alpha\cdot10^6$, 1/град	26,6	27,2	27,8	27,8	28

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	100	200	300
λ, Вт/(кг·град)	123	125	127	130

Технологічні дані

Технологія лиття

Метод лиття	Інтервал кристалізації	Т-ра лиття	Лінійна усадка, %	Рідкотекучість (по довжині прутка	Гарячекрихкість (по ширині кільця)	Герметичність
	°С			мм		
У пісок В оболонку У кокіль	636...525	720...800	1,3...1,4	290	30...32,5	Підвищена

Рекомендована термічна обробка

Вид т/о	Температура нагріву, °С	Витримка, год	Середовище охолодження
Т6	Гартування 490±5 Старіння 165±5 або 130±5	5 24 48	Повітря
Т61	Гартування 490±5 Старіння 165±5 або 130±5	5 24 48	Гаряча вода 90±10°С

Зварюваність задовільна АрДЕЗ за нагріву виливок у печі до 400...440°С.
Оброблюваність різанням відмінна.

2.5.4. Композиційні матеріали на основі магнію

Марка: ВКМ-1

Склад у % (об'ємні)

Матриця	Зміцнювач
Магнієвий сплав МА2-1	Борне волокно
50...55	45...50

Механічні властивості

Матеріал ВКМ-1 (складається з шарів магнієвої фольги і однонаправлених моношарів борних волокон, що чергуються) за характеристиками короткочасної, тривалої і втомної міцності значно перевершує традиційні високоміцні сплави на алюмінієвій і магнієвій основі.

Порівняно з матеріалами на алюмінієвій основі, зміцненими борним волокном і сталевим дротом, матеріал ВКМ-1 володіє вищими питомими характеристиками міцності і жорсткості.

Механічні властивості за кімнатної температури

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист
Товщина, мм	0,8...4
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	980...1176 (100...120)
δ_5, %	0,5
σ_B / d, ум. од. (км)	46...55

Міцність за зсуву в площині листа та згину

Напівфабрикат	Лист
Товщина, мм	0,8...4
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
$\tau_{зс.}$, МПа (кгс/мм^2)	118...127 (12...13)
$\sigma_{зг.}$, МПа (кгс/мм^2)	1176...1470 (120...150)

Ударна в'язкість

Напівфабрикат	Лист
Товщина, мм	2,0
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
KCU ($a_н$), Дж/м^2 (кгс·м/см^2)	34,3...49 (3,5...5,0)

Границя витривалості ($N = 2 \cdot 10^7$ циклів)

Напівфабрикат	Лист
Товщина, мм	2,0
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
Вид випробувань	Згин
R	–1
ν, Гц	33
Форма зразка	Плоский
σ_R, МПа (кгс/мм^2)	490 (50)

Пружні властивості

Напівфабрикат	Лист
Товщина, мм	0,8...4,0
Стан	Без термообробки
Напрям вирізання зразків	Д
E, МПа (кгс/мм^2)	220000 (22000)
E/d, ум. од. (км)	102000 (10200)
μ	0,25

Механічні властивості за високих температур

Механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист				
Товщина, мм	0,8...4,0				
Стан	Без термообробки				
Напрям вирізання зразків	Д				
$T_{\text{випроб}}$, °С	20	200	300	400	500
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	980...1176 (100...120)	882...921 (90...94)	813...853 (83...87)	745...784 (76...80)	647...686 (66...70)
σ_B/d, ум. од. (км)	46,5...55,8	41,8...43,7	38,5...40,4	35,5...37,2	30,7...32,5

Вплив тривалого нагріву на механічні властивості за розтягу

Напівфабрикат	Лист	
Товщина, мм	2,0	
Стан	Без термообробки	
Напрям вирізання зразків	Д	
Т-ра нагріву та випробувань, °С	300	400
Тривалість нагріву, год	100	
σ_B, МПа (кгс/мм^2)	568...608 (58...62)	470...510 (48...52)
σ_B/d, ум. од. (км)	27...29	22,3...24,2

Пружні властивості

Напівфабрикат	Лист		
Товщина, мм	2,0		
Стан	Без термообробки		
Напрям вирізання зразків	Д		
Т-ра нагріву та випробувань, °С	20	100	200
E, МПа (кгс/мм^2)	220000 (22000)	218000 (21800)	203000 (20300)
E/d, ум. од. (км)	10200	10100	9500

Корозійні властивості

Корозійна тривкість матеріалу ВКМ-1 в умовах штучного тропічного клімату задовільна, в 3%-му розчині NaCl – низька.

Матеріал практично не схильний до КР під напруженням.

Від корозії захищають хроматуванням у поєднанні із нанесенням систем ЛФП.

Корозійна тривкість у загальнокліматичних умовах хроматованого і пофарбованого після точкового електрозварювання матеріалу відповідає корозійної тривкості сплаву МА2-1 на повітрі.

Фізичні властивості

Густина $d = 2150$ кг/м^3.

Електричні властивості

Напівфабрикат	Лист					
Стан	Без термообробки					
$T_{випроб}$, °С	20	50	100	200	300	400
$\rho \cdot 10^6$, Ом·см	27,6	28,7	30,4	33,6	37,1	40,5

Теплофізичні властивості

Напівфабрикат	Лист									
Стан	Без термообробки									
$T_{випроб}$, °С	25	100	200	300	400	20...100	100...200	200...300	300...400	400...500
λ, Вт/(м·град)	45	48	51	56	58	–	–	–	–	–
C, кДж/(кг·град)	–	1,27	1,43	1,56	1,64	–	–	–	–	–
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	–	–	–	–	–	5,8	6,1	6,4	6,1	5,9

Технологічні дані

Матеріал виготовляють у вигляді смуг, пластин і листів методами дифузійної зварки (у нейтральній атмосфері або у вакуумі) і зварки вибухом.

Термічна обробка

Матеріал не зміцнюють термічною обробкою.

Зварюваність

Зварюється контактною точковою зваркою.

Властивості зварних з'єднань

Напівфабрикат	Лист
Стан	Без термообробки
Товщина зварюваних пластин, мм	1,2
Вид зварювання	ТЕЗ
Діаметр точки зварювання, мм	2
Руйнівне зусилля зрізу на точку, кгс	300...350

Механічна обробка

Матеріал обробляється різанням абразивним інструментом, електроіскровим різанням або ножицями всіх видів.

Застосування

Як підсилювальні елементи літакових конструкцій.

2.6. МАТЕРІАЛИ ТРИБОТЕХНІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

У літаку деталі та агрегати виходять з ладу, в основному, з трьох причин: втома, зношення, корозійні пошкоди. Причому ~75% випадків виходу з ладу вузлів тертя обумовлені якраз зношуванням трибопар. Якщо врахувати, що система управління літаком, шасі, гідросистема тощо – це системи, що працюють внаслідок переміщення їх елементів, то стає зрозумілим важливість забезпечення їх надійного функціонування [20–23].

Матеріали для вузлів тертя відносяться до найважливіших у машинобудуванні і, зокрема, в літакобудуванні.

Традиційні матеріали для вузлів тертя в літакобудуванні – це бронзи БрОФ 7-0,2, БрАЖМц 10-3-1,5, БрАЖН-10-4-4. З бронз БрБ2 і БрБ2,5 виготовляють пружинні елементи. Крім того, використовують латунь Л-63 і ЛС59-1.

Якщо необхідно в одній деталі поєднати конструкційні (міцність, втому, довговічність) і антифрикційні властивості (низькі зношування і коефіцієнт тертя), то застосовують різні види покриттів – дифузійні, гальванічні, плазмові тощо.

Найоптимальнішим конструктивним рішенням для забезпечення роботоздатності вузла тертя є використання спеціальних антифрикційних матеріалів як проміжкових вставок. При цьому забезпечується конструктивна міцність конструкційними матеріалами, які практично не беруть участі в терті, а проміжні вставки, які зношуються, можна легко замінити під час ремонтів.

За такого підходу антифрикційні вставки забезпечують мінімальні зношування та коефіцієнт тертя без пошкодження контртіла.

Матеріали триботехнічного призначення для потреб літакобудування можна умовно розділити на антифрикційні і фрикційні, тому що їх завдання – перетворити механічну енергію в теплову, але в першому випадку це перетворення повинно бути мінімальним, а в другому – максимальним.

2.6.1. Латуні

До антифрикційних матеріалів, що застосовують у літаках, відносять латунь, бронзу, антифрикційні порошкові сплави АМК4 і АМК5, а також ґрадієнтний антифрикційний матеріал БФ2-50М. Останній – це каркас з олов'яно-фосфористої бронзи БрОФ-7-0,2 з припеченим шаром (0,5...1,0 мм) пористої бронзи, який просочується суспензією, що складається з графіту і фторопласту Ф4 у пропорції 1:1.

Марка: Л-63

Хімічний склад, мас.%

Cu	Zn	Fe	Pb	Sb	Bi	P	Інші домішки
		не більше					
Основа	35,0...38,0	0,2	0,07	0,005	0,002	0,01	0,5

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан постачання	σ_B, МПа	δ, %	E, ГПа
			не менше		
Листи	ГОСТ931-70	Гарячевальцьовані	300	30	105
Листи	ГОСТ2208-70	М'які	300	38	105
		Чвертьтверді	350	20	
		Напівтверді	420	10	
		Тверді	500	4	
		Особливо тверді	600	–	
Прутки	ГОСТ2060-73	Пресовані	300	30	105

Корозійна втома

Стан матеріалу	σ_B	σ_{-1} на повітрі	σ_{-1} у воді
	МПа, не менше		
Вальцьований	590	160	120
Відпалений	230	140	120

Фізичні властивості

Густина $d = 8500$ кг/м^3.

Питома теплоємність $C = 0{,}377$ кДж/(кг·град).

Коефіцієнт термічного лінійного розширення $\alpha = 20{,}8 \cdot 10^{-6}$ 1/град в інтервалі температур 20...300°С.

Коефіцієнт теплопровідності (при 20°С) $\lambda = 121$ Вт/(м·град).

Питомий електричний опір (при 20°С) $\rho = 6{,}2 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Антифрикційні властивості: коефіцієнт тертя зі змащенням 0,013; без змащення 0,39.

Технологічні дані

Температура вальцювання 750...850°С.

Температура пресування 650...800°С.

Температура відпалу 400...600°С.

Температура литва 1060...1100°С.

Для зняття внутрішніх напружень і попередження сезонного розтріскування рекомендують відпал при 250...280°С.

Марка: ЛС 59-1 (ЛС59-1Л)

Хімічний склад, мас.%

Марка	Cu	Pb	Zn	Fe	Sb	Bi	P	Інші домішки
				не більше				
ЛС59-1	Основа	0,8...1,9	38,2...42,2	0,5	0,40	0,003	0,02	0,75
ЛС59-1Л	Основа	0,8...1,9	37,1...42,2	0,8	0,05	–	–	2,0

Механічні властивості

Напівфабрикат		Стандарт	Стан	σ_B, МПа	δ, %	E, ГПа
				не менше		
Лист		ГОСТ 931-70	Гарячевальцьований	370	18	100
		ГОСТ 2208-70	М’який	350	25	100
			Твердий	470	5	100
Пруток тягнутий (мм)	5...12	ГОСТ 5.1149-71	–	420	8	100
	13...16			400	12	100
Пруток пресований		ГОСТ 2060-73	–	370	18	100
Виливки з ЛС59-1Л		ГОСТ 17711-72	Литі	200	20	100

Механічні властивості за низьких температур

Напівфабрикат	Стан	$T_{випроб}$, °С	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ
			МПа		%	
Пруток	М’який	20	140	370	50	62
		–78	170	380	50	64
		–183	200	480	50	62
	Холодновальцьований	20	320	440	28	57
		–78	380	490	27	59
		–183	490	600	30	57
Лист	Гарячевальцьований	20	–	450	37	35
		–196	–	590	34	38
		–253	–	680	35	35

Фізичні властивості

Густина $d = 8500$ кг/м^3.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення $\alpha = 21 \cdot 10^{-6}$ 1/град в температурному інтервалі 20...300°С.

Коефіцієнт теплопровідності (при 20°С) $\lambda = 121$ Вт/(м·град).

Питомий електричний опір (при 20°С, стан м’який) $\rho = 5 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Температура плавлення 880...900°С.

Технологічні дані

Температура вальцювання, пресування, кування 640...780°С.

Температура відпалу 400...600°С.

Температура литва 1030...1080°С, ливарна усадка 2,33%.

Для зняття внутрішніх напружень та усунення схильності до розтріскування під напруженням рекомендують відпал 250...280°С.

2.6.2. Бронзи

БрОФ-7-02

Хімічний склад, %

Cu	Sn	P	Fe	Pb	Sb	Bi	S	Al	Si	Інші домішки
			не більше							
Основа	7...8	0,10...0,25	0,05	0,02	0,01	0,002	0,002	0,01	0,02	0,1

Примітка: допускається домішки нікелю до 0,2% та цинку до 0,3% внаслідок зменшення вмісту міді.

Механічні властивості

Напівфабрикат		Стандарт	Стан	σ_B, МПа	δ, %	НВ, кгс/мм^2	E, ГПа
Пруток (в мм)	6...20	ГОСТ 10025-79	Тягнуті	420	15	–	
	20...40			450	15	130...200	112
	40...95		Пресовані	370	55	70	–
	100...110			350	55	–	–

Фізичні властивості

Густина d = 8800 кг/мм^3.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення (20...300°С).

$\alpha = 18{,}2 \cdot 10^{-6}$ 1/град.

Коефіцієнт теплопровідності (при 20°С) λ = 62,8 Вт/(м·град).

Питомий електричний опір $\rho = 13 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Питома теплоємність (при 20°С) C = 0,377 кДж/(кг·град).

Технологічні дані

Температура гарячої деформації 750...800°С.

Температура відпалу 600...650°С.

Температура низького відпалу 250...280°С.

Марка: БрАЖН10-4-4

Хімічний склад, мас.%

Cu	Al	Fe	Ni	As	Sb	Sn	Si	Pb	P	Zn	Mn	Інші домішки
				не більше								
Основа	9,5...11,0	3,5...5,5	3,5...5,5	0,01	0,002	0,1	0,1	0,02	0,01	0,3	0,3	0,8

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	E, ГПа*	σ_B, МПа	δ, %	НВ, кгс/м^2	σ_{-1}*, МПа
Пруток	ГОСТ 1628-72	125	650	5	170...220	250
Труби	ГОСТ 1208-73	125	650	5	170...220	-

* Стандартом не контролюється.

Фізичні властивості

Густина d = 7700кг/м^3.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення (20–400°С) $\alpha = 19{,}1 \cdot 10^{-6}$ 1/град.

Коефіцієнт теплопровідності (при 20°С) λ = 42 Вт/(м·град).

Питомий електричний опір $\rho = 20 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Технологічні дані

Температура лиття 1120...1200°С (ливарна усадка 2,0%).

Температура гарячої деформації 875...900°С.

Термічна обробка: гартування від 900°С, τ = 2 год у воді; відпуск 400°С, τ = 1,5 год; для одержання високої ударної в'язкості відпуск при 650°С, τ = 2 год.

Марка: БрАжМц10-3-1,5

Хімічний склад, мас.%

Cu	Al	Fe	Mn	As	Sb	Sn	Si	Ni	Pb	P	Zn	Інші домішки
				не більше								
Основа	9,0...11,0	2,0...4,0	1,0...2,0	0,01	0,002	0,1	0,1	0,5	0,03	0,01	0,5	0,75

Механічні властивості

Напівфабрикат	Стандарт	Стан	E, ГПа	σ_B, МПа	δ, %	НВ, кгс/мм^2
Пруток	ГОСТ 1628-72	Пресований	105	600	12	130...200
Труба	ГОСТ1208-73	Тягнута	105	600	12	140...200

Фізичні властивості

Густина $d = 7500$ кг/м^3.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...400
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	16	20

Коефіцієнт теплопровідності (при 20°С) $\lambda = 58{,}6$ Вт/(м·град).

Питомий електричний опір $\rho = 19{,}0 \cdot 10^{-6}$ Ом·см.

Антифрикційні властивості: коефіцієнт тертя з мастилом МС – 0,01; без мастила 0,2.

Технологічні дані

Температура литва 1120...1150°С, ливарна усадка 2,4%.

Температура гарячої деформації 775...825°С.

Температура гартування 850...880°С.

Температура відпуску 300...350°С.

Марка: БрБ2, БрБ2,5

Хімічний склад, мас.%

Марка	Cu	Be	Ni	Fe	Pb	Al	Si	Інші домішки
				не більше				
БрБ2	Основа	1,9...2,2	0,2...0,5	0,15	0,005	0,15	0,15	0,5
БрБ2,5	Основа	2,3...2,6	0,2...0,5	0,15	0,005	0,15	0,15	0,5

Механічні властивості

Марка	Напів-фабрикат	Стан	E, ГПа	σ_B, МПа	δ, %	НВ, кгс/мм^2	σ_{-1}, МПа	Стандарт
БрБ2,5	Смуга	М'яка (загарт.)	120,5	400...600	25	–	–	ТУ 48-21-96-72
		Тверда	123,0	700	1,5	–	300	
БрБ2	Смуга	М'яка (загарт.)	117	400...600	20	–	–	ГОСТ 1789-70
		Тверда	121	600...800	2,5	170	300	
	Пруток	М'який (відпал.)	–	400...600	30	≥ 100	–	ТУ 48-21-289-73
		Твердий (нагарт.)	–	750...1000	1	≥ 1500	–	

Фізичні властивості

Густина $d = 8250$ кг/м^3.

Питома теплоємність (при 20°С) $C = 0{,}419$ кДж/(кг·град).

Питомий електричний опір (при 20°С):

$\rho = 10 \cdot 10^{-6}$ Ом·см –гартований стан;

$\rho = 7{,}5 \cdot 10^{-6}$ Ом·см – відпущений.

Коефіцієнт теплопровідності (при 20°С):

$\lambda = 105$ Вт/(м·град) – гартований стан;

$\lambda = 130$ Вт/(м·град) – відпущений.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення (20...300°С) $\lambda = 17{,}6 \cdot 10^{-6}$ град$^{-1}$.

Технологічні дані

Температура литва 1030...1060°С.

Температура гарячої деформації 750...800°С.

Температура гартування 780°С у воді.

Температура відпуску:

БрБ2 – 315°С протягом 3,5 год;

БрБ2,5 – 295°С протягом 3,5 год.

2.6.3. Антифрикційні порошкові матеріали

Марка: АМК-4

Хімічний склад, % (за шихтою)

	Cu	Pb	Sn	Ni	MoS_2	C (сріблистий)
До змішування	Основа	3,5	5,5	17,5	4,5	4
Після змішування	Основа	3...4	4...5	16...19	4...5	4,5

Механічні властивості

$T_{випроб}$, °С	$\sigma_{B\,зг}$	$\sigma_{B\,ст}$	$\tau_{зр}$	НВ, кгс/мм^2	$a_н$, кгс·м/см^2
	МПа				
20	130...140	250...280	120...140	55...75	0,20
350	70...90	160...180	80...90	40...65	0,15

Фізичні властивості

Густина $d = 6500...6700$ кг/м^3.

Коефіцієнт теплопровідності (20...400°С) $\lambda = 50{,}2$ Вт/(м·град).

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...400
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	16,1	16,4

Питома теплоємність

T, °С	100	200
C, кДж/(кг·град)	0,4...9	0,460

Антифрикційні властивості

Коефіцієнт тертя: без змащення 0,2...0,24;
з твердим змащенням ВАП2 0,07...0,008.

Марка: АМК-5

Хімічний склад, мас.%

Ni	Cu	Fe	Sn	Pb	C(графіт)	MoS_2	Fe_3P
Основа	20...22	10,5...11,5	1,4...1,7	2,2...2,5	4,2...4,9	4...4,5	2,2...2,5

Механічні властивості

$T_{випроб}$, °С	$\sigma_{зг}$, МПа	$\sigma_{ст}$, МПа	НВ, кгс/мм^2
20	180...230	300...340	60...80
450	120...170	200...270	–
600	50...70	130...180	–

Фізичні властивості

Густина d = 6600–6700 кг/м^3.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...400	20...600
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	13,6	14,8	15,6

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	400	600
λ, Вт/(м·град)	18,8	17,6	16,3

Питома теплоємність

T, °С	100	400	600
C, кДж/(кг·град)	0,419	0,523	0,586

Коефіцієнт тертя без змащування 0,2...0,24.
Матеріал використовують для роботи у вузлах тертя до 600°С.

Марка: БФГ-50М

Механічні та фізичні властивості матеріалу БФГ-50М аналогічні його основі – бронзі БрОФ 7-0,2.

Антифрикційні властивості

Може працювати під навантаженням на поверхню тертя $P_{пит}$ = 102 МПа зі швидкістю переміщення до V = 2 м/с.

2.6.4. Фрикційні матеріали

Завдання фрикційних матеріалів – з максимальною ефективністю перетворювати кінетичну енергію рухомих відносно один одного елементів механізму в теплову, або з максимальною надійністю втримувати нерухомий контакт двох тіл без взаємного переміщення. Тому фрикційні матеріали повинні мати максимальний коефіцієнт тертя, мінімальне зношування, витримувати високі температури і мати хорошу теплопровідність.

Фрикційні матеріали, які використовують у літаках АН, виготовляють методом порошкової металургії:

- фрикційний матеріал на основі заліза ФМК-79;
- фрикційний матеріал на основі міді ФМКМ1.

Марка: ФМК-79

Хімічний склад, мас.%

	Fe	Cu	$BaSO_4$	C (графіт)	SiC	BN
До змішування	69	10	7	5	6	3
Після змішування	Основа	9...11	4,0...6,5	7,5...8,5	5...7	2...4

Механічні властивості

$T_{випроб}$, °С	σ_B	$\sigma_{зг}$	$\sigma_{ст}$	$\sigma_{зр}$	HRB, кгс/мм^2	$a_н$, кгс·м/см^2
	МПа					
20	40...50	110...120	250...260	90...110	80...105	0,10...0,11
600	30...40	70...80	150...160	30...40	60...70	0,07...0,08

Фізичні властивості

Густина d = 5500…5600 кг/м^3.

Коефіцієнт термічного лінійного розширення

T, °С	20...100	20...600	500...600
$\alpha \cdot 10^6$, 1/град	11,5	14,3	18,0

Коефіцієнт теплопровідності

T, °С	25	800
λ, Вт/(м·град)	18,9	17,64

Питома теплоємність

T, °С	100	600
C, кДж/(кг·град)	0,546	0,798

Технологічна схема виготовлення ФМК-79:

- приготування шихти

- пресування $P_{пр}$ = 500…700 МПа
- підготовка стальних каркасів
  – гальванічне нікелювання
  – зачищення щіткою
  – знежирювання
- збирання пресованих заготовок
- завантаження пакета в контейнер
- спікання у водні
  – нагрівання до T = 800°С при P = 0,8–1,2 МПа
  – витримка 1 год
  – підвищення P = 1,8–2,2 МПа
  – нагрівання до T = 1000°С
  – спікання 2,5...3 год
- охолодження
- розбирання пакета і зачищення
- контроль якості
  – візуальний
  – якість припікання
  – хімічний склад

Фрикційні властивості – коефіцієнт тертя 0,34…0,40.

Марка: ФМК М-1 (металокераміка на мідній основі)

Хімічний склад, % (за шихтою)

	Cu	Sn	Pb	C (графіт)	SiO_2	Me_2O_3
До змішування	77	8	6	3	3	3
Після змішування	Основа	7...9	5...7	2,5...3,5	2.3	2,5...3,5

Механічні властивості

Характеристики	σ_B	$\sigma_{зг}$	$\sigma_{зт}$	$\tau_{зр}$	НВ	$a_н$
	МПа				кгс/мм^2	кгс·м/см^2
Після спікання	50...60	79...80	140...150	70...80	60	01...0,15

Фізичні властивості

Густина d = 7000–7500 кг/м^3.
Коефіцієнт теплопровідності (20...100°С) λ = 9,24 Вт/(м·град).
Питома теплоємність C = 0,348 кДж/(кг·град).

Технологічна схема виготовлення ФМКМ-1:

- приготування шихти
- пресування $P_{пр}$ = 500–700 МПа
- підготовка стальних каркасів

– гальванічне нікелювання
– зачищення щіткою
– знежирювання

- збирання пресованих заготовок
- завантаження пакета в контейнер
- спікання у водні
  – нагрів до T = 800°С при P = 1 МПа
  – витримка 2,5...3 год
- охолодження
- розбирання пакета і зачищення
- контроль якості
  – візуальний
  – якість припікання
  – хімічний склад
  – твердість
  – мікроструктура.

Фрикційні властивості

Коефіцієнт тертя 0,28...0,3.

ЛІТЕРАТУРА до розділу 2

1. *Строение* и свойства авиационных материалов / Под ред. А.Ф. Белова. – М.: Металлургия, 1989. – 586 с.
2. *Кривов Г.А.* Технология самолетостроительного производства. – К.: КВЩ, 1997. – 458 с.
3. *Титановые* сплавы в самолетах АНТК Антонова / В.А. Трофимов, С.А. Антонюк, О.М. Ивасишин, А.Г. Моляр // Ti-2005 в СНГ: Сб. тр. междунар. конф. (22–25 мая 2005 г., Киев). – К.: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, 2005. – С. 298–305.
4. *Авиационные* материалы: Справ. – М.: ВИАМ, 1982. – Т. 4; кн. 1. – 627 с., кн. 2. – 520 с.
5. *Белецкий В.М., Кривов Г.А.* Алюминиевые сплавы: Справ. – К.: Коминтех, 2005. – 548 с.
6. *Металознавство* / О.М. Бялік, В.С. Черненко, В.М. Писаренко, Ю.Н. Москаленко. – К.: Політехніка, 2005 – 383 с.
7. *Металловедение* легких сплавов / Под ред. А.А. Бочвара, М.Е. Дрица и др. – М.: Наука, 1965. – 227 с.
8. *Структура* и свойства сплавов системы Al-Zn-Mg / Под ред. В.И. Елагина, В.В. Захарова, М.Е. Дрица. – М.: Наука, 1982. – 323 с.
9. *Алюминиевые* деформируемые конструкционные сплавы / Под ред. И.Н. Фридляндера. – М.: Наука, 1979. – 207 с.
10. *Авиационные* материалы: Справ. – М.: ВИАМ, 1973. – Т. 5. – 583 с.
11. *Глазунов С.Г., Моисеев В.И.* Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургиздат, 1974. – 368 с.
12. *Металлография* титановых сплавов / Под ред. С.Г. Глазунова, Б.А. Колачева. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.
13. *Ильин А.А.* Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. – М.: Наука, 1994. – 304 с.
14. *Тур А.А.* Металлургия титана. – К.: Металагротрейд, 2003. – 200 с.
15. *Авиационные* материалы: Справ. – М.: ВИАМ, 1975. – Т. 1. – 431 с., Т. 2. – 371 с.
16. *Перкас М.Д., Кардонский В.М.* Высокопрочные мартенситно-стареющие стали. – М.: Металлургия, 1970. – 224 с.
17. *Лахтин Ю.М.* Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1979. – 320 с.
18. *Марочник* сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 638 с.

19. *Ульянкин Е.А.* Коррозионностойкие стали. – М.: Металлургия, 1983. – 208 с.

20. *Авиационные* материалы: Справ. – М.: ВИАМ, 1974. – Т. 6. – 283 с.

21. *Порошковая* металлургия: Справ. / И.М. Федорченко, И.Н. Францевич и др. – К.: Наук. думка, 1985. – 621 с.

22. *Гаевик Д.Т.* Подшипниковые опоры современных машин. – М.: Машиностроение, 1985. – 245 с.

23. *Спеченые* порошковые материалы для узлов трения самолетов "АН" / В.Н. Король, С.А. Бычков, А.Г. Моляр и др. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – **39**, № 1. – С. 113–115.

РОЗДІЛ 3

ВПЛИВ РОБОЧИХ СЕРЕДОВИЩ НА МІЦНІСТЬ ТА ДОВГОВІЧНІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Під час проектування та експлуатації машин та споруд інженерна наука передбачає насамперед урахування впливу на їх роботоздатність та функціональну ефективність механічних навантажень й, відповідно, обумовлених ними механічних напружень. Тут необхідно також не забувати, що важливим небезпечним супутнім фактором є різноманітні експлуатаційні середовища, які істотно знижують роботоздатність різних інженерних об'єктів. Фактично в реальних умовах експлуатації таких об'єктів спостерігається пошкоджуваність та руйнування виробів за одночасної сумісної дії активного робочого середовища та механічних напружень. Опосередкована і змінена середовищем механічна поведінка (деформація, руйнування) матеріалів є об'єктом досліджень нової наукової дисципліни, що виникла на стику фізики, хімії, механіки та матеріалознавства, яка у вітчизняній літературі отримала назву фізико-хімічної механіки матеріалів [1–3]. Відповідником цієї назви в англійській літературі є environment sensitive mechanical behavior (у прямому перекладі –чутлива до середовища механічна поведінка матеріалів) [4].

У першу чергу тут ідеться про можливі механохімічні і механофізичні ефекти, пов'язані з параметрами довкілля і природою матеріалу, його металургійною підготовкою та обробкою, особливостями мікроструктури. Дія цих ефектів невіддільна також від температури, яка не тільки змінює характер поведінки дефектів структури (вакансій, дислокацій, меж зерен) і фазовий склад матеріалів, а й активність середовища.

Серед небезпечних зовнішніх факторів, які можуть викликати крихке руйнування авіаційних матеріалів, можна виділити корозивне і низькотемпературне середовища.

3.1. КОРОЗІЯ ТА КОРОЗІЙНО-МЕХАНІЧНЕ РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ

Деякі уявлення про корозію матеріалів. Корозією матеріалів називають різні види їх самочинного руйнування під дією довкілля. Її причина – термодинамічна нестабільність технічних матеріалів і сплавів після різних технологічних операцій. Таким чином, корозію слід розглядати як закономірне явище

переходу матеріалів до термодинамічно стабільного стану в хімічних сполуках типу оксидів, солей, гідроксидів тощо, у вигляді яких вони звичайно знаходяться в природі.

У найзагальнішому вигляді корозію можна розділити на хімічну і електрохімічну. Хімічна протікає за механізмами хімічних гетерогенних реакцій під час взаємодії з газами і рідкими середовищами, які не є електролітами. Найхарактерніші її види – високотемпературна газова і корозія металів під дією рідких металевих середовищ.

Електрохімічна корозія – явище значно універсальніше, ніж хімічна. Вона охоплює процеси руйнування металів у різноманітних електролітах – розчинах кислот, лугів, розплавах солей, вологих газових атмосферах, а також водних розчинах, які є найбільшою в техніці категорією робочих середовищ.

Електрохімічна корозія пов'язана завжди з протіканням через робоче середовище електричного струму. Сам процес – сукупність двох локалізованих реакцій: анодної та катодної. Анодна (окиснювальна) пов'язана з виходом із металевого виробу іонів металу в електроліт (анодне розчинення металу) або утворенням нерозчинних продуктів (наприклад, окислів). Під час анодного процесу на поверхні металу виділяються електрони. Одночасно на ділянці металу з позитивнішим потенціалом (катодом) протікає катодна реакція відновлення, під якою розуміють асиміляцію надлишкових електронів біля поверхні металу деполяризаторами. Враховуючи специфіку робочих електролітів, розрізняють корозію з водневою і кисневою деполяризацією. Водень виступає деполяризатором під час корозії металів у різних кислих середовищах, коли метал насичується ним. Однак найпоширеніша корозія з кисневою деполяризацією, яка спостерігається під час дії води, різних нейтральних і лужних середовищ, слабокислих збагачених киснем розчинів, вологого повітря.

Інтенсивність і характер корозії залежать у першу чергу від складу і властивостей електроліту – конкретного робочого середовища. Зокрема, дистильована води є середовищем з дуже низькою електропровідністю, що забезпечується дисоціацією незначної кількості молекул на іони водню та гідроксил-іони. Для води і близьких до неї водних розчинів концентрація йонів водню 10^{-7} моль/л. Таку ж концентрацію мають і гідроксил-іони, тому ці середовища віднесли до категорії нейтральних розчинів (pH 7). Додаючи до водного розчину різні кислоти, можна підвищити концентрацію іонів водню і, навпаки, добавляючи луги, збільшувати концентрацію гідроксил-іонів. Кислотність або лужність розчину характеризують звичайно показником pH, який визначають десятковим логарифмом концентрації йонів водню, взятим зі зворотним знаком. Електроліти з $pH < 7$ відносять до кислих розчинів, а з $pH > 7$ – до лужних.

Характеристика середовища за водневим показником має принципове значення, однак вона неповна, оскільки для оцінки інтенсивності корозії металів важливо також знати вміст у середовищі інших іонів (хлору, кисню тощо).

Кінетика корозійного процесу в конкретній системі метал–середовище повністю залежить від природи металу і визначається різницею потенціалів

між металом і електролітом. Електродний потенціал металу зазвичай оцінюють відносно стандартного електрода порівняння (водневого каломельного хлоросрібляного, ртутно-сульфатного та ін. [5]). Якщо потенціал досягає від'ємного значення, на досліджуваному електроді протікає реакція окиснення; якщо ж він позитивний, реакція має відновний характер. Для різних металів і сплавів складені таблиці нормальних електродних потенціалів, які є найважливішими термодинамічними характеристиками, що визначають їх схильність до корозії [5]. На підставі таких табличних даних можна, зокрема, зробити висновок, що метали, потенціал яких від'ємніший відносно водневого електрода, термодинамічно нестійкі у воді. До них належать, наприклад, такі широко поширені в техніці метали, як цинк, титан, алюміній і залізо.

Залежно від чутливості до корозії в середовищах з різним pH серед практично важливих металів можна виділити декілька груп [5]:

- тривкі в широкому діапазоні pH, включаючи кислі, нейтральні та лужні розчини: платина, золото, срібло;
- тривкі в кислих середовищах, але схильні до корозії в лужних розчинах: талій, молібден, вольфрам;
- тривкі в нейтральних середовищах, але схильні до корозії в кислих і лужних середовищах: цинк, алюміній, олово, свинець;
- тривкі в лужних середовищах, помірно тривкі в нейтральних, але чутливі до корозії в кислих середовищах: магній, хром, марганець, мідь, нікель, залізо.

Корозія технічних сплавів – це процес гетерогенний, прояв якого пов'язаний з наявністю анодної і катодної ділянок. Їх утворення обумовлене низкою причин. Серед них необхідно виділити структурну різнофазність і електрохімічну гетерогенність окремих кристалів, викликану їх концентраційною неоднорідністю. Відомі також принципові відмінності в хімічному складі за домішками примежових об'ємів зерен і тіла зерна, що часто зумовлює міжкристалітну корозію сплавів. На локалізацію корозійних процесів впливають також внутрішні напруження в металі внаслідок різних технологічних чинників. Причиною гетерогенності корозійних процесів є також концентраційна неоднорідність робочого середовища біля поверхні металу, яка може посилюватися на різних етапах корозії через розшарування електроліту, утворення локальних плівок тощо.

Корозійну тривкість металів визначають специфіка утворення і пасивувальні властивості плівок (як правило, оксидних). Для прикладу можна розглянути високу тривкість до атмосферної корозії титану і алюмінію, потенціал яких від'ємніший, ніж заліза. Це зумовлено утворенням на поверхні цих металів оксидних плівок, які ефективно захищають виріб від корозії. Для оцінки здатності металів до захисної пасивації, а також розробки електрохімічних способів захисту виробів використовують т. зв. поляризаційні криві та діаграми Пурбе [5].

Корозійно-механічне руйнування металів. Під одночасним впливом корозійного і механічного факторів, як правило, значно інтенсифікується

руйнування різних металевих сплавів і дуже часто виникають нові явища, чого нема, коли кожен з цих факторів діє окремо. Типовий приклад цього – КР деяких сплавів у різноманітних корозивних середовищах. За наявності лише середовища зазвичай протікає загальна корозія окремих сплавів, що, як правило, несуттєво регламентує експлуатаційний ресурс виробів. У свою чергу, прикладення лише статичних механічних напружень, які не перевищують рівня границі текучості, також не спричиняє сповільненого руйнування більшості конструкційних сплавів. Разом з тим суміщення обох факторів призводить до нового явища – корозійно-механічного руйнування. Дія корозійного чинника за циклічного механічного навантаження ще більше інтенсифікує руйнування. Тоді, як правило, знижується довговічність виробів і зникає фізична границя втоми (див. розд. 1.3.1).

Корозивне середовище стимулює утворення і розвиток тріщин у металічних об'єктах, при цьому всі норми розрахунку на міцність і несучу здатність, апробовані для конструкційних матеріалів в умовах інертного середовища, виявляються різко завищеними. З іншого боку, механічні напруження звичайно інтенсифікують корозію (поверхневу, міжкристалічну) металевих виробів. Механохімічна активація має часто вибірковий характер, пов'язаний і з неоднорідністю полів напружень у конструкціях, і зі структурною електрохімічною гетерогенністю використовуваних матеріалів. Корозійно-механічні руйнування характеризуються непередбаченою раптовістю і відбуваються без помітних ознак макродеформації, що збільшує небезпечність аварійних ситуацій з тяжкими технічними і екологічними наслідками.

Одним з основних чинників, які визначають процеси корозії під напруженням, є тривалість корозійно-механічної дії на досліджуваний об'єкт, тому її вплив на роботоздатність машин і споруд проявляється, як правило, під тривалим навантаженням [6]. Залежно від характеру прикладеного механічного навантаження розрізняють такі основні види корозійно-механічного руйнування: КР, корозійну втому, а також фретинг-корозію, корозійну кавітацію та корозійне зношування.

Для більшості використовуваних у техніці конструкційних сплавів за відсутності їх взаємодії з активними середовищами не спостерігають сповільненого руйнування під тривалими статичними навантаженнями, якщо останні не досягають тих критичних значень, які зумовлюють їх руйнування під час короткочасних випробувань. Єдиний виняток із цього правила – високоміцні сплави (переважно сталі), в яких сповільнене руйнування є наслідком попереднього поглинання водню або міграції незафіксованих дефектів гартування (сталі в свіжозагартованому стані без стабілізаційного відпуску) [7].

КР за наявності відповідного корозивного середовища спостерігається при напруженнях $\sigma_{кр} < \sigma_B$ для багатьох технічно важливих сплавів, зокрема, нержавних і вуглецевих сталей, латуней, алюмінієвих, магнієвих і титанових сплавів [8]. До середовищ, які провокують КР, можна віднести воду та її пару, водні розчини кислот і лугів, середовища, що містять аміак, сірководень, ціановодень [8].

Обов'язковою умовою реалізації КР є присутність напружень розтягу, які можуть виникати не тільки внаслідок простого розтягу, а й різних складних видів навантаження. Розтягувальні напруження у виробах можуть спричиняти не лише сили, прикладені ззовні, але й мати внутрішній (залишковий) характер у результаті технологічних операцій (поверхневого зміцнення, зварювання тощо). Тому КР зварних з'єднань – один з найважливіших аспектів корозії під напруженням.

КР залежно від типу системи метал–середовище, умов навантаження та стадії процесу може бути як міжзеренне, так і череззеренне. Тому важливо, особливо під час діагностики аварій, розрізняти корозію під напруженням і міжзеренну, властиву, зокрема, нержавним сталям і алюмінієвим сплавам [9]. Остання не потребує зовнішніх напружень і пов'язана з напруженнями біля меж зерен під дією продуктів корозії, які мають збільшений питомий об'єм проти металу [9].

Втома під циклічними (наприклад, синусоїдально змінюваними) навантаженнями – явище універсальніше, ніж статичне розтріскування, і спостерігається у всіх конструкційних сплавах, зокрема, в системах метал–середовище, не схильних до КР. В умовах дії корозивного середовища тривалість навантаження стає дуже важливим чинником, тому корозійна втома, на відміну від втоми в інертному середовищі, істотно залежить від частоти циклу навантаження: зі зменшенням частоти довговічність знижується. Корозійно-втомні руйнування зустрічаються у більшості галузей сучасної промисловості [6]. Зокрема, спостерігали випадки корозійно-втомних руйнувань авіаційної техніки навіть в умовах дії помірно-корозивних середовищ типу повітряної вологи і атмосферних опадів. Описано, зокрема, випадки аварійних руйнувань обшивки літаків (включаючи втрату в польоті несучого крила), вертолітних пропелерів, валових з'єднань підшипників, натягових тросів [10].

Корозійно-механічне руйнування також поділяють на стадії зародження і поширення тріщин. Отже, слід розглядати специфіку механохімічної активації окремо для кожної стадії. Для пояснення механізму інтенсифікації корозійного руйнування під напруженням використовують уявлення про переважальну роль у цьому процесі трьох різних чинників: адсорбційного зниження енергії руйнування, електрохімічного розчинення і водневого окрихчення металу.

Основні положення теорії адсорбційного зниження міцності матеріалів закладені в працях П. О. Ребіндера [1]. Згідно з цією концепцією явище корозійно-механічного руйнування можна пояснити зниженням поверхневої енергії внаслідок адсорбції компонентів середовища на поверхні металу. На стадії ініціювання тріщин адсорбційний фактор повинен передовсім забезпечити розрив оксидних плівок, а також зменшити опір виходу на поверхню дислокацій, що сприяє еволюції смуг ковзання і виникненню у їх надрах мікротріщин. Адсорбційні ефекти переконливо підтвердилися під час дії рідких металевих розплавів на деякі матеріали. Відомі також успішні спроби викликати статичне розтріскування і знизити витривалість сталей під дією зневоднених адсорбційних середовищ типу високомолекулярних спиртів [8].

Під час деформування металів у корозивному середовищі властива їм структурно-електрохімічна гетерогенність доповнюється деформаційною. Локальний анодний потенціал у місці виходу на поверхню смуг ковзання від'ємніший, ніж на недеформованих ділянках. Таким чином, створюються умови для формування зародкових тріщин в областях переважного анодного розчинення металу.

Для окремих пар метал–середовище використовують концепцію, яка вбачає основну причину деградації механічних властивостей під час корозії під напруженням у водневому окрихченні металу. Корозійний процес пов'язаний як з окиснювальними, так і відновними реакціями, в результаті яких виділяється водень. Крім цього, внаслідок контакту високонапруженого металу з водним середовищем вода може дисоціювати на кисень і водень, який адсорбується на ділянках, активованих пластичною деформацією. Другим етапом цих процесів є дифузія водню до різних структурних і деформаційних дефектів металу. Внаслідок значної рухливості іонів водню, а також високої деформаційної активації металу швидкість дифузії водню до потенціальних осередків тріщиноутворення досить значна. Сам процес зародження тріщин під дією водню можна уявити, керуючись відомими теоріями водневої крихкості [11].

Для більшості технічно важливих сплавів і використовуваних експлуатаційних середовищ, у першу чергу водних розчинів у широкому діапазоні pH, ймовірність прояву лише одного з перелічених трьох механізмів корозійно-механічного руйнування мала. У працях Г. В. Карпенка та його учнів [2, 8, 10] розвинута і переконливо доведена численними експериментами адсорбційно-електрохімічна і воднева концепції розтріскування і втоми сталей у корозивних середовищах.

Механізм корозійно-механічного руйнування на стадії поширення макротріщини може відрізнятися від такого на стадії корозійного тріщиноутворення. Головна причина цього – локалізація напруженого стану в околі вершини магістральної тріщини, що може посилити прояви всіх трьох названих факторів. Розглянемо деякі особливості субкритичного росту тріщини з позицій електрохімічного та водневого механізмів [12]. Через наявність у вершині тріщини розтягальних напружень, часто більших за границю текучості, утворюється гальванічний елемент, де анодом служить сама вершина тріщини, а катодом – її береги. Площа катода значно більша, ніж анода, що зумовлює слабку поляризованість першого й аномально високу густину струму у вершині, тобто швидке просування тріщини. Імовірніший дещо видозмінений механізм локального анодного розчинення, який передбачає стрибкоподібне просування тріщини, пов'язане з утворенням і руйнуванням під дією пластичної деформації окисної плівки та наступним розчиненням металу в зоні свіжоутвореної поверхні. Далі знову настає етап пасивації, руйнування і т. д.

Просування тріщини за водневим механізмом передбачає досягнення критичної концентрації водню в зоні передруйнування тріщиноподібного концентратора, де виникають максимальні розтягальні напруження. Розрізняють два

основних способи транспортування водню з корозивного середовища до зони передруйнування – дифузійний і дислокаційний [13]. Дифузійний важливіший під час руйнування високоміцних сплавів, для яких характерна висока тривісність напружень біля вершини тріщини, а критичні концентрації водню не досягають значного рівня. Дислокаційний спосіб базується на захопленні і перенесенні водню рухомими дислокаціями. Цей механізм імовірніший для пластичних сплавів. Його реалізації сприяє реверсивна циклічна деформація та висока амплітуда напружень. Бар'єрні окисні плівки погіршують транспортування водню в зону передруйнування, тому умови їх утворення та руйнування можуть визначально впливати на кінетику субкритичного росту тріщини.

3.1.1. Корозійна витривалість і тріщиностійкість алюмінієвих сплавів

В активних корозивних середовищах (3,5 % р-н NaCl) витривалість гладких зразків алюмінієвих сплавів (як і багатьох інших конструкційних матеріалів) суттєво нижча (в 2–3 рази), ніж на повітрі [14], причому вона практично не залежить від рівня міцності сплавів (рис. 3.1), що робить неефективним застосування високоміцних сплавів в умовах впливу корозивного фактора. Основною причиною пошкодження елементів авіаконструкцій є вплив т. зв. "конденсату". Встановлено [15], що 3 %-й водний розчин NaCl є дуже близький до цього експлуатаційного середовища за інтенсивністю впливу на міцність і довговічність алюмінієвих сплавів. Корозійні пошкоди, які утворилися під час експлуатації чи штучно нанесені на поверхню ненавантаженого металу, не завжди викликають втрату його витривалості. Вирішальне значення має їх характер і глибина (рис. 3. 2).

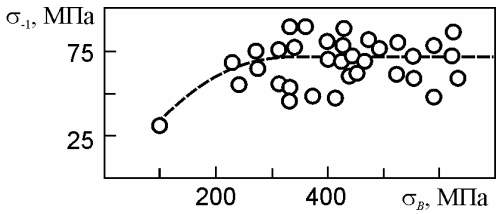


Рис. 3.1. Залежність границі витривалості ($N = 10^7$ циклів) від границі міцності алюмінієвих сплавів під час випробувань у 3 %-му розчині NaCl [14]

За наявності конструктивних концентраторів напружень (наприклад, отворів під заклепки) негативний вплив корозійних виразок значно зменшується, і втомна міцність такого конструктивного елемента визначається ефективністю впливу концентратора напружень [16]. Роз'їдання конструктивних концентраторів напружень корозійними виразками послаблює чутливість до концентрації напружень (табл. 3. 1). Виявлено, що сплави системи Al–Zn–Mg–Cu чутливіші до корозивного середовища, ніж Al–Cu і Al–Cu–Mg.

Під час корозійної втоми може спостерігатися інверсія впливу масштабного фактора, коли зі збільшенням геометричних розмірів об'єкта дослідження витривалість не падає (як на повітрі), а підвищується [17].

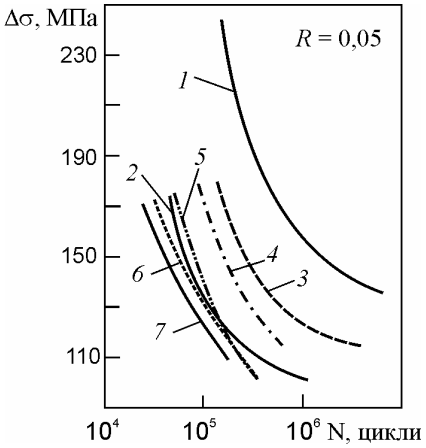


Рис. 3.2. Криві витривалості елементів обшивки зі сплаву Д16АТВ завтовшки 2,5 мм:
1 – суцільні без корозії;
2 – з отворами під заклепки без корозії;
3 – 7 – суцільні після попередньої корозії (3 %-й розчин NaCl) на глибину 3; 6; 10; 20 і 30 % від товщини, відповідно [15]

Таблиця 3.1

Зниження границі витривалості гладких і надрізаних зразків у корозивному середовищі порівняно з випробуваннями на повітрі [14]

Сплав	Вміст NaCl, %				Тип напівфабрикату
	0,001		3,0		
	σ_{-1}	$\sigma^{н}_{-1}$	σ_{-1}	$\sigma^{н}_{-1}$	
Д16Т	0,85	0,87	0,63	0,56	Плита ковано-вальцьована
1201Т1	0,62	0,90	0,50	0,47	Лист гарячевальцьований неплакований
В91Т1	–	–	0,45	–	Профіль пресований

Під тривалим статичним навантаженням алюмінієві сплави чутливі до середовища як на стадії зародження, так і росту тріщини. Високоміцні сплави схильні до сповільненого руйнування навіть на повітрі, але залежно від його вологості [18]. Наприклад, величина K_{Iscc} сплаву 7075 (Al–Zn–Mg–Cu) у вологому повітрі сягає лише 0,35 K_{Ic}, тоді як в осушеному (0,8 % відносної вологості) корозійно-статичне руйнування не спостерігається. Корозійна тріщина переважно поширюється міжзеренно, швидкість її росту може на порядок зростати за наявності в корозивному середовищі іонів хлору, брому і йоду [18, 19]. Це пов'язують з утворенням анодних зон на межах зерен після певних видів термічної обробки, зокрема внаслідок виділення вторинних фаз у результаті старіння. Вважають [19], що в стані, коли алюмінієві сплави чутливі до КР, локальна електрохімічна корозія протікає межами зерен. У сплавах Al–Zn–Mg–Cu вона відбувається шляхом розчинення виділень, потенціал корозії яких негативніший проти матриці. Найвища швидкість розчинення виділень $MgZn_2$ зафіксована в 3,5%-му розчині NaCl при pH 2…4. У сплавах Al–Cu–Mg, в яких випадає інтерметалідна фаза $CuAl_2$, розчиняються зони, збіднені легувальними елементами. Тут потенціал корозії виділень позитивніший порівняно з матрицею сплаву. КР алюмінієвих сплавів пов'язане також із впливом водню. Внаслідок насичення воднем у певних рідких і газоподібних середовищах па-

дає пластичність сплавів, особливо різко, коли метал перебуває в умовах плоско-деформованого стану [19].

Високим опором КР володіють сплави системи Al–Mn і Al–Si, а також Al–Mg–Si і Al–Mg, коли вміст магнію не перевищує 3 %. В них не розвивається локальна корозія, оскільки сполуки алюмінію і марганцю та магнію і кремнію мають електродні потенціали, близькі до алюмінію. Іншою причиною підвищеного опору КР алюмінієвих сплавів, які леговані марганцем і магнієм, є висока швидкість репасивації поверхонь пітів та інших гострокінцевих дефектів [19].

Схильність до розтріскування визначається, окрім структурного фактора, технологічними залишковими напруженнями. Тому зварювання, яке змінює структурну гомогенність сплавів і створює локальні залишкові напруження, посилює схильність алюмінієвих сплавів до КР.

ЦТ алюмінієвих сплавів ще більше залежить від впливу корозивних середовищ. Оскільки високоміцні алюмінієві сплави, як правило, схильні до КР, то їх чутливість до середовищ на стадії росту втомної тріщини часто пов'язують з цим явищем. Однак, як показують порівняльні оцінки субкритичного росту тріщини під час розтріскування і втоми, корозивні середовища інтенсифікують руйнування під циклічним навантаженням, якщо $K_{max} < K_{Iscc}$ [18]. Їх негативний вплив найбільше проявляється на середньоамплітудній ділянці ($K_{max} \approx K_{Iscc}$) діаграми швидкостей росту втомної тріщини, проте фіксується і за низьких розмахів КІН, що зумовлює пониження порога втоми ΔK_{th} [20].

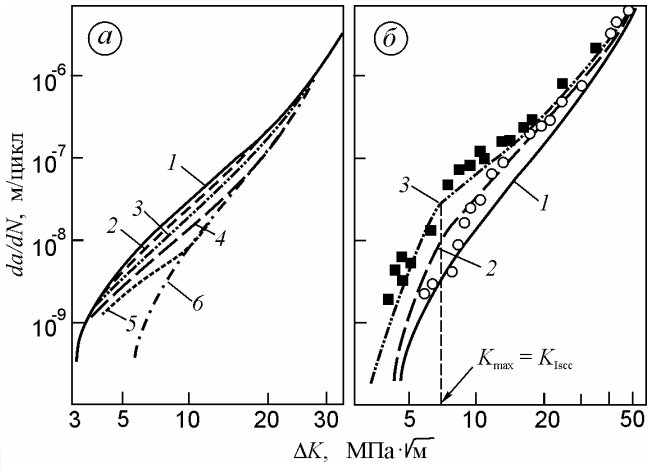


Рис. 3.3. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини:
а – у сплаві Д16АТ у повітрі з відносною вологістю 90 % (крива *1*), 60 % (*2*), 40 % (*3*), 20 % (*4*), менше 5 % (*5*) і у вакуумі (*6*) [21]; *б* – у сплаві Д16чТ у повітрі відносної вологості 95 % (крива *1*), в дистильованій воді (*2*) і в 3,5 %-му розчині NaCl (*3*); – дані випробувань в авіаційному паливі марки РТ; ■ – в осаді паливних баків [23]

Результати досліджень впливу атмосфери на втомне руйнування сплаву Д16Т показують, що швидкість росту втомної тріщини істотно різна на повітрі і у вакуумі та залежить, головно, від вмісту вологи [21–23]. Зокрема, коливання відносної вологості повітря від 30 до 90 % може призвести до двократної зміни швидкості росту тріщини на середньоамплітудній ділянці діаграми. У вологому (90 %) і осушеному (5 %) повітрі вона різниться майже на порядок (рис. 3.3 *а*). Більше інтенсифікує розвиток втомного руйнування алюмінієвих

сплавів дистильована і морська (3,5 % р-н NaCl) вода [23], причому не тільки на середньоамплітудній, але й у припороговій ділянці діаграми (рис. 3.3 *б*).

У сплавах типу В95 кінетика корозійно-втомного руйнування залежить від чистоти за домішками (Fe, Si) і режиму старіння [23, 24]. З підвищенням чистоти поріг втоми ΔK_{th} сплавів на повітрі зростає і зменшується чутливість до впливу води залежно від розмаху ΔK, найсуттєвіше – в припороговій ділянці діаграми (рис. 3.4). Інтенсифікація старіння (режими Т2 і Т3 проти Т1) також позитивно впливає на підвищення опору цих сплавів росту корозійно-втомної тріщини. Сплав В95пчТ2 має найвищу корозійно-циклічну тріщиностійкість. Крім того, він за величиною K_{Iscc} перевершує навіть сплави типу Д16Т (рис. 3.4 *г* і 3.3 *б*), хоча характеристики ЦТ сплавів Д16АТ і Д16чТ на повітрі вищі, ніж сплавів В95АТ2 і В95пчТ2 [23].

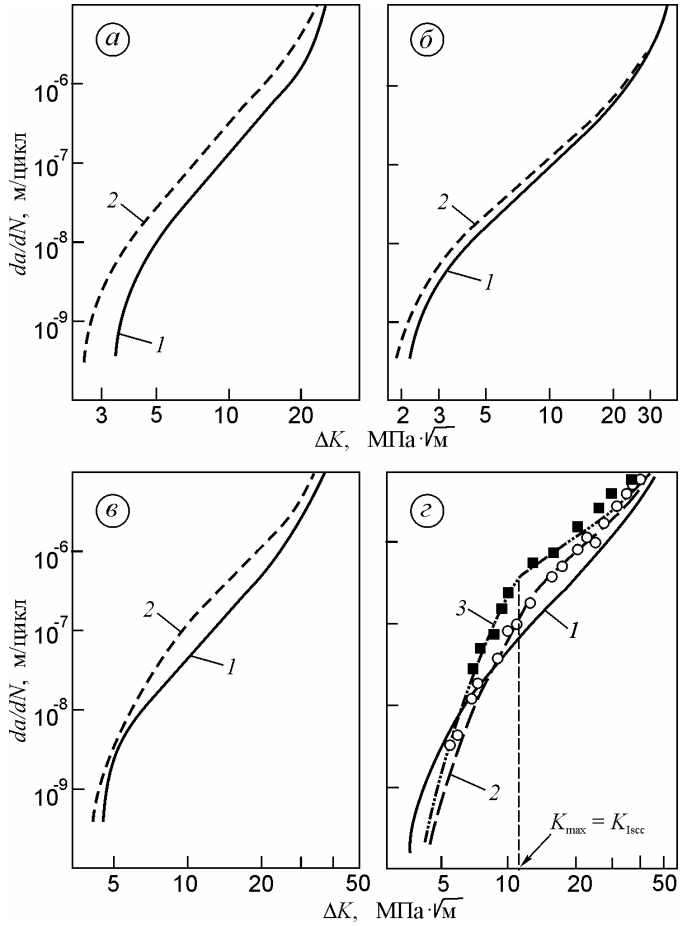


Рис. 3.4. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в алюмінієвих сплавах В95АТ1 (*а*), В95АТ3 (*б*), В95пчТ1 (*в*) і В95пчТ2 (*г*): *1* – випробування на повітрі відносної вологості 90…95 %; *2* – у дистильованій воді; *3* – у 3,5 %-му розчині NaCl; ○ – дані випробувань в авіаційному паливі марки РТ; ■ – в осаді паливних баків [23, 24]

Підвищена чутливість до середовища недостарених сплавів В95 (за режимом Т1) пов'язана, очевидно, з когерентністю вторинної фази [25] і дією залишкових напружень третього роду, що переважає вплив структурної гетерогенності в перестарених (за режимом Т3) сплавах. Мікрофрактографічні

дослідження показали [24], що в середовищі водного розчину NaCl, порівняно з випробуваннями у вологому повітрі, мікромеханізм руйнування сплаву В95пчТ1 за середніх розмахів ΔK змінюється від борозенкового до квазівідкольного, а сплаву В95АТ1 – від череззеренного до міжзеренного відкольного. Міжзеренний ріст втомної тріщини в присутності іонів хлору свідчить про водневе окрихчення матеріалу. Вплив вологого повітря, коли тріщина поширюється шляхом череззеренного відколу, пов'язують з притаманним для високоміцних алюмінієвих сплавів механізмом підсилення локальної мікропластичності і пришвидшенням її вичерпання за наявності водню, відомим в англомовній літературі як HELP-mechanism [26, 27].

Встановлено, що розпорошений 3,5%-й розчин NaCl (солевий туман) впливає на корозійно-циклічну тріщиностійкість алюмінієвих сплавів як рідке середовище, а висока (R = 0,6) асиметрія циклу навантаження посилює його негативний вплив: більше для сплаву В95Т1 і менше для Д16Т [28]. Частота навантаження в діапазоні 15…25 Гц мало впливає на кінетику корозійно-втомних тріщин, але зі зменшенням частоти до 1,5 Гц їх ріст значно пришвидшується в усьому діапазоні ΔK [22, 28, 29].

Вище розглянуто вплив корозивного середовища на кінетику довгих макротріщин. Швидкість поширення мікроструктурно коротких і фізично малих втомних тріщин (завдовжки a < 1 мм) у середовищі також різко зростає (у 5–10 разів) проти повітря [30, 31], що відповідно зумовлює скорочення періоду до зародження початкової макротріщини: незначне в багатоцикловій області втоми і в 2–10 разів – у малоцикловій [32]. При цьому встановлено, що в корозивному середовищі втомне руйнування можна розглядати з єдиних позицій уніфікованої моделі (див. розд. 1.3.5) і прогнозувати період до зародження початкової макротріщини біля конструктивних концентраторів напружень за діаграмами, отриманими на стадії росту макротріщини [32].

За великих розмахів ΔK вплив корозивного середовища, як правило, слабшає, тому воно практично не змінює (див. табл. 3.2) характеристик критичної тріщиностійкості під статичним (K_{Ic}, K_c) і циклічним (ΔK_{fc}) навантаженнями [29, 33].

Таблиця 3.2

Характеристики статичної в'язкості руйнування алюмінієвих сплавів в умовах плосконапруженого стану на повітрі і в корозивному середовищі [29]

Сплав	Товщина листа, мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	K_c^y, МПа·$\sqrt{\text{м}}$	
					повітря	3,5 % NaCl
1201Т1	4,0	313	421	12,5	85,0	85,0
АК4чТ1	2,75	380	437	8,9	69,0	64,4
Д16чТ	3,75	336	446	21,0	96,5	90,04
В95пчТ1	4,0	448	510	12,7	108,0	108,0
В95пчТ2	4,0	509	568	11,3	97,6	95,5

Таким чином, корозивне середовище негативно впливає на тріщиностійкість алюмінієвих сплавів, в основному, на стадії субкритичного росту тріщини, що, в першу чергу, пов'язано з часовим фактором взаємодії метал–середовище.

3.1.2. Корозійна витривалість і тріщиностійкість титанових сплавів

Гладкі поверхні виробів з титану і його сплавів мають високу корозійну тривкість, що пов'язано з їх швидкою пасивацією під час взаємодії з киснем. Тому вплив корозивного середовища на витривалість гладких зразків титанових сплавів незначний порівняно зі сталями та кольоровими металами [10, 34]. Для деяких титанових сплавів границя витривалості σ_{-1} в 3 %-му розчині NaCl навіть дещо зростає (табл. 3.3).

Таблиця 3.3

Витривалість титанових сплавів на повітрі і в корозивному середовищі [34]

Сплав	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	σ_{-1}, МПа	
	МПа		%		повітря, база $2\cdot10^7$ циклів	3,5 % NaCl, база $5\cdot10^7$ циклів
ВТ1-0	400	505	35	62	300	305
ВТ5	760	840	11	30	280	260
АТ3	640	720	17	35	320	340
ПТ3В	730	800	16	42	340	360
ВТ14	875	970	13	33	360	340

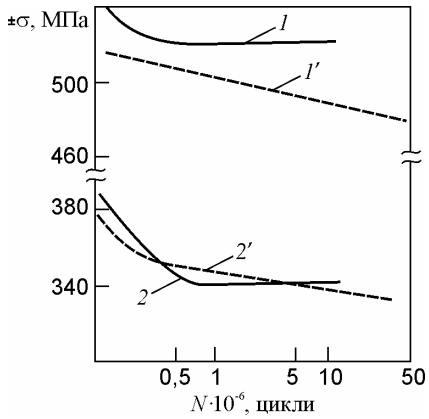


Рис. 3.5. Порівняння кривих багатоциклової втоми гладких (*1*, *1*') і надрізаних (*2*, *2*') зразків із титанового сплаву ВТ3-1 на повітрі (*1*, *2*) і в 3 %-му NaCl (*1*', *2*') [10]

Встановлено [10], що як і для алюмінієвих сплавів, різниця між величинами σ_{-1} на повітрі і в корозивному середовищі зростає залежно від бази випробувань (рис. 3.5). Треба відмітити особливість багатьох титанових сплавів – різке падіння опору втомі зразків з гострими надрізами. В зонах локальної концентрації напружень пасиваційна плівка руйнується, в результаті на повітрі і в корозивному середовищі границі витривалості надрізаних зразків однакові (рис. 3.5). Тому ці сплави мають підвищену чутливість до впливу середовища на стадії росту тріщини. Зокрема, субкритичний ріст тріщини в титанових сплавах спостерігається на повітрі і навіть в інертних середовищах [18]. Це пояснюють окрихчувальною

дією металургійного (технологічного) водню, вплив якого посилюється внаслідок схильності титанових сплавів до гідридоутворення [11].

КР титанових сплавів залежить від масштабного фактора. Характеристики тривкості до КР більшості α- і (α + β)-сплавів зростають зі зменшенням товщини зразків. При цьому існує певна критична товщина, за якої КР не відбувається [19, 33]. Вона суттєво залежить від текстури (технологічної анізотропії) напівфабрикатів. В α-сплавах анізотропія КР проявляється сильніше порівняно із β-сплавами. Відзначено [33], що вплив анізотропії на КР сплаву Ti–8Al–1Mo–1V сильніший (рис. 3.6), ніж на статичну в'язкість руйнування K_{Ic}, яка для ДП-, ПД- і ВД-зразків відповідно рівна 42; 40 і 44 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$.

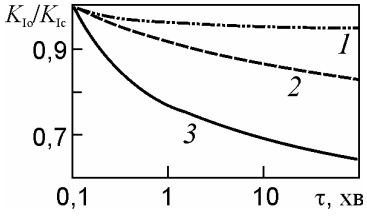


Рис. 3.6. Криві розтріскування на повітрі сплаву Ti–8Al–1Mo–1V залежно від орієнтації вирізки зразків: *1* – ДП; *2* – ВД; *3* – ПД [33]

Одним із основних легувальних елементів, які визначають корозійну поведінку титанових сплавів, є алюміній. Встановлено [35], що зі зростанням його вмісту схильність до КР цих сплавів підвищується (рис. 3.7 *а*): сильніше в кислих середовищах (pH 1), де виникають умови для наводнювання металу, і менше в нейтральних (pH 6,5). При цьому розтріскування відбувається, коли початковий КІН K_{I0} біля вершини тріщини значно менший, ніж статична в'язкість руйнування K_{Ic} сплавів (рис. 3.7 *б*), що знову найвідчутніше проявляється для сплаву з підвищеним вмістом алюмінію. Для роботи в хлоридовмісних середовищах доцільно застосовувати титанові сплави, леговані нікелем або паладієм [19].

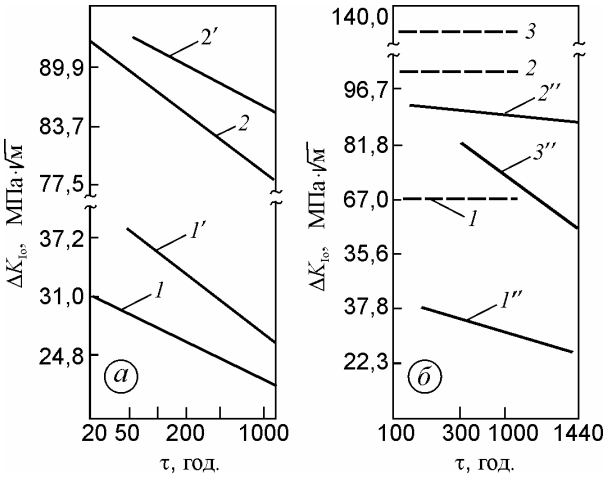


Рис. 3.7. Криві корозійного розтріскування сплавів Ti–6Al (*1*, *1*', *1*"), Ti–3Al (*2*, *2*', *2*") і ВТ14 (*3*, *3*") в 3 %-му р-ні NaCl: *а* – pH 1 (*1, 2*) і pH6,5 (*1*', *2*'); *б* – з насиченням H_2S (*1*" – *3*"). Штрихові лінії – рівень K_{Ic} (K_c) сплавів [35]

Схильність титанових сплавів до КР суттєво залежить від їх структурно-фазового стану. Для α-сплавів найбільше впливає їх склад; для (α + β)-сплавів – морфологія фаз; для β-сплавів – структура фаз [18]. Зауважено, що поріг

K_{Iscc} вищий після деформації чи відпалу в β-області, ніж в (α + β)-області, що обумовлено оптимальним розподілом і морфологією фаз [33].

Як вказано вище, титанові сплави, володіючи високим опором зародженню корозійних тріщин, чутливіші до корозивного середовища на стадії поширення тріщини. Це пояснюють сприятливими умовами для руйнування пасивних плівок біля вершини тріщини. Циклічні деформації, з одного боку, ще більше інтенсифікують руйнування цих плівок, а з іншого – є механічним фактором підростання тріщини та утворення ювенільних (незахищених) поверхонь. Тому корозійно-циклічна тріщиностійкість титанових сплавів залежить від розмаху КІН (ΔK), форми, асиметрії (R) і, особливо, частоти (f) циклу навантаження (рис. 3.8).

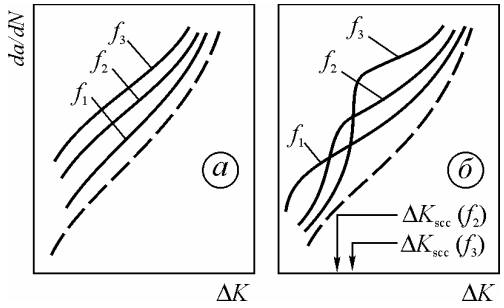


Рис. 3.8. Основні типи діаграм швидкостей росту корозійно-втомних тріщин у титанових сплавах за різної частоти циклу навантаження ($f_1 > f_2 > f_3$) в дистильованій воді (*а*) і в розчині NaCl (*б*). Штрихові лінії – діаграми в інертному середовищі [18]

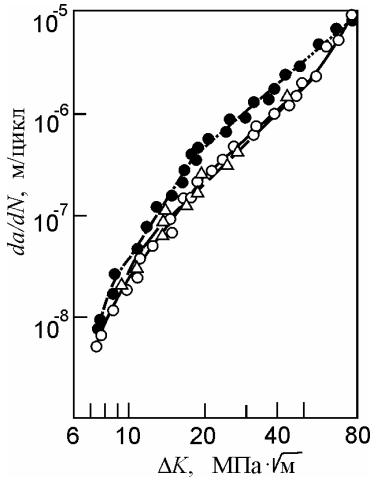


Рис. 3.9. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в титановому сплаві АТ3 на повітрі (–), в дистильованій воді (8) і в 3,5 %-ному розчині NaCl

Показано [36], що корозійно-циклічна тріщиностійкість сплаву АТ3 нечутлива до впливу дистильованої води, а негативний вплив 3,5 %-го розчину NaCl проявляється тільки на середньоамплітудній ділянці діаграми швидкостей росту втомної макротріщини (рис. 3.9). Двократне зростання швидкостей росту тріщини в розчині солі супроводжується появою в зламі ділянок переззеренного квазівідколу, проте тут домінують області, покриті дрібними втомними борозенками, що свідчить про незначне окрихчення матеріалу [36]. Відносно високою корозійно-циклічною тріщиностійкістю володіє сплав Ti–6Al–4V ($\sigma_{0,2}$ = 860 МПа), а в сплаві Ti–7Al–2Nb–1Ta ($\sigma_{0,2}$ = 740 МПа) швидкість росту тріщини в розчині NaCl може бути до 4 разів вищою, ніж на повітрі [37]. Це свідчить про те, що корозійно-циклічна тріщиностійкість титанових сплавів залежить не стільки від рівня їх міцності, як від системи легування і структурно-фазового стану. Наприклад, встановлено [34], що за середніх розмахів ΔK швидкість росту втомної тріщини в 3 %-му розчині NaCl зростає, порівняно з повітрям, для сплавів

ВТ5; ВТ14 і АТ3 в 6; 2 і 3 рази, відповідно, хоча сплав ВТ14 міцніший, ніж ВТ5 (див. табл. 3.3). Мікрофрактографічний аналіз показав [38], що в α-сплаві ВТ5, для якого вплив середовища найсуттєвіший, розчин NaCl інтенсифікує, порівняно з повітрям, багатосистемне ковзання в околі вершини втомної тріщини, зародження системи мікротріщин попереду магістральної макротріщини, що свідчить про водневий механізм руйнування, як для алюмінієвих сплавів (HELP-mechanism). При цьому середовище сприяє утворенню на поверхні зламу крихких втомних борозенок зі специфічним профілем та великої кількості структурно орієнтованих розшарувань вздовж площин ковзання (циклічний квазівідкол).

3.1.3. Оцінка ресурсних можливостей сплавів на стадії росту тріщини

Щоб оптимально поєднати високу статичну міцність елементів авіаконструкцій та їх опір крихкому руйнуванню за наявності технологічних або експлуатаційних дефектів типу тріщин, конструкційні матеріали слід вибирати на підставі т.зв. діаграм конструкційної міцності [39], які ілюструють залежності характеристик їх тріщиностійкості, встановлених за статичних, динамічних і циклічних навантажень, від границь текучості або міцності. Зважаючи на різну чутливість характеристик тріщиностійкості до впливу корозивного середовища, для побудови таких діаграм доцільно брати такі характеристики: поріг корозійно-статичної тріщиностійкості K_{Iscc}; поріг втоми ΔK_{th}; значення ΔK^*, яке характеризує ЦТ на середньоамплітудній ділянці діаграми швидкостей росту втомної макротріщини (див. розд. 1.3.3), де вплив середовища, як правило, найсильніший. За наявності великих масивів експериментальних результатів для різних класів матеріалів ці діаграми зображають у вигляді замкнутих областей різної конфігурації (рис. 3.10), які охоплюють відповідні дані для конкретних матеріалів і умов їх випробувань. Очевидним є те, що область матеріалів з оптимальними ресурсними характеристиками знаходиться у правому верхньому куті діаграми конструкційної міцності.

Для сталей залежність $K_{Iscc} - \sigma_{0,2}$ має специфічний гіперболічний характер, де точку перегину пов'язують [18] зі зміною механізму і критерію руйнування: від деформаційного за середньої міцності до силового в області високоміцних станів (рис. 3.10 *а*, області *1* і *2*). За пороговою корозійно-статичною тріщиностійкістю титанові сплави (область *3*) не переважають сталі і навіть поступаються їм. Ще менш конкуренційними є алюмінієві сплави (область *4*). Проте з врахуванням меншої густини кольорових сплавів, тобто питомої міцності $\sigma_{0,2}/d$ матеріалів, де d – густина, ситуація кардинально змінюється (рис. 3.10 *б*): найкращими є титанові сплави, а високоміцні алюмінієві сплави дещо переважають високоміцні сталі.

За умов циклічних навантажень перевага титанових сплавів ще більша, якщо оцінювати за питомою міцністю (рис. 3.10 *г*, *ґ*), особливо за пороговою

ЦТ ΔK_{th} (рис. 3.10 *г*). Алюмінієві сплави поступаються сталям і титановим сплавам як за низьких (рис. 3.10 *г*), так і середніх (рис. 3.10 *г*) амплітуд навантаження.

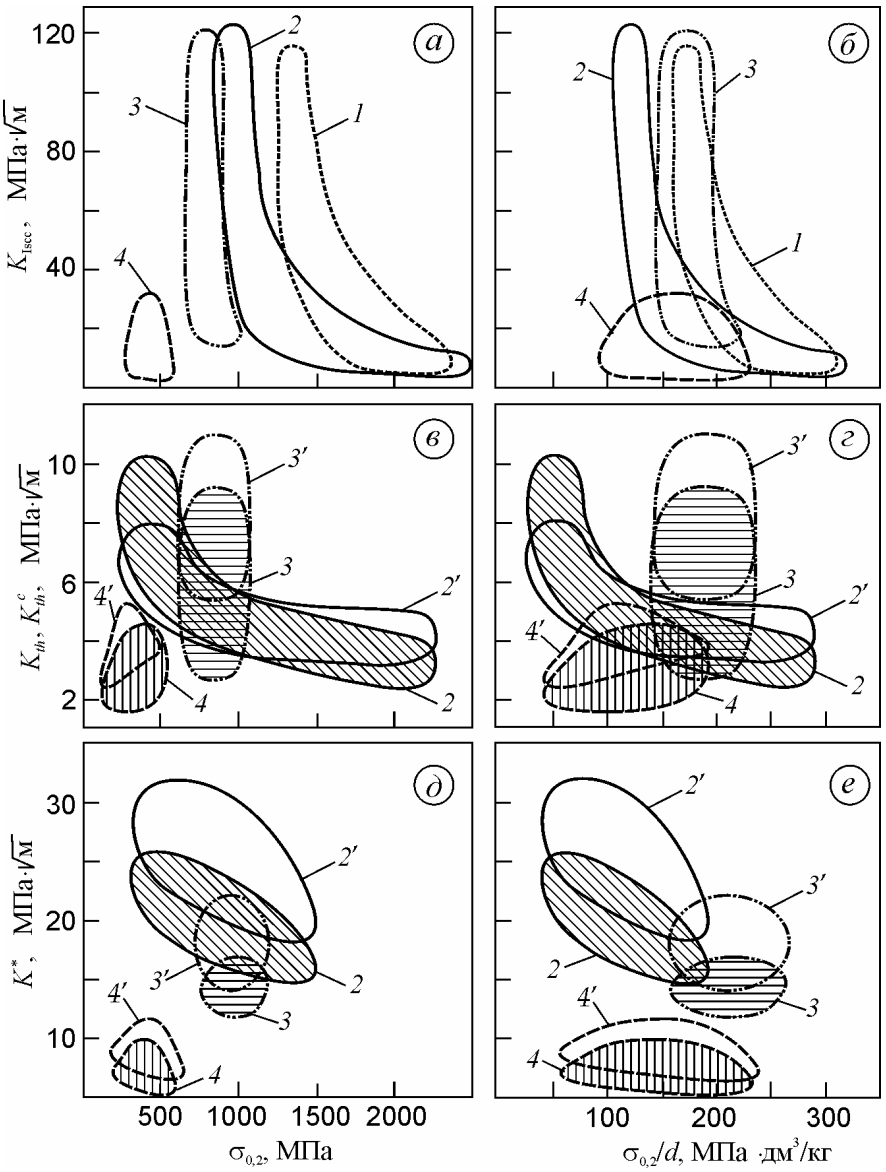


Рис. 3.10. Діаграми конструкційної міцності мартенситно-старких (*1*) і помірно легованих (*2*, *2*') сталей, титанових (*3*, *3*') і алюмінієвих (*4*, *4*') сплавів у водних розчинах NaCl (*1–4*) і на повітрі (*2*'–*4*'):

а, в, г – залежно від міцності [18]; *б, г, д* – залежно від питомої міцності; *г, д* – частота циклу навантаження f = 0,7…4 Гц

3.2. НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНА МІЦНІСТЬ І ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ МАТЕРІАЛІВ

Зміна механічних властивостей металів і сплавів із пониженням температури залежить від типу і дефектності їх кристалічної будови, мікроструктури і фазового складу тощо. Міцність і пластичність кристалічних тіл суттєво обумовлює кількість діючих у кристалічній ґратці систем ковзання, вміст і розподіл домішок, впорядкованість дислокаційної субструктури. Дослідження механічних властивостей конструкційних металічних матеріалів з різною кристалічною будовою свідчать [40], що за низьких температур характеристики міцності підвищуються, що супроводжується зазвичай пониженням їх пластичності. Запобігання або зменшення холодноламкості, тобто падіння пластичності і в'язкості, – суть проблеми пошуку матеріалів для роботи за низьких температур експлуатаційного середовища. Не вдаючись до аналізу різних гіпотез про фізичну природу холодноламкості металів і сплавів [41–44], відзначимо існування зв'язку між типом ґратки металу та його схильністю до холодноламкості. На відміну від інших, гранецентрована кубічна ґратка (ГЦК) допускає розвиток значних пластичних деформацій, тому вважають, що матеріали з ГЦК-ґраткою (наприклад, алюмінієві сплави) не холодноламкі, а ті, що мають об'ємноцентровану (ОЦК), гексагональну і тетрагональну холодноламкі. Метали з ГЦК-ґраткою малочутливі до впливу домішок, коли їх вміст не перевищує 1 %; з ОЦК-ґраткою переходять у крихкий стан за вмісту домішок проникнення кілька сотих часток процента. Тому ОЦК-метали промислової чистоти рідко використовують за низьких температур. У металах з гексагональною щільно упакованою ґраткою пластичні деформації обмежені вже за нормальної температури, але для них характерне двійникування, яке впливає на загальну пластичну деформацію, активуючи небазові системи ковзання. За схильністю до крихкого руйнування вони займають проміжкові положення між ГЦК- і ОЦК-металами [45].

Проте чутливість металу до низькотемпературного окрихчення пов'язана не тільки з типом кристалічної ґратки, а обумовлена також [46]:

- співвідношенням видів міжатомного зв'язку та його міцністю; наявністю у сплаві ковалентного зв'язку, основною властивістю якого є великий опір пластичній деформації, що посилює холодноламкість;
- складом і будовою примежового шару зерен;
- здатністю кристала легко руйнуватися вздовж площин спайності.

Тому навіть метали з ГЦК-ґраткою можуть бути холодноламкими, якщо на межах зерен утворюються фази, які понижують опір відриву. Наприклад, міжкристалітну холодноламкість спостерігали в литому алюмінії чистоти 99,5% на відміну від литого і пресованого чистоти 99,98% [47].

Уява про крихкий вид руйнування формувалася, головно, на основі результатів низькотемпературних випробувань малопластичних чистих металів

і вуглецевих сталей, для яких характерні різке порогове падіння роботи руйнування з пониженням температури і практично повна відсутність залишкових деформацій за руйнування нижче температури крихкості. Для холодноламких металів показником роботоздатності за низьких температур вважають температуру крихкості. Під час руйнування низьковуглецевих легованих сталей аустенітного класу, більшості алюмінієвих, нікелевих і α-титанових сплавів порогової зміни механічних властивостей з падінням температури не спостерігали; навіть в умовах плоскодеформованого стану і наднизьких температур їх руйнування є змішане. Воно є результатом складних процесів, що відбуваються за різними механізмами, тому важко виділити один критерій, що однозначно визначає граничний стан холодотривких матеріалів, до яких відносяться такі авіаційні матеріали, як деформовані алюмінієві і титанові сплави. Для них необхідно розглядати відносну зміну характеристик міцності і пластичності, коли задані зміни умов випробувань [40]. Під час випроб на статичний розтяг в умовах низьких температур рекомендовано використовувати, зокрема, параметри $\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$; $\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_{0,2}$; $\psi^{\text{н}}/\psi$, де $\sigma_B^{\text{н}}$ і $\psi^{\text{н}}$ – параметрии для зразків з надрізами [48]. Для оцінки схильності матеріалів до крихкого руйнування часто вживають характеристики ударної в'язкості *KCU* і *KCV*, які пов'язані з сумарною роботою, затраченою на зародження і поширення тріщини в зразку з концентратором напружень. Ці параметри під час випробувань холодотривких матеріалів хоча і зменшуються з пониженням температури ("відчувають" появу крихкості), проте навіть при досить низьких температурах мають відносно високі значення. Причиною цього може бути недостатня чутливість цих параметрів до локальних актів крихкого руйнування. Тому об'єктивніше оцінити експлуатаційну надійність матеріалів можна, базуючись на підходах лінійної механіки руйнування і визначаючи величину $K_{\text{I}c}$. Вона чутлива до впливу структури матеріалу на локальні (навіть одиничні) акти руйнування в досить малій зоні безпосередньо в околі вершини тріщини і її можна застосовувати для розрахунку граничного стану елементів конструкцій [39, 49]. Недоліком параметра $K_{\text{I}c}$ є необхідність випробувати зразки великої товщини, у той час як багато тонколистових авіаційних конструкцій руйнуються в умовах плосконапруженого стану. Тоді використовують характеристику тріщиностійкості K_c [33], але вона, на відміну від $K_{\text{I}c}$, визначає властивості не матеріалу, а конкретного зразка.

Більшість елементів авіаційних конструкцій працює під дією циклічних навантажень, коли за принципом безпечної пошкоджуваності потрібно враховувати докритичний ріст тріщин. Тому критерії роботоздатності матеріалу в умовах низькотемпературного зміцнення і окрихчення повинні базуватися на діаграмі швидкостей росту втомної тріщини і характеристиках ЦТ матеріалів [50]. По-перше, під час випробувань на ЦТ в матеріалі виникає найнебезпечніший концентратор напружень – тріщина; ЦТ чутлива до умов випробувань і структури матеріалу; дані про ЦТ – це розрахункові характеристики, за якими можна визначати ресурс виробів. По-друге, руйнування під час циклічних навантаженнь протікає за напружень, нижчих від границі текучості матеріалу, і супро-

воджується мінімальними пластичними деформаціями, тому можна достовірніше переносити дані випробувань малих зразків на елементи конструкцій.

3.2.1. Основні типи зміщення низькотемпературних діаграм швидкостей росту втомної тріщини

Узагальнення власних і відомих у літературі даних показало [50], що результати низькотемпературних випробувань на ЦТ конструкційних матеріалів і їх зварних з'єднань відображають три основних типи зміщення діаграм (рис. 3.11): тип I – у широкому діапазоні зміни ΔK (від ΔK_{th} до ΔK_{fc}) швидкість росту тріщини за низької температури завжди нижча, ніж за нормальної; тип II – при низьких ΔK швидкість росту тріщини з падінням температури зменшується, а при високих, навпаки, зростає; тип III – швидкість росту тріщини за низької температури вища, ніж за нормальної, практично у всьому діапазоні ΔK. Тип зміщення діаграми не пов'язаний строго з типом кристалічної ґратки металів, а визначається їх структурним станом, фазовим складом і температурою випробування. Наприклад, для вуглецевих сталей при температурах вище в'язкокрихкого переходу визначено тип I зміщення діаграми, а нижче – тип II [51]. Більшості алюмінієвим сплавам притаманний тип I зміщення [25, 52, 53], хоча є окремі винятки (див. далі розд. 3.2.7).

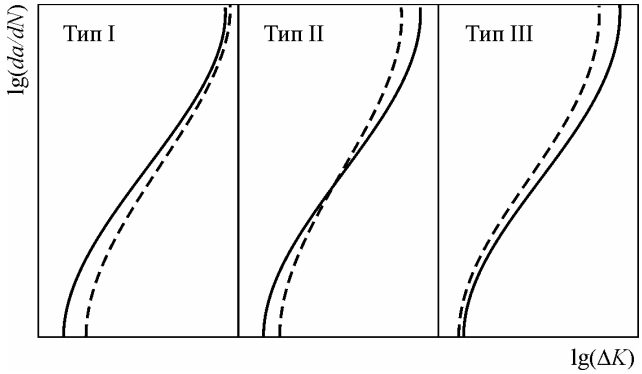


Рис. 3. 11. Типи зміщення низькотемпературних діаграм ЦТ (штрихові лінії) відносно отриманих за нормальної температури (суцільні)

Вказані типи зміщення діаграми найбільш загальні, хоч можна показати деякі часткові випадки, обумовлені більшою або меншою зміною характеристик ΔK_{th} і ΔK_f. Це, зокрема, стосується досліджень низькотемпературної ЦТ магнієвих сплавів [54, 55]. Коли практично відсутній вплив низької температури на швидкість росту тріщини, що характерно для високоміцних і одночасно в'язких матеріалів, це можна розглядати як частковий випадок зміщення типу II за невеликого впливу температури на величини ΔK_{th} і ΔK_{fc} .

За низьких ΔK (рис. 3.11) вплив низької температури завжди позитивний і поліпшує ЦТ (ΔK_{th}). Може здатися дискусійним висновок, що виключає зменшення ΔK_{th} з пониженням температури випробування. Таку закономірність зміни ΔK_{th}, по-перше, ніхто не спостерігав і, по-друге, вона суперечить відомим уявленням про механізм росту втомної тріщини в припороговій області: що вищий

опір мікропластичним деформаціям в околі вершини тріщини (він зростає з пониженням температури), то менша швидкість росту тріщини і вище ΔK_{th} [56].

Негативний вплив низької температури проявляється тільки за високих і, частково, середніх ΔK, коли тріщина росте за механізмом через- або міжзеренного відколу [50, 57, 58]. Очевидно, що для конструкцій, які експлуатуються в умовах низьких температур, придатні тільки матеріали, яким притаманні діаграми типу I (у температурному діапазоні експлуатації). Тоді для консервативного розрахунку ресурсу конструкції достатньо знати характеристики ЦТ за нормальної температури. Низькотемпературні діаграми потрібні для збільшення ресурсу з урахуванням низькотемпературного зміцнення конструкційних матеріалів [50].

Головною особливістю типу зміщення низькотемпературних діаграм (рис. 3.11) є характер зміни ЦТ у високоамплітудній області, тому тип зміщення може визначати коефіцієнт β_f [50]:

$$\beta_f = \Delta K^T_{10^{-6}} / \Delta K_{10^{-6}} , \qquad (3.1)$$

де $\Delta K_{10^{-6}}$ – розмах ΔK при $da/dN = 10^{-6}$ м/цикл для нормальної і низької (T) температур випробування. За цієї швидкості в металі достатньо повно реалізуються відкольні механізми руйнування, якщо для них існують умови в зоні передруйнування, а з іншого боку, такі швидкості ще відповідають умовам плоскої деформації біля вершини тріщини (чи близько до них), про що свідчить прямий кут поверхні зламу [57]. Для типу I зміщення низькотемпературної діаграми $\beta_f \geq 1$, а для II і III типів $\beta_f < 1$.

3.2.2. Вплив закриття тріщини і асиметрії циклу навантаження на тип зміщення низькотемпературних діаграм

Температурна зміна швидкості росту втомної тріщини викликана впливом ряду факторів, у тому числі ЗТ. Оскільки ЗТ залежить від умов випробувань, стає актуальним питання: чи спроможне воно змінити тип зміщення низькотемпературної діаграми матеріалу. Такі дослідження зазвичай виконують, будуючи діаграми в координатах $\upsilon - \Delta K_{eff}$ (див. розд. 1.3.3). Інший підхід [56] передбачає випробування за високої асиметрії R циклу навантаження.

За високих R ефект ЗТ зникає, однак посилюється вплив асиметрії R як механічного фактора, що інтенсифікує реалізацію статичних мікромеханізмів руйнування. Останнє, як відомо, збільшує швидкість росту втомної тріщини і може змінити тип зміщення низькотемпературної діаграми.

Встановлено [59], що за реалізації ЗТП, ЗТО і ЗТШ (див. розд. 1.3.3) за низької температури випробування ЗТ проявляється так само або дещо слабше, ніж за нормальної, а за механізму ЗТФ (сталь 12Х18Н10Т) – більше (табл. 3.4). Проте з урахуванням ЗТ тип зміщення низькотемпературної діаграми не змінюється (рис. 3.12). Висока асиметрія циклу навантаження суттєво зменшує ЦТ за нормальної і дещо більше за низької температур, тому такі діагра-

ми треба розглядати як граничні (страхувальні). Тим не менше, навіть асиметрія $R = 0{,}7$ не впливає на тип зміщення діаграм (рис. 3.13).

Таблиця 3.4

Зміна номінальних і ефективних порогів ЦТ матеріалів під впливом температури і асиметрії циклу навантаження [52]

Матеріал і товщина зразка	R	T, °С	ΔK_{th} / МПа $\cdot\sqrt{\text{м}}$	$\Delta K_{th\ eff}$ / МПа $\cdot\sqrt{\text{м}}$	$\frac{\Delta K_{th}^{T}}{\Delta K_{th}}$	$\frac{\Delta K_{th\ eff}^{T}}{\Delta K_{th\ eff}}$	$\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th\ eff}}$	$\frac{\Delta K_{th}^{T}}{\Delta K_{th\ eff}^{T}}$
Сталь 08кп, $t = 4$ мм	0,1	20...196	6,7 10,7	3,5 7,2	1,6	2,1	1,9	1,5
	0,7	20...196	3,3 7,0	3,3 7,0	2,1	2,1	1,0	1,0
Сталь 12Х18Н10Т, $t = 10$ мм	0,1	20...196	5,0 10,0	3,3 4,1	2,0	1,2	1,5	2,4
	0,7	20...196	3,3 4.3	3,3 4,3	1,3	1,3	1.0	1,0
Сплав Д16Т, $t = 6$ мм	0,1	20...196	8,6 10,8	2,2 3,8	1,3	1,7	3,9	2,8
Сплав В95пчТ1, $t = 5$ мм	0,1	20...196	2,8 5,6	1,6 3,8	2,3	2,3	1,5	1,5
Сплав 1161Т $t = 8$ мм	0,1	20...196	8,2 13,8	– –	1,7	– –	– –	– –
	0,7	20...196	2,4 3,5	– –	1,5	– –	– –	– –

Примітка: за величини ΔK_{th} і $\Delta K_{th\ eff}$ брали значення ΔK і ΔK_{eff} при $\upsilon = 10^{-10}$ м/цикл, ΔK_{th}^{T} і $\Delta K_{th\ eff}^{T}$ – значення характеристик при –196 °С.

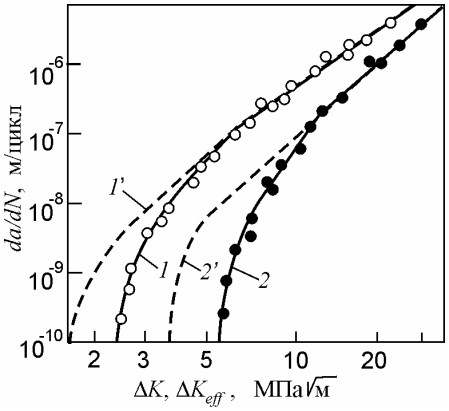


Рис. 3.12. Вплив ЗТ на швидкість росту втомної тріщини в алюмінієвому сплаві В95пчТ1 при 20°С (криві *1* і *1*') та –196°С (криві *2* і *2*'); *1*, *2* – залежності (da/dN, ΔK); *1*', *2*' – (da/dN, ΔK_{eff})

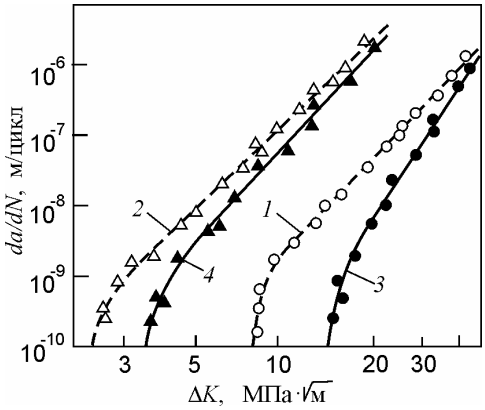


Рис. 3.13. Діаграми швидкостей росту втомної тріщини в алюмінієвому сплаві 1161Т при 20°С (криві *1* і *2*) та –196°С (криві *3* і *4*) за асиметрії циклу $R = 0{,}1$ (*1*, *3*) і 0,7 (*2*, *4*)

3.2.3. Прогнозування типу зміщення низькотемпературних діаграм

Показано [60], що для матеріалів з в'язко-крихким переходом величину β_f (як головну особливість типу зміщення низькотемпературних діаграм швидкостей росту втомної тріщини) можна прогнозувати за температурною зміною стандартних характеристик пластичності (δ, ψ), а також ударної в'язкості (*KCU*, *KCV*). Але цей метод непридатний для матеріалів без вираженого в'язко-крихкого переходу (наприклад, алюмінієвих сплавів). Універсальніший підхід, що базується на відносній зміні температурних залежностей границь текучості $\sigma_{0,2}$ і міцності σ_B матеріалу [50]. Для різних класів матеріалів і їх зварних з'єднань (в останньому випадку досліджували мікрозразки) встановлено [50], що криві температурних залежностей $\sigma_{0,2}$ і σ_B з пониженням температури розходяться, паралельні або зближуються (рис. 3.14). Відносну температурну зміну цих параметрів можна оцінювати коефіцієнтом α_f при заданій температурі [50]:

$$\alpha_f = \left[\frac{\partial \sigma_B / \partial T}{\partial \sigma_{0,2} / \partial T} \right]_T . \qquad (3.2)$$

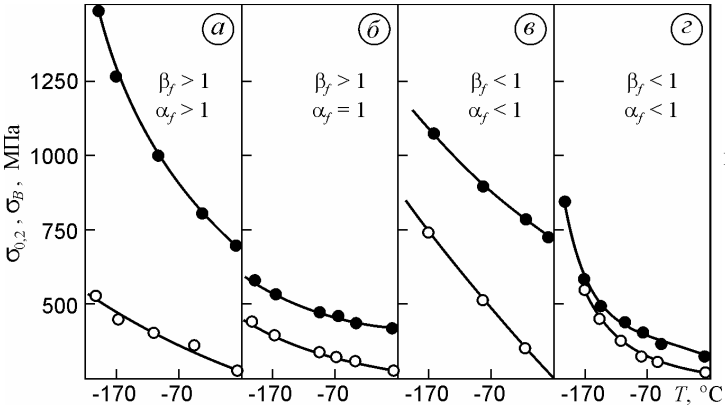


Рис. 3.14. Температурна зміна границь текучості $\sigma_{0,2}$ (○) і міцності σ_B (●) в сталі 12Х18Н10Т (*а*), сплаві Д16Т (*б*), металі шва зварного з'єднання сталі 03Х13АГ19 (зв-07Х13АГ19) (*в*) і сталі 08кп (*г*)

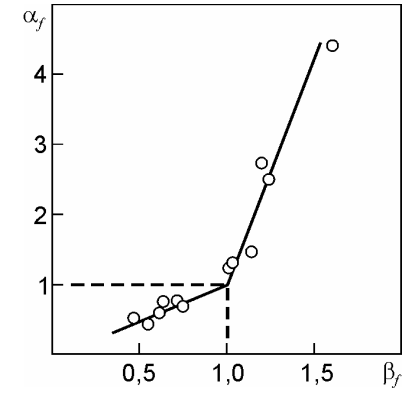


Рис. 3.15. Залежність між температурною зміною характеристик статичної міцності (α_f) і ЦТ (β_f)

Якщо $\alpha_f \geq 1$, то криві розходяться або паралельні; коли $\alpha_f < 1$ – зближуються. Зіставленням значень коефіцієнтів α_f і β_f для різних матеріалів встановлено (рис. 3.15), що між ними існує відповідність: $\alpha_f < 1$ і $\beta_f < 1$ та $\alpha_f \geq 1$ і $\beta_f \geq 1$. Тобто,

базуючись на температурних залежностях стандартних характеристик короткочасної статичної міцності $\sigma_{0,2}$ і σ_B, можна однозначно прогнозувати сприятливий (I) і небажані (II і III) типи зміщення низькотемпературних діаграм ЦТ матеріалів.

3.2.4. Циклічна і статична тріщиностійкість матеріалів

Діаграму швидкостей росту втомної тріщини у високоамплітудній області, найчутливішій до негативного впливу низької температури, визначає циклічна в'язкість руйнування в умовах плосконапруженого (ΔK_{fc}) або плоскодеформованого (ΔK_{Ifc}) станів. Оскільки мікромеханізми росту втомної тріщини тут аналогічні спостережуваним за статичного руйнування, очікували рівності між циклічною і статичною K_c (K_{Ic}) в'язкістю руйнування (тріщиностійкістю) конструкційних матеріалів. Проте значення цих характеристик в одних випадках практично збігаються [61, 62], в інших – відрізняються [62–64].

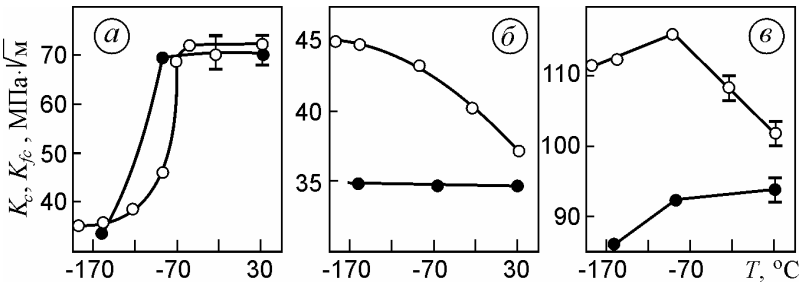


Рис. 3.16. Температурна зміна в'язкості руйнування матеріалів за статичного (○) і циклічного (●) навантажень:
а – сталь 08кп; *б* – алюмінієвий сплав Д16АТ; *в* – сталь 07Х13АГ19 [67]

ЦТ часто менша за статичну, особливо за низьких температур [65–67]. Таку різницю пояснюють циклічним знеміцненням матеріалу [66]. Однак алюмінієві сплави за низької температури практично завжди циклічно зміцнюються [68], тим не менше для сплаву Д16АТ значення K_{fc} (K_{Ifc}) нижче від K_c (K_{Ic}) і з пониженням температури ця різниця зростає (рис. 3.16), хоча якісно їх температурна зміна однакова. Неузгодженість між характеристиками K_{fc} (K_{Ifc}) і K_c (K_{Ic}) пов'язують з відмінностями у мікромеханізмі руйнування і розмірі пластичної зони біля вершини тріщини за циклічного і статичного навантажень [67].

3.2.5. Температурна залежність швидкості росту втомної тріщини

Зміну швидкості росту тріщини з пониженням температури можуть обумовити два основні фактори – внутрішній і зовнішній. До першого належить зміна механічних властивостей матеріалу, насамперед підвищення опору течінню і зменшення швидкості циклічного зміцнення; другий – це явище закриття

втомної тріщини. До зовнішнього фактора можна віднести також вплив довкілля. Однак його певною мірою можна опосередковано враховувати через ефект ЗТ. Характер впливу низької температури на кінетику втомного руйнування в інертних середовищах і у вакуумі приблизно такий, як на повітрі, особливо у припороговій області [54]; за високих швидкостей росту тріщини вплив середовища слабшає і практично заникає, хоч власне тут найбільше проявляється негативний вплив низької температури. Ефект ЗТ за низьких температур, як показано в розд. 3.2.2, в основному такий, як за нормальної температури. Отже, кінетика низькотемпературного втомного руйнування повинна залежати, у першу чергу, від температурної зміни механічних властивостей матеріалів.

Відомо [69, 70], що залежність довговічності від напружень і температури для різних матеріалів задовільно описує кінетичне рівняння. Окремі експерименти показують [65, 71], що за його допомогою можна визначити швидкість росту тріщини в алюмінієвих сплавах у діапазоні від –100 до 100ºС. Тут зміна швидкості росту тріщини була невелика: приблизно на порядок у межах середньої або високоамплітудної ділянок діаграми. Застосовність кінетичного рівняння у вигляді, запропонованому Йокоборі [72],

$$da/dN = B\exp\left[-\frac{u_0 - a\ln(\Delta K)}{kT}\right], \tag{3.3}$$

де B, u_0 і a – деякі сталі матеріалу, перевірено для опису температурної залежності швидкості росту втомної тріщини на всіх трьох ділянках діаграми [52, 73]. Показано, що після введення позначень

$$C = B\exp\left[-\frac{u}{kT}\right], \quad n = \frac{a}{kT} \tag{3.4}$$

рівняння (3.3) трансформується у відому формулу Паріса $da/dN = C(\Delta K)^n$, параметри C і n якої тепер будуть певними функціями температури. Таким чином, як і формула Паріса, рівняння (3.3) повинно бути справедливим за заданої температури для опису тільки середньоамплітудної ділянки діаграми. Його перевірка результатами досліджень вуглецевих сталей [73] і алюмінієвих сплавів [52] показала, що воно добре описує температурно-амплітудну залежність швидкості поширення втомної тріщини під час реалізації в'язких мікромеханізмів її росту тільки за середніх амплітуд навантаження. Встановлено [52], що параметри рівняння B, u_0 і a чутливі до зміни структури алюмінієвих сплавів після термообробки. Однак це кінетичне рівняння незастосовне за температур нижче в'язко-крихкого переходу, де тріщина поширюється за відкольними мікромеханізмами, оскільки енергія активації руйнування $u = u_0 - a\ln(\Delta K)$ стає від'ємною і втрачає свій фізичний зміст [73]. Тобто, кінетичне рівняння передбачає лише зменшення швидкості росту втомної тріщини з пониженням температури (тип I низькотемпературного зміщення діаграми) і не може описати її температурну зміну в умовах низькотемпературного окрихчення матеріалів.

3.2.6. Низькотемпературна статична міцність і тріщиностійкість та витривалість алюмінієвих і титанових сплавів

Алюмінієві сплави, як правило, не окрихчуються за низьких температур: міцнісні властивості поліпшуються, відносне видовження у деяких випадках підвищується [33]. Низька температура менше впливає на границю текучості, ніж на границю міцності (табл. 3.5). Величина δ для пластичних сплавів 1911, Д20-1 і 1201 росте, а для високоміцного В96 падає. Відношення $\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$ і $\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_{0,2}$, які характеризують чутливість до концентрації напружень, для поданих у табл. 3.5 сплавів зменшуються з пониженням температури випробування. Вважають, що менші ці відношення, то більша чутливість матеріалу до надрізу. Зауважимо, що значення $\sigma_B^{\text{н}}$ і $\sigma_B^{\text{н}}/\sigma_B$ для плит із сплавів 1911, Д20-1 і В96 значно вищі, ніж для листів з них. Посилення схильності цих сплавів до крихкого руйнування з пониженням температури фіксують також за зменшенням температурного відношення коефіцієнта пластичності ψ^{T}/ψ і ударної в'язкості *KCV*, за винятком кріогенного сплаву 1201 (див. табл. 3.5). Така неоднозначна і залежна від природи сплаву зміна характеристик пластичності і в'язкості порівняно з обов'язковим ростом низькотемпературної міцності зумовлює різну статичну в'язкість руйнування K_{Ic} сплавів. Зокрема, зі зниженням температури випробувань з 20ºС до –196ºС значення K_{Ic} сплаву 8075 (типу В95) падає від 38 до 22 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$, у той час як у сплавів 6061 і 2024-Т6 (типу Д16) росте від 57 до 78 і від 44 до 62 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ відповідно [33]. Дані [49], наведені в табл. 3.6, свідчать, що незалежно від виду півфабрикату і способу обробки тиском (смуга, плита), ступеня чистоти за домішками Fe і Si, режиму термічної обробки Т і Т1 (штучне чи природне старіння), деформування розтягом після гартування перед старінням (стан Т851) значення K_{Ic} для сплавів типу Д16 завжди зростають з пониженням температури від кімнатної до –196ºС. Подібні тенденції спостерігаються для легованого залізом і нікелем сплаву АК4-1Т1, проте крупні виділення вторинних фаз цих елементів зумовлюють незначний ріст K_{Ic} при –196ºС [49]. У сплавах системи Al–Zn–Mg–Cu (типу В95, В96, В96ц) границі текучості і міцності з пониженням температури також завжди зростають, але зміна в'язкості руйнування K_{Ic} залежить від способу обробки тиском (табл. 3.7): для пресованих панелей і вальцьованих листів вона зменшується, а для плит зростає [49].

Чисті метали (мідь, магній, алюміній, цинк, залізо) за циклічного навантаження в широкому діапазоні низьких температур витриваліші, ніж за нормальної, хоча для цинку і заліза він обмежується температурою –180ºС [74]. Границя витривалості гладких зразків зі сталей, алюмінієвих і титанових сплавів в основному росте з пониженням температури [75–82]. Для надрізаних зразків низькотемпературна витривалість підвищується значно менше [14, 83] і залежить від радіуса надрізу і амплітуди навантаження (табл. 3.8). В результаті чутливість до концентрації напружень (K_t) за циклічного навантаження з пониженням температури зростає.

Таблиця 3.5

Зміна механічних характеристик алюмінієвих сплавів з пониженням температури [33]

Термічна обробка	$T_{випроб}$, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа		σ_B, МПа		δ, %		ψ, %	$\sigma_B^н$, МПа		$\sigma_B^н / \sigma_{0,2}$		$\sigma_B^н / \sigma_B$		ψ^T/ψ	*KCV*, кДж/м^2	
		плита 20 мм	лист 2 мм	плита 20 мм	лист 2 мм	плита 20 мм	лист 2 мм	плита 20 мм	плита 20 мм	лист 2 мм	плита 20 мм	лист 2 мм	плита 20 мм	лист 2 мм	плита 20 мм	плита 20 мм	лист 2 мм
Сплав 1911																	
Гартування від 350ºС,	+20	330	300	400	400	10	15	19	565	400	1,75	1.25	1,45	1,00	1,00	440	355
старіння при 100ºС,	–100	360	340	485	425	12	16	23	621	435	1,70	1,20	1,30	0,98	0,70	300	330
20 год + 175° С, 5 год	–196	410	390	560	520	14	18	28	675	450	1,60	1,15	1,20	0,85	0,75	270	295
Сплав Д20-1																	
Гартування від 530ºС,	+20	260	415	402	440	22	14	33	505	415	1,80	1,00	1,20	0,90	1,00	265	195
старіння при 170ºС,	–100	300	417	430	460	24	16	31	–	–	–	–	–	–	–	220	215
16 год	–196	340	420	540	555	25	18	30	600	485	1,80	1,15	1,10	0,85	0,90	220	210
Сплав В96																	
Гартування від 450ºС,	+20	500	595	600	627	7	9	11	540	260	1,10	0,45	0,90	0,40	1,00	–	95
старіння при 100ºС,	–100	515	605	625	670	6	7	8	560	345	1,10	0,60	0,90	0,50	0,80	–	85
4 год + 160°С, 8 год	–196	546	657	663	740	5	6	8	520	335	0,95	0,50	0,78	0,45	0,75	–	85
Сплав 1201																	
Відпал при 200ºС,	20	210	–	358	–	14	–	25	332	–	1,57	–	0,93	–	1,00	257	–
2 год	–73	201	–	365	–	15	–	31	343	–	1,70	–	0,94	–	1,23	292	–
	–196	238	–	463	–	21	–	28	378	–	1,63	–	0,81	–	1,13	266	–
	–253	273	–	565	–	20	–	27	413	–	1,45	–	0,73	–	1,05	253	–

Таблиця 3.6

Механічні властивості сплавів типу Д16 за низької температури [49]

Сплав	Вид півфабрикату	$T_{випроб}$, °С	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	K_{Ic}, МПа · $\sqrt{м}$
			МПа		%		
Д16Т	Смуга пресована (65×200 мм)	20 –196	521 670	346 438	13,7 15,8	13,8 14,5	38 56
Д16Тпч	–//–	20 –196	547 682	366 452	14,5 16,1	16,2 17,3	46 61
Д16Т1	–//–	20 –196	501 635	351 441	9,1 11,6	20,0 19,2	31 36
Д16Т1пч	–//–	20 –196	5196 52	431 564	9,9 10,4	31,8 23,8	44 53
Д16Т	Смуга нерекристалізована (12×75 мм)	20 –196	545 –	366 –	13,8 –	– –	38 45
	Смуга рекристалізована (12×75 мм)	20 –196	497 –	348 –	17,5 –	– –	42 50
2024-Т851	Плита (B = 35 мм)	20 –80 –196	495 531 613	450 484 552	7,2 6,8 7,5	– – –	22 24 25

Таблиця 3.7

Механічні властивості сплавів В95Т1, В96Т1 і В96цТ1 за низької температури [49]

Сплав	Вид півфабрикату	$T_{випроб}$, °С	Гладкі зразки			Зразки		
						з надрізом		з тріщиною
			σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ, %	$\sigma_B^н/\sigma_B$	$\sigma_B^н/\sigma_{0,2}$	K_{Ic}, МПа · $\sqrt{м}$
			МПа					
1	2	3	4	5	6	7	8	9
В95Т1	Плита вальцьована (B = 70 мм)	20 –196	525 634	455 530	10,0 6,5	– –	– –	28 30
	Смуга пресована (42×250 мм)	20 –196	590 735	470 600	10,0 9,0	1,13 0,92	1,43 1,12	37 30
	Смуга пресована (65×200 мм)	20 –196	586 754	515 653	8,4 10,4	– –	– –	30 25
В96Т1	Плита вальцьована (B = 70 мм)	20 –100 –196	616 630 667	494 522 546	7,3 7,8 6,5	0,87 0,89 0,78	1,09 1,08 0,95	28 – 29
	Лист холодновальцьований (B = 2 мм)	20 –100 –196	628 674 754	600 607 677	10,0 7,0 6,0	0,41 0,51 0,44	0,27 0,57 0,49	28 – 21
	Лист гарячевальцьований (B = 2 мм)	20 –100 –196	624 655 750	551 585 700	10,6 11,6 7,9	– – –	– – –	32 – 25

Продовження табл. 3.7

1	2	3	4	5	6	7	8	9
В96цТ1	Плита вальцьована (B = 20 мм)	20	560	500	5,0	–	–	–
		–196	840	810	1,4	–	–	–
	Лист холодновальцьований (B = 2 мм)	20	625	560	9,0	–	–	23
		–196	745	680	2,5	–	–	22

Таблиця 3.8

Вплив низької температури на опір втомі сплаву 7075-Т6 [14]

База випробувань, цикли	Тип зразка	Δσ (МПа) за температури (ºС)		
		20	–78	–196
10^4	Гладкий	500	500	630
	Надрізаний (K_t = 3,15)	310	310	310
10^5	Гладкий	330	350	490
	Надрізаний	200	210	210
10^6	Гладкий	220	270	420
	Надрізаний	100	140	170

Таблиця 3.9

Статична міцність і опір втомі алюмінієвих сплавів за нормальної і низької температур [14]

Сплав	$T_{випроб}$, ºС	σ_B	σ_{-1} ($N = 10^6$)	σ_{-1}/σ_B
		МПа		
7075-Т6	20	588	245*	0,42
	–196	720	427*	0,59
2024-Т4	20	490	119**	0,24
	–196	650	170**	0,26

* гладкі зразки; ** з гострим надрізом.

Таблиця 3.10

Зміна механічних характеристик сплаву Ti-120 з пониженням температури випробувань [33]

T, ºС	$\sigma_{0,2}$	σ_B	σ_{-1}	σ_{-1}/σ_B
	МПа			
20	304	414	186	0,45
–60	347	473	242	0,51
–196	530	850	472	0,56

Для високоміцних алюмінієвих сплавів за нормальної температури характерні невисокі значення σ_{-1}/σ_B. За низької температури це співвідношення зростає, особливо відчутно для сплавів типу В95, зістарених на максимальну міцність (табл. 3.9).

Дослідження витривалості титану і ряду α-, (α + β)- і β-титанових сплавів показали, що для них відношення σ_{-1}/σ_B за нормальної температури рідко перевищує значення 0,4...0,5. За наявності гострого надрізу це відношення може зменшуватися до 0,13...0,17 [33]. Це свідчить про те, що для титанових сплавів особливо важливі дані про опір поширенню втомних тріщин в експлуатаційних умовах. За низьких температур випробування зафіксовано значне підвищення міцності і витривалості сплаву Ti-120; зростає також відношення σ_{-1}/σ_B (табл. 3.10). Проте статична в'язкість руйнування K_{Ic} може зменшуватися залежно від природи сплаву [33]. Зокрема, у діапазоні від 20 до –253ºС значення K_{Ic} (α + β)-

титанового сплаву Ti–6Al–4V суттєво падає (з 125 до 59 МПа $\cdot\sqrt{\text{м}}$), а α-титанового сплаву Ti–5Al–2,5Sn – менше (з 85 до 66 МПа $\cdot\sqrt{\text{м}}$).

Враховуючи залежність низькотемпературної витривалості авіаційних матеріалів від гостроти надрізу, а також закономірності впливу низької температури на критичну довжину тріщини, можливі відмінності у поведінці матеріалів за циклічних навантажень можна пов'язати з їх опором зародженню і росту втомних тріщин.

3.2.7. Низькотемпературна циклічна тріщиностійкість алюмінієвих сплавів

Коли вибирають матеріали для конструкцій підвищеної живучості згідно з принципом безпечної пошкоджуваності, перевагу надають матеріалам з низькими швидкостями росту втомної тріщини і високою в'язкістю руйнування за статичного і циклічного навантажень, що дає можливість збільшувати ресурс і періоди контрольних оглядів елементів конструкцій з тріщинами. Водночас, наприклад для герметичних оболонок, паливних баків тощо, ресурс конструкції визначає період до зародження тріщини. Проте даних про опір промислових алюмінієвих сплавів зародженню втомних тріщин у літературі мало. Достатньо обмежені також дані про їх низькотемпературну ЦТ на стадії росту тріщини. Це, можливо, обумовлено тим, що алюмінієві сплави вважають не схильними до низькотемпературного окрихчення. Однак це переконання ґрунтується на результатах досліджень в основному низько- і середньоміцних сплавів.

Стосовно впливу низьких температур на швидкість росту втомних тріщин в алюмінієвих сплавах зауважимо, що тривалий час такі дані існували лише для сплавів типу Д16 і В95 [25, 52, 53, 68, 84], де було показано, що швидкість росту тріщин за низької температури завжди менша, ніж за нормальної. Завдяки використанню нових металургійних і технологічних способів вдалося підвищити міцність алюмінієвих сплавів у 1,5–2 рази. Подальші дослідження нових, у тому числі високоміцних, алюмінієвих сплавів при температурах 20; –70 і –196ºС виявили вплив різних факторів (хімічний склад, підвищення чистоти за домішками заліза і кремнію, режим термообробки, об'ємна пластична деформація (нагартування), подрібнення зерна і формування сплавів спіканням із гранул) на опір зародженню і росту втомної тріщини [85, 86], встановлений за описаними вище (див. розд. 1. 3. 3 і 1. 3. 4) методиками за силового підходу. Вивчали сплави систем Al–Cu–Mg (Д16чАТ, Д16чАТ1, Д16чАТН, Д16очТ); Al–Zn–Mg–Cu (В95пчТ1, В95пчТ2, В95пчТ3); Al–Mg (АМг6, 1570); Al–Mg–Li (1420Т1); Al–Cu (1201Т1, 1209Т1); Al–Cu–Li (1440Т1). Сплав Д16очТ, який іноді маркують також як 1163Т, мав низький проти сплавів Д16чТ вміст домішок заліза (0,3 і 0,05% відповідно) і кремнію (0,2 і 0,02%). Сплав Д16чАТН був у зміцненому стані після попередньої об'ємної пластичної деформації (нагартування). Сплави після гартування піддавали природному (Т) і штучному (Т1, Т2, Т3) старінню. Із зварюваних алюмінієвих сплавів випробували відпалені сплави АМг6 і 1570 (аналог сплаву АМг6, легований скандієм (0,2%) для отримання дрібного зерна); гартований і штучно зістарений сплав 1420Т1 (аналог сплаву АМг6, легований 1,9% літію для зменшення

питомої ваги); гартовані і штучно зістарені сплави 1201Т1, 1209Т1 (аналог сплаву 1201Т1, отриманий методом металургії гранул) і 1440Т1 (аналог сплаву 1201Т1, легований 2,25% літію). Стандартні механічні властивості цих матеріалів наведено в табл. 3.11, де вони пронумеровані від 1 до 13.

Підвищення чистоти сплавів за домішками заліза і кремнію (модифікації Д16чАТ і Д16очТ) мало впливає на короткочасну міцність і пластичність (табл. 3.11). У припороговій області навантаження опір зародженню $(\Delta\sigma_y^*)_{10^6}$ і росту $\Delta K_{10^{-10}}$ втомної тріщини обох сплавів зростає з пониженням температури, але поріг втоми $\Delta K_{10^{-10}}$ вищий у високочистого сплаву Д16очТ (рис. 3.17 *а*). Крім того, домішки заліза і кремнію в сплаві Д16чАТ зумовлюють зменшення розміру зони передруйнування $d_{10^6}^*$ за низької температури випробування, що пришвидшує ранні стадії втоми цього сплаву порівняно зі сплавом Д16очТ. У високоамплітудній області навантаження незначне підвищення характеристик ЦТ на обох стадіях руйнування за нормальної температури, зумовлене чистотою сплаву, стає суттєвішим за низької температури, особливо за характеристикою $\Delta K_{10^{-7}}$ (рис. 3.17 *б*). Це пов'язано з відмінностями у мікромеханізмі руйнування: на мікрофрактограмах сплаву Д16чАТ зафіксовано великі низькоенергоємні ямки, з якими стикуються плоскі ділянки полегшеного розвитку мікротріщин; у зламах сплаву Д16очТ (1163Т) переважають дрібні ямки і високоенергоємні деформаційні гребені [86].

Щоб підвищити границі текучості і міцності сплавів типу Д16 (табл. 3.11), замінюють природне старіння (Д16чАТ) на штучне (Д16чАТ1) або нагартування (Д16чАТН). При цьому старіння за режимом Т1 порівняно з природним (вилежуванням) за всіма параметрами погіршує ЦТ сплаву Д16 у низько- (рис. 3.18 *а*) і високоамплітудній (рис. 3.18 *б*) областях навантаження в інтервалі температур 20…196ºС. Нагартування загалом позитивно впливає на міцність і ЦТ: за низьких температур найбільше зростає пороговий опір зародженню і росту втомної тріщини (рис. 3.18 *а*); у високоамплітудній ділянці навантаження ЦТ сплаву Д16чАТН на рівні сплаву Д16чАТ, проте вища, ніж сплаву Д16чАТ1 (рис. 3.18 *б*). Таким чином, за комплексом характеристик опору зародженню і росту втомної тріщини сплавів типу Д16 в широкому інтервалі низьких температур (до –196ºС) нагартування має перевагу над штучним старінням.

Старіння (Т1, Т2) і перестарювання (Т3) сплаву В95пч зумовлює різницю низькотемпературних властивостей, особливо при –70ºС. За низьких амплітуд навантаження при –70ºС найвищі характеристики має сплав В95пчТ1, у першу чергу це стосується $\Delta K_{10^{-10}}$ (рис. 3. 19 *а*). При –196ºС режим старіння сплавів типу В95пч мало впливає на характеристики опору зародженню і росту втомної тріщини. Перевага сплаву В95пчТ1 над В95пчТ2 і В95пчТ3 ще більша у високоамплітудній області навантаження (рис. 3.19 *б*). Перестарювання сплаву В95пчТ3 призводить до типу II зміщення діаграми швидкостей росту втомної тріщини за температури –196ºС (рис. 3.20 *а*), що як негативний фактор для алюмінієвих сплавів зустрічається вкрай рідко.

Таблиця 3.11

Характеристики міцності, пластичності і ЦТ алюмінієвих сплавів за нормальної і низьких температур [86]

Характеристика	T, °С	Д16чАТ	Д16чАТ1	Д16чАТН	Д16очТ	В95пчТ1	В95пчТ2	В95пчТ3	АМг6	1570	1420Т1	1201Т1	1209Т1	1440Т1
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
$\sigma_{0,2}$, МПа	20	334	442	417	330	479	456	432	175	320	282	340	370	371
	–196	448	527	502	424	581	520	502	190	370	–	418	487	–
σ_B, МПа	20	452	475	533	454	541	510	498	340	410	431	442	528	462
	–196	593	579	640	605	654	636	619	450	520	–	553	662	–
δ, %	20	19	10	17	22	11	12	14	22	18	19	10	14	8
	–196	21	10	14	24	8	10	11	45	35	–	13	20	–
$(\Delta\sigma_y^*)_{10^6}$, МПа	20	110	195	168	138	125	125	125	150	–	250	125	–	250
	–70	270	280	250	260	315	225	200	–	–	410	200	–	320
	–196	300	240	360	290	310	320	335	–	–	420	275	–	320
$d_{10^6}^*$, мкм	20	300	180	80	200	350	100	80	270	–	110	130	–	70
	–70	170	80	120	180	80	160	200	–	–	130	220	–	70
	–196	160	200	90	200	120	100	100	–	–	90	180	–	70
$\Delta K_{10^{-10}}$, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$	20	3,2	2,2	2,6	3,3	2,8	2,4	2,1	3,2	1,1	4,2	2,5	1,8	2,8
	–70	5,2	3,2	7,0	7,5	5,6	3,2	3,1	–	–	8,4	3,3	–	4,2
	–196	5,2	4,0	8,2	7,5	5,6	5,2	5,0	4,2	2,4	7,1	4,0	2,6	4,2

Продовження табл. 3.11

Характеристика	T, °С	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
$(\Delta\sigma_y^*)_{10^3}$, МПа	20	1070	1100	1170	950	930	1000	1050	840	–	900	795	–	780
	–70	1325	1200	1020	1380	1185	1095	950	–	–	860	880	–	1230
	–196	1130	1175	1215	1250	1220	1110	1030	–	–	880	1225	–	1230
$d_{10^3}^*$, мкм	20	80	40	60	160	60	100	80	100	–	110	130	–	25
	–70	80	80	100	100	80	110	150	–	–	130	170	–	25
	–196	130	100	60	130	100	100	100	–	–	90	100	–	25
$\Delta K_{10^{-5}}$, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$	20	34,1	27,7	33,3	42,4	30,5	35,2	36,3	33,0	35,0	32,8	33,6	27,0	16,8
	–70	34,2	29,0	34,0	42,4	33,5	36,3	39,4	–	–	32,8	35,6	–	22,4
	–196	34,2	35,5	31,2	42,4	33,5	36,3	26,1	36,0	27,0	22,0	35,6	27,0	22,4
$\Delta K^* = \Delta K_{10^{-7}}$, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$	20	10,1	7,4	9,3	13,8	6,4/5,7	8,1/6,6	8,6/8,4	6,4/6,4	7,1	13,6	10,2	8,3	8,4
	–70	14,4	10,4	17,8	20,3	12,8/12,5	9,2/9,4	9,6/9,6	–	–	18,5	12,6	–	12,1
	–196	14,4	11,2	12,1	20,3	11,6/10,8	11,6/11,2	11,6	12,4	9,1	13,8	13,2	9,2	12,1
n	20	3,4	3,0	3,2	3,6	5,6/3,0	4,7/3,6	3,8/3,6	8,5/2,5	2,6	4,3	3,2	3,4	4,3
	–70	5,2	3,8	6,8	6,3	7,2/3,7	5,0/3,8	4,7/3,6	–	–	7,5	3,5	–	4,4
	–196	5,2	3,8	6,8	6,3	7,2/3,7	7,0/3,8	6,9	4,2	4,2	8,0	3,9	4,0	4,4

Примітка: $d_{10^3}^*$, $(\Delta\sigma_y^*)_{10^3}$, $d_{10^6}^*$, $(\Delta\sigma_y^*)_{10^6}$ – розмір зони передруйнування і розмах локальних напружень для зародження втомної макротріщини на базі $N = 10^3$ і $N = 10^6$ циклів відповідно; $\Delta K_{10^{-10}}$, ΔK^*, $\Delta K_{10^{-5}}$ – розмах ΔK, коли швидкість росту втомної тріщини da/dN рівна 10^{-10}; 10^{-7}; 10^{-5} м/цикл відповідно; за наявності зламу на Парісівській ділянці в чисельнику і знаменнику наведено характеристики ΔK^* і n для прямолінійних ділянок нижче та вище точки зламу.

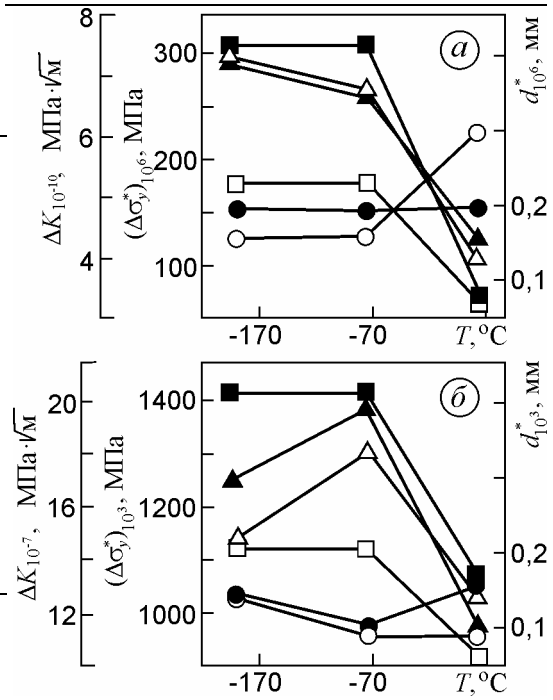


Рис. 3.17. Вплив чистоти за домішками заліза і кремнію на характеристики ЦТ сплавів Д16чАТ (△, ○, □) і Д16очТ (▲, ●, ■) у пороговій (*а*) і високоамплітудній (*б*) областях навантаження за нормальної і низьких температур випробування: △, ▲ – $(\Delta\sigma^*_y)_{10^6}$ і $(\Delta\sigma^*_y)_{10^3}$; ○, ● – $d^*_{10^6}$ і $d^*_{10^3}$; □, ■ – $\Delta K_{10^{-10}}$ і $\Delta K_{10^{-7}}$

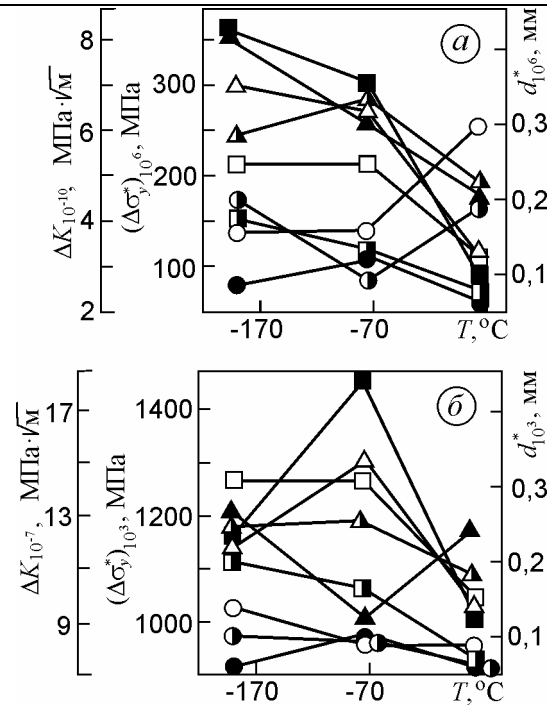


Рис. 3.18. Вплив режиму старіння і нагартування на характеристики ЦТ сплавів Д16чАТ (△, ○, □), Д16чАТ1 (◭, ◑, ◨) і Д16чТН (▲, ●, ■) у пороговій (*а*) і високоамплітудній (*б*) областях навантаження за нормальної і низьких температур випробування: △, ◭, ▲ – $(\Delta\sigma^*_y)_{10^6}$ і $(\Delta\sigma^*_y)_{10^3}$; ○, ◑, ● – $d^*_{10^6}$ і $d^*_{10^3}$; □, ◨, ■ – $\Delta K_{10^{-10}}$ і $\Delta K_{10^{-7}}$

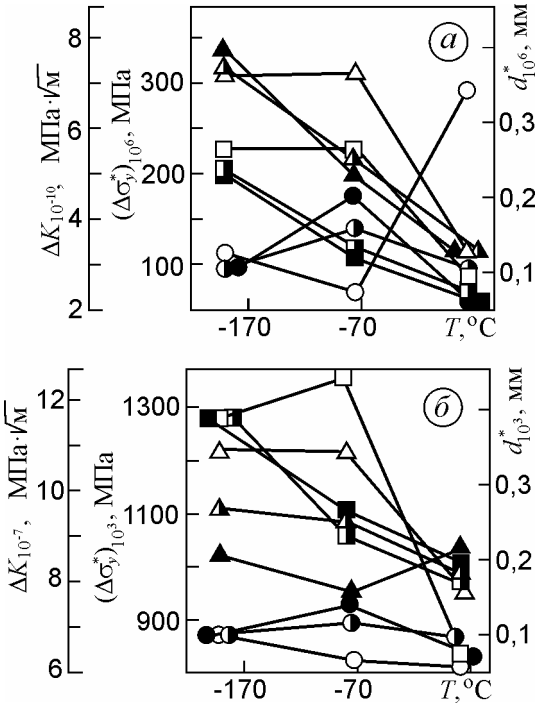


Рис. 3.19. Вплив режиму старіння на характеристики ЦТ сплавів В95пчТ1 (△, ○, □), В95пчТ2 (◭, ◑, ◨) і В95пчТ3 (▲, ●, ■) у пороговій (*а*) і високоамплітудній (*б*) областях навантаження за нормальної і низьких температур випробування: △, ◭, ▲ – $(\Delta\sigma_y^*)_{10^6}$ і $(\Delta\sigma_y^*)_{10^3}$; ○, ◑, ● – $d^*_{10^6}$ і $d^*_{10^3}$; □, ◨, ■, – $\Delta K_{10^{-10}}$ і $\Delta K_{10^{-7}}$

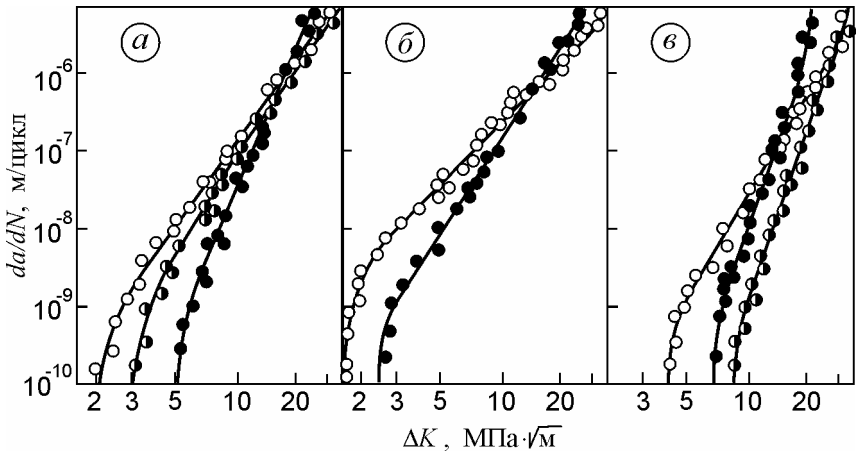


Рис. 3.20. Діаграми швидкостей росту втомної тріщини в сплавах В95пчТ3 (*а*), 1570 (*б*) і 1420Т1 (*в*) при 20ºС (○); –70ºС (◑) і –196ºС (●)

Дослідження тонкої структури цих сплавів показало, що режим старіння суттєво впливає на природу і морфологію вторинної фази [25]. Для сплаву В95Т1 характерні дуже дрібні виділення (~0,05 мкм), які розташовані переважно в примежових ділянках зерен (рис. 3.21 *а*). З підвищенням температури і збільшенням часу старіння зростає кількість виділень, що розташовуються рівномірніше по усьому зерну (В95Т2, рис. 3.21 *б*) і коагулюють (В95Т3, рис.

3.21 *в*). У сплаві В95Т3 багато виділень вторинної фази оточені світлою збідненою легувальними елементами зоною (рис. 3.21 *в*). На відповідних електронограмах сплаву В95Т1, на відміну від В95Т3, вузли оберненої ґратки розмиті, спостерігаються тяжі, що характерно для когерентного зв'язку між матрицею і вторинною фазою [87]. Внаслідок цього у цих сплавах переважатиме гомогенне чи гетерогенне ковзання [88]. За нормальної температури і малих амплітуд навантаження гетерогенність ковзання в сплаві В95Т1 обумовлює низьку швидкість росту втомної тріщини і ріст порога $\Delta K_{10^{-10}}$ (табл. 3.11). Навпаки, в сплаві В95Т3 легше протікає пластична деформація шляхом гомогенного ковзання і припороговий ріст втомної тріщини пришвидшується. Однак за великих амплітуд навантаження це зумовлює протилежну ситуацію і циклічна в'язкість руйнування $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10^{-5}}$ сплаву В95Т3 стає більшою, ніж В95Т1 (табл. 3.11).

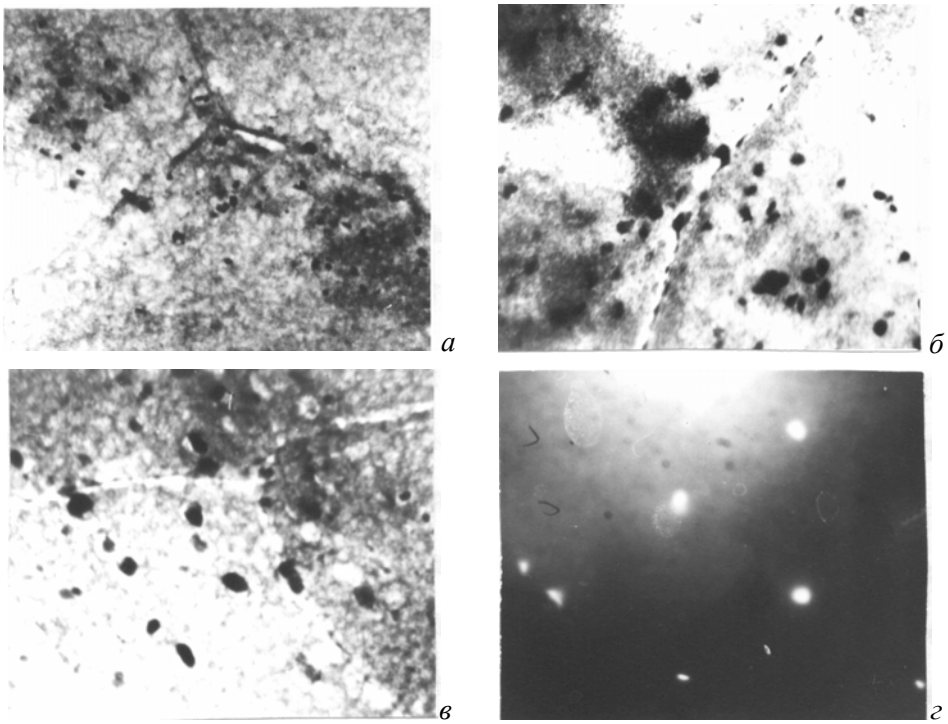


Рис. 3.21. Тонка структура і електронограма сплавів В95АТ1 (*а*, *г*), В95АТ2 (*б*) і В95АТ3 (*в*); *а*–*в* – × 20000

За високих амплітуд навантаження і низької температури випробування, коли опір текучості матриці зростає, зони полегшеного ковзання в околі виділень вторинної фази в перестареному сплаві В95Т3 є, очевидно, місцями пришвидшеного розвитку втомної тріщини (рис. 3.20 *а*). Таким чином, сплав В95пч, термооброблений за режимом Т1, має дисперсні когерентно зв'язані

виділення вторинної фази, що зумовлює найвищі характеристики ЦТ за низьких температур у всьому діапазоні амплітуд навантаження.

Широко вживаний зварюваний сплав АМг6 володіє високим опором росту втомної тріщини за нормальної і низьких температур, однак за міцністю не задовольняє сучасні вимоги (див. табл. 3.11). Подрібнення зерна в сплаві 1570 (аналога АМг6) помітно поліпшує міцнісні властивості, особливо границю текучості $\sigma_{0,2}$ (табл. 3.11), проте це неоднозначно відображається на характеристиках ЦТ. Зокрема, за нормальної температури поріг втоми падає до дуже малих значень ($\Delta K_{10^{-10}}$ = 1 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$). У пироговій області при da/dN = = $5\cdot10^{-10}$ м/цикл коефіцієнт закриття $U = \Delta K_{eff}/\Delta K = 0{,}95$. Тому такий низький поріг втоми пояснюють відсутністю закриття втомної тріщини в дрібнозернистому сплаві 1570 внаслідок невеликої шорсткості поверхні зламу (ЗТШ). Пониження температури випроб до –196ºС також обумовлює рідкісний для алюмінієвих сплавів тип II зміщення низькотемпературної діаграми (рис. 3.20 *б*). Такий хід діаграми неочікуваний, оскільки з падінням температури пластичність сплаву 1570 зростає вдвічі (табл. 3.11).

Аналогічний результат отримано для сплаву 1420Т1 (рис. 3.20 *в*), в якого за високих амплітуд навантаження при –196ºС ЦТ помітно падає. Це може бути характерною рисою алюмінієвих сплавів системи Al–Mg–Li, тому що зниження тріщиностійкості при –196ºС встановлено також для сплаву 2091Т8 [89]. Треба зауважити, що сплав 1420Т1 має високу ЦТ за малих амплітуд навантаження ($(\Delta\sigma_y^*)_{10^6}$ і $\Delta K_{10^{-10}}$) порівняно з іншими сплавами (табл. 3.11).

Середньоміцний кріогенний сплав 1201Т1 системи Al–Cu з пониженням температури випробувань демонструє підвищення характеристик міцності, пластичності, опору зародженню і росту втомної тріщини (табл. 3.11). Його гранульований аналог – сплав 1209Т1 за міцністю наближається до високоміцних сплавів типу Д16 і В95. Однак характеристики ЦТ сплаву 1209Т1 за нормальної і низьких температур дещо нижчі, ніж 1201Т1; позитивний вплив низької температури на його властивості невеликий і спостерігається тільки у припороговій області (табл. 3.11). Легування сплавів системи Al–Cu літієм (сплав 1440Т1) за деякого підвищення міцності і ЦТ у низькоамплітудній області обумовлює суттєво низький опір росту втомної тріщини у високоамплітудній області навантаження (табл. 3.11). Тому, незважаючи на ріст низькотемпературної ЦТ сплаву 1440Т1 в усьому діапазоні амплітуди навантажень, параметр $\Delta K_{10^{-5}}$ для нього має занадто мале значення. Слід зауважити також, що порівняно з іншими сплав 1440Т1 має досить малий параметр d^* зони передруйнування як у низько-, так і у високоамплітудній областях (табл. 3.11). Подібні тенденції встановлено для аналогічного сплаву 8091Т8 [89]: величина K_{1c} зі зниженням температури до –196ºС зростає від 20 до 38 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$, проте рівень в'язкості руйнування 20...30 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ достатньо низький для алюмінієвих сплавів.

Отже, для більшості алюмінієвих сплавів з пониженням температури випробувань опір зародженню і росту втомної тріщини зростає, особливо у

припороговій області навантажень (табл. 3.11). Найбільший приріст порогових напружень зародження втомної макротріщини в сплавах Д16чАТ і В95пчТ1 супроводжує зменшення розміру зони передруйнування $d^*_{10^6}$, обумовлене значним підвищенням тут швидкості вичерпання пластичності (циклічного деформаційного зміцнення). Для решти сплавів величина $d^*_{10^6}$ з падінням температури змінюється мало. Скорочення характеристичної віддалі обумовлює зменшення розміру мікродефектів, від яких може зародитися початкова макротріщина (див. розд. 1.3.4), що необхідно враховувати, проектуючи, наприклад, герметичні оболонки, ресурс яких визначається періодом до зародження макротріщини. За великих амплітуд навантаження низька температура практично не впливає на опір зародженню втомної макротріщини.

На стадії росту втомної тріщини характеристики ЦТ зростають в основному в діпазоні 20ºС... –70ºС, значно менше – за температур –70... –196ºС (див. табл. 3.11). Найбільше підвищується поріг втоми $\Delta K_{10^{-10}}$, особливо сплавів Д16очТ (1163Т), Д16чАТН, В95пчТ1. Проте тоді помітно росте параметр n у рівнянні Паріса, тому незначне підвищення навантаження інтенсифікує ріст втомної тріщини.

3.2.8. Мікрофрактографія втомного руйнування алюмінієвих сплавів

За низьких (припорогових) швидкостей росту втомної тріщини на поверхні зламів високоміцних алюмінієвих сплавів переважно фіксують плоскі ділянки циклічного відколу, які нагадують фасетки череззеренного відколу [53]. Під великим збільшенням на цих ділянках видно сліди пластичної деформації ковзанням, що вказує на відмінний від звичайного відколу механізм їх утворення. Оскільки циклічна пластична зона біля вершини тріщини не перевищує структурний параметр матеріалу, ці плоскі ділянки є наслідком розшарування вздовж площин ковзання [53]. За середніх і високих амплітуд навантаження мікромеханізм руйнування також в'язкий з утворенням ямкового рельєфу, деформаційних гребенів і втомних борозенок. Однак треба відмітити, що для сучасних високоміцних алюмінієвих сплавів борозенковий мікрорельєф зламів нетиповий і зустрічається лише епізодично. Цей факт необхідно враховувати, коли виконують експертизу зламів і за параметрами втомних борозенок намагаються судити про закономірності руйнування. Вище вказували (див. розд. 1.11), що така оцінка правомірна, коли борозенковий рельєф у зламі суттєво переважає інші.

З пониженням температури випроб мікрорельєф втомних зламів на стадії росту макротріщини в більшості алюмінієвих сплавів принципово не змінюється [53]. Також суттєво не відрізняються мікромеханізми зародження макротріщини (або, іншими словами, росту мікротріщин, згідно з прийнятою у розд. 1.3.4 стадійністю втомного руйнування) як за нормальної (рис. 3.22), так і низьких (рис. 3.23) температур випробування. У всіх спостережуваних випадках втомна

тріщина зароджується шляхом розшарування площинами ковзання, а за подальшого її росту утворюється мікрорельєф, властивий для припорогової і середньоамплітудної ділянок діаграм швидкостей росту втомної макротріщини.

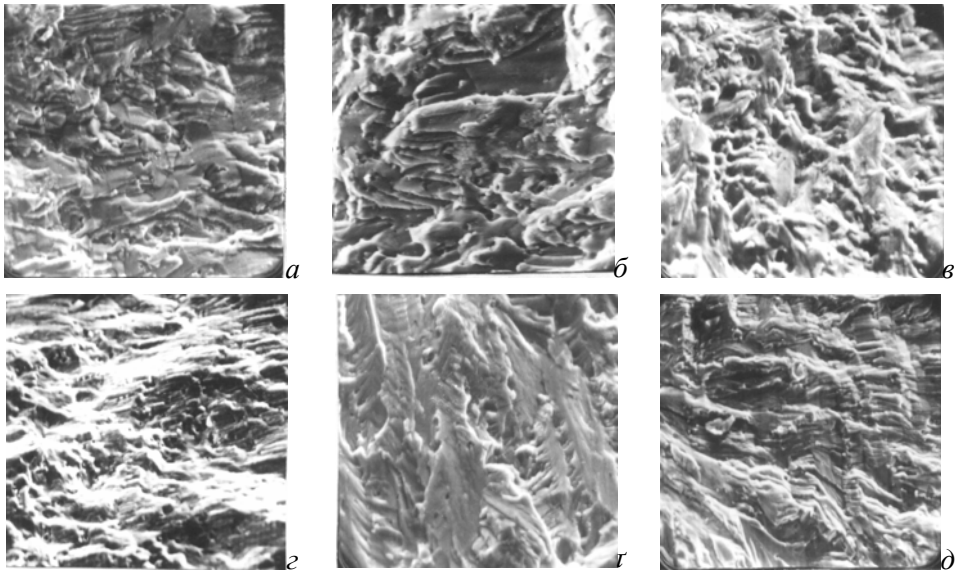


Рис. 3.22. Мікрофрактограми зразків алюмінієвих сплавів на стадії зародження макротріщини за нормальної температури (× 500):

а – 1201Т1, $N_i = 8 \cdot 10^4$ циклів; *б* – 1201Т1, $N_i = 8 \cdot 10^6$; *в* – Д16очТ, $N_i = 10^3$; *г* – Д16очТ, $N_i = 5 \cdot 10^4$; *ґ* – В95пчТ1, $N_i = 10^6$; *д* – В95пчТ3, $N_i = 2 \cdot 10^5$ циклів

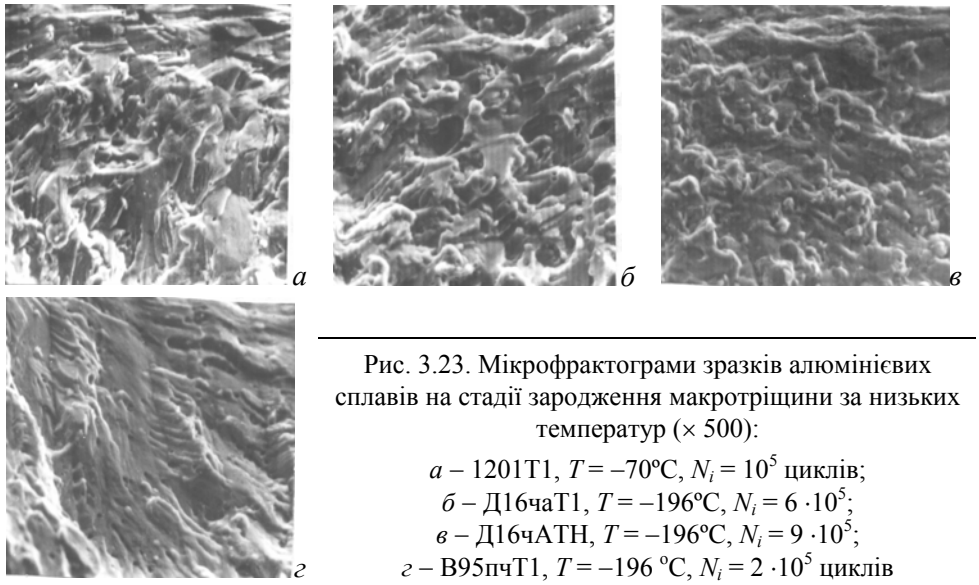


Рис. 3.23. Мікрофрактограми зразків алюмінієвих сплавів на стадії зародження макротріщини за низьких температур (× 500):

а – 1201Т1, $T = -70$ºС, $N_i = 10^5$ циклів;
б – Д16чаТ1, $T = -196$ºС, $N_i = 6 \cdot 10^5$;
в – Д16чАТН, $T = -196$ºС, $N_i = 9 \cdot 10^5$;
г – В95пчТ1, $T = -196$ °С, $N_i = 2 \cdot 10^5$ циклів

3.2.9. Діаграми конструкційної міцності алюмінієвих сплавів

Якщо втомну макротріщину розглядати як гострий виріз (див. розд. 1.3.5), то підвищення ЦТ матеріалів передбачає одночасний ріст обох параметрів: $\Delta\sigma_y^*$ і d^*. Узагальнення вищенаведених результатів досліджень в усьому діапазоні температур свідчить (рис. 3.24), що між вибраними характеристиками ЦТ на стадії тріщиноутворення $\left(\Delta\sigma_y^* \cdot \sqrt{d^*}\right)_{N_i}$ та росту тріщини ΔK_v існує певна залежність, що підтверджує розглянутий вище (див. розд. 1.3.5) зв'язок між стадіями зародження і росту втомної макротріщини і правомірність уніфікованої моделі втомного руйнування в умовах нормальної і низьких температур. Отже, ранжування матеріалів за характеристиками ЦТ на стадії росту тріщини справедливе і на стадії її зародження. Наприклад, коли добуток параметрів опору зародженню тріщини $\left(\Delta\sigma_y^* \cdot \sqrt{d^*}\right)_{10^6}$, виражений за формулою (1.61) через величину $\Delta K_{th\,eff}$, зіставляти з експериментально встановленим значенням порога втоми $\left(\Delta K_{10^{-10}}\right)_{eff}$, то вони приблизно рівні (різниця не більше 20%) за нормальної і низьких температур (табл. 3.12). Відомо, що ЗТ не спостерігають за високої асиметрії циклу навантаження. Наслідком цього є добре узгодження розрахованих порогів втоми $\Delta K_{th\,eff}$ зі встановленими прямим експериментом $\Delta K_{10^{-10}}$ за асиметрії $R = 0{,}7$ (табл. 3.12).

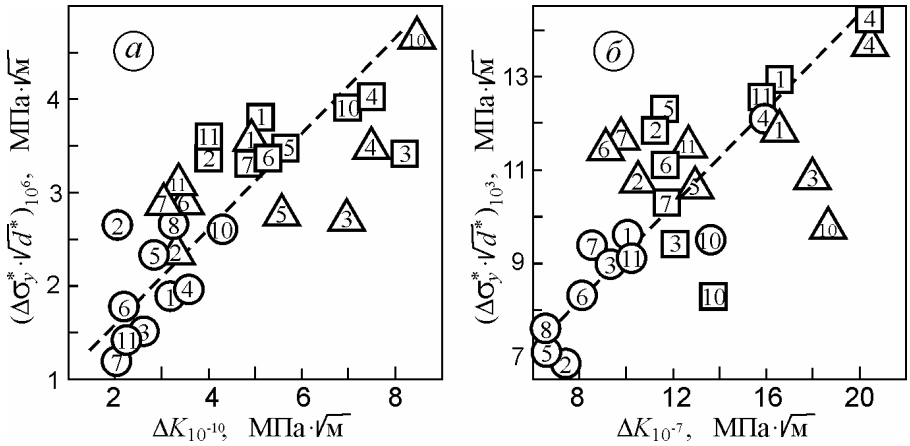


Рис. 3.24. Зіставлення характеристик опору зародженню ($\Delta\sigma_y^* \cdot \sqrt{d^*}$)$_{Ni}$ і росту ΔK_v втомної тріщини для алюмінієвих сплавів у низько- (*а*) і високоамплітудній (*б*) областях навантаження за температур 20ºС (○); –70ºС (△) і –196ºС (□). Цифри відповідають порядковому номеру сплаву в табл. 3.11

Таблиця 3.12

Розрахункові та експериментальні значення порогів ЦТ алюмінієвих сплавів за нормальної і низької температур

Матеріал	T, °С	Розрахунок	Експеримент		
		$\Delta K_{th\,eff}$ (R = 0,1)	$\Delta K_{th} = \Delta K_{10^{-10}}$ (R = 0,1)	$\Delta K_{th\,eff} = (\Delta K_{10^{-10}})_{eff}$ (R = 0,1)	$\Delta K_{th} = \Delta K_{10^{-10}}$ (R = 0,7)
В95пчТ1	20	2,0	2,8	1,6	–
	–196	3,0	5,6	3,8	–
В95пчТ3	20	1,0	2,1	1,3	–
	–196	3,0	5,2	3,4	–
1420Т1	20	2,3	4,2	2,2	2,2
	–70	4,2	8,4	4,2	–
	–196	3,6	7,1	4,2	4,0

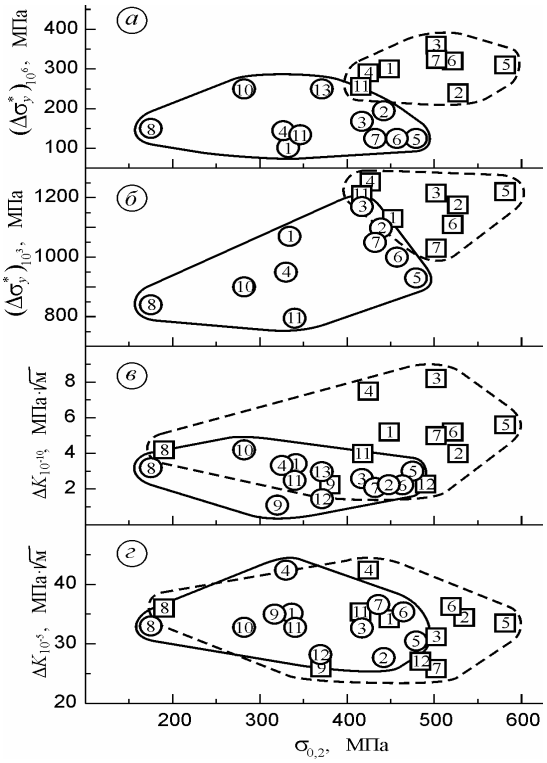


Рис. 3.25. Діаграми конструкційної міцності алюмінієвих сплавів на стадіях зародження (*а, б*) і росту (*в, г*) втомної тріщини в низько- (*а, в*) і високоамплітудній (*б, г*) областях навантаження за температур 20ºС (○) і –196ºС (□). Цифри відповідають порядковому номеру сплаву в табл. 3.11

Останнім часом роботоздатність матеріалів прийнято оцінювати за діаграмами конструкційної міцності – залежностями між характеристиками міцності ($\sigma_{0,2}$ чи σ_B) і тріщиностійкості за статичного (K_{1c}) або циклічного (ΔK_{th}, ΔK_{fc}) навантажень [39, 49, 86, 90]. Опір досліджених алюмінієвих сплавів зародженню і росту втомної тріщини не має чіткої залежності від границі текучості $\sigma_{0,2}$ за нормальної і низької температур (рис. 3.25). Відсутня спостережувана для сталей [90] тенденція падіння характеристик ЦТ з ростом границі текучості $\sigma_{0,2}$. За низьких температур міцність і ЦТ алюмінієвих сплавів, як правило, зростають, тому, проектуючи конструкції підвищеної живучості і оцінюючи для них допустимі напруження, слід враховувати низькотемпературне зміцнення таких сплавів [50].

Стосовно порівняльної оцінки сплавів, то за оптимальним поєднанням характеристик міцності і тріщиностійкості перевагу можна віддати сплавам

В95пчТ1 і Д16чАТН (позиції 5 і 3 на рис. 3.25). Проте сплав В95пчТ1 у певних ситуаціях (наприклад, в активних середовищах, див. розд. 3.1.1) демонструє погіршені властивості. Тоді його можна замінити сплавом В95пчТ2, який добре поєднує міцність і тріщиностійкість (позиція 6). Стосовно підвищеної живучості конструкцій одним з кращих виглядає сплав Д16очТ (1163Т) за нормальної і низьких температур (позиція 4). Власне його і застосовують у важконавантажених авіаційних конструкціях.

3.2.10. Низькотемпературна міцність і циклічна тріщиностійкість титанових сплавів

Подібно до матеріалів з ГЦК-ґраткою, α- і (α + β)-титанові сплави, які мають гексагональну щільно упаковану ґратку, вважають придатними в умовах низьких температур [91, 92]. З пониженням температури випробувань їх границі текучості і міцності суттєво зростають, дещо підвищується пластичність (табл. 3.13).

Таблиця 3.13

Вплив низької температури на механічні характеристики титанових сплавів [91]

Сплав	T, ºС	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ, %
		МПа		
ВТ5-1 (Ti–5Al–2,5Sn)	20 –196	720 1260	780 1300	13,2 14,3
АТ2-2 (Ti–2,5Zr–1,5Mo)	20 –196	795 1240	840 1280	13,3 12,7
ПТ3В (Ti–V)	20 –196	739 1162	831 1286	10,0 13,2
19 (Ti–Zr–Nb)	20 –196	791 1181	845 1327	10,8 13,1

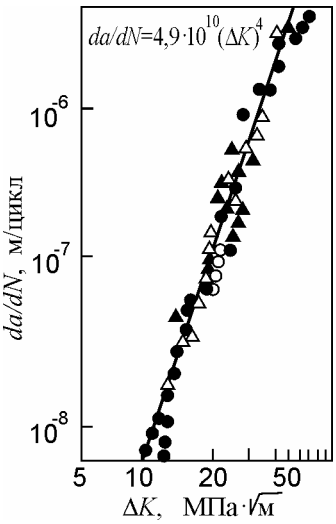


Рис. 3.26. Діаграма швидкостей росту втомної тріщини у сплаві Ti–5Al–2,5Sn при 20ºС (●), –140ºС (○), –196ºС (▲) і –269ºС (△) [96]

За ЦТ титанові сплави за нормальної температури у високоамплітудній області ($\Delta K_{10^{-6}}$) переважають високоміцні алюмінієві (табл. 3.14). Низька температура слабо впливає на кінетику втомної тріщини (рис. 3.26), в результаті циклічна в'язкість руйнування титанових сплавів з пониженням температури може лише незначно падати, рости або бути незмінною (табл. 3.14).

Таблиця 3.14

Характеристики ЦТ титанових сплавів

Сплав	Товщина зразка, мм	T, ºС	C, м/цикл. $(\text{МПа}\cdot\sqrt{\text{м}})^{-n}$	n	$\Delta K_{10^{-6}}$, $\text{МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$	Джерело даних
ВТ3-1	3,5	20	$2{,}13\cdot10^{-13}$	4,17	39,2	[93]
ВТ20	2	20	$7{,}87\cdot10^{-12}$	3,04	50,0	[94]
АТ3	6	20	$1{,}07\cdot10^{-11}$	3,10	40,1	[36]
ПТ3В	9…10	20 –196	$1{,}55\cdot10^{-12}$ $2{,}39\cdot10^{-13}$	3,40 3,96	51,0 46,4	[95]
5-028	9…10	20 –196	$1{,}38\cdot10^{-11}$ $5{,}01\cdot10^{-12}$	3,05 3,19	39,1 45,5	[95]
Ti–6Al–4V	20…25	20 –196	$3{,}10\cdot10^{-15}$ $3{,}10\cdot10^{-15}$	6,00 6,00	37,3 37,3	[96]
Ti–5Al–25Sn	32…38	20 –196	$4{,}9\cdot10^{-13}$ $4{,}9\cdot10^{-13}$	4,00 4,00	37,3 37,3	[96]

3.3. МІЦНІСТЬ І ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ

Для об'єктів, які вимагають мінімальної ваги, значний інтерес викликають магнієві сплави, оскільки серед металічних сплавів вони володіють найменшою густиною (d = 1,3…1,7 кг/дм^3). Залежно від системи легування границя їх міцності сягає 300…320 МПа (табл. 3.15), що за питомою міцністю є на рівні високоміцних алюмінієвих сплавів.

Високоміцні магнієві сплави практично нечутливі до КР і мають високу в'язкість руйнування [33]. Для ДП-зразків з листів завтовшки 1,9 мм із сплавів МА2-1 і МА8Н отримано значення K_c = 45…48 $\text{МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$; для ПД-зразків – K_c = 41…43 $\text{МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$ [33]. Критерій $(K_{1c}/\sigma_{0,2})^2$, який пропорційний розміру пластичної зони і критичному розміру тріщини за напружень, рівних границі текучості, для напівфабрикатів із сплаву МА15 змінюється від 4,0 до 14,8 (табл. 3.16). Для пресованої смуги із високоміцного алюмінієвого сплаву В95 його значення в поздовжньому і поперечному напрямках становить відповідно 2 і 4 [33]. Таким чином, смуги і плити з магнієвого сплаву МА15 надійніші, ніж із алюмінієвого В95.

Магнійлітієві сплави – найлегші конструкційні матеріали. Їх густина d = 1,3…1,6 кг/дм^3 на 15…25 % менша, ніж звичайних магнієвих сплавів, і майже вдвічі – порівняно з алюмінієвими. Сплави системи Mg–Li володіють високою питомою міцністю і ударною в'язкістю [97]. Композиції МА18 і МА21 надлегких магнієвих сплавів за міцністю наближаються до найпоширеніших деформівних МА2-1 і МА8 (табл. 3.15). Показано [98], що статична в'язкість руйнування сплавів МА18 і МА21 слабо залежить від режимів

відпалу, при цьому значення K_{Ic} для пресованих смуг і вальцьованих плит зі сплаву МА21 помітно нижчі, ніж сплаву МА18 (табл. 3.17).

Таблиця 3.15

Хімічний склад (мас. %) і механічні властивості магнієвих сплавів [98–105]

Сплав	Al	Zn	Mn	Ce	Cd	Zr	La	Nd	Li	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	δ, %	Обробка
МА2-1	4,2	0,85	0,5	–	–	–	–	–	–	224	296	12	Відпал, 250ºС, 1 год
МА8	–	–	1,4	0,19	–	–	–	–	–	152	232	22	Відпал, 320ºС, 0,5 год
МА8Н	–	–	1,4	0,19	–	–	–	–	–	233	274	21	Нагар-тований
МА12Т2	–	–	–	–	–	0,44	–	2,9	–	131	213	19	Відпал, 350ºС, 1 год
МА12Т6	–	–	–	–	–	0,44	–	2,9	–	198	270	9	Гарт., 540ºС у воді, старіння, 200ºС, 16 год
МА15	–	3,1	–	–	1,8	0,5	0,8	–	–	250	280	11	Відпал, 270ºС, 1 год
МА18	0,8	2,3	0,3	0,2	–	–	–	–	10,6	135	160	26	Вальцьо вана плита
МА21	4,7	1,25	0,20	–	4,0	–	–	–	8,0	176	232	15	Пресована смуга
ИМВ2	5,4	1,0	–	–	4,7	–	–	–	8,6	156	227	10	Відпал, 175ºС, 1 год
ИМВ6	0,12	–	0,555	0,11	0,49	–	–	–	–	247	320	16	Пресована смуга
ВМД10(А)	–	0,8	–	–	0,6	0,5	–	–	–	245	280	15	Відпал, 450ºС, 1 год
ВМД10(Б)	–	0,8	–	–	0,6	0,5	–	–	–	285	310	10	Відпал, 250ºС, 2,5 год

Границя витривалості магнієвих сплавів не перевищує 100…110 МПа, тому відношення σ_{-1}/σ_B = 0,3…0,35 (табл. 3.18) для цих сплавів є меншим,

ніж для алюмінієвих і титанових. За низьких температур більшість магнієвих сплавів демонструють підвищення границі витривалості (табл. 3.18). Падіння величин σ_{-1} і σ_{-1}/σ_B з пониженням температури випробування сплаву МА12Т6 пов'язують з інтенсифікацією його перестарювання під впливом циклічного навантаження [99].

Таблиця 3.16

Характеристики схильності до крихкого руйнування сплаву МА15 [33]

Напівфабрикат	Орієнтація вирізання зразка	$\sigma_B^{\text{H}}/\sigma_B$	$K_{\text{I}c}$, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$	$(K_{\text{I}c}/\sigma_{0,2})^2$
Смуга	ДП	1,25	29	7,7
	ПД	0,92	17	14,8
Плита	ДП	1,12	15	4,0
	ПД	0,88	16	6,4

Таблиця 3.17

Значення $K_{\text{I}c}$ магнійлітієвих сплавів, отримані на ПД-зразках різної товщини [98]

Сплав	Напівфабрикат	$K_{\text{I}c}$, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$, зразків товщиною, мм		
		20	40	65
МА21	Смуга	19,0	18,6	18,3
МА18	Плита	29,9	31,8	–

Таблиця 3.18

Характеристики витривалості магнієвих сплавів за нормальної і низької температур [99]

Х-ки	T, °С	Марка сплаву					
		МА2-1	МА12Т2	МА12Т6	МА15	ИМВ2	ИМВ6
σ_{-1}, МПа	20	108	58	100	80	70	108
	–120	122	88	83	120	80	135
σ_{-1}/σ_B	20	0,35	0,30	0,30	0,30	0,30	0,35
	–120	0,30	0,30	0,25	0,30	0,30	–

Таблиця 3.19

Характеристики ЦТ магнієвих сплавів (дискові зразки на пульсівний розтяг, R = 0,05) [103]

Характеристики		Марка сплаву						
		МА2-1	МА8	МА15	МА18	МА21	ВМД10(А)	ВМД10(Б)
$\sigma_{0,2}$, МПа		205	152	220	115	190	245	285
ΔK_{th}	МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$	2,5	3,0	2,4	3,1	2,8	2,3	1,4
ΔK_{fc}		24,7	28,2	32,6	42,1	33,1	31,3	23,9
ΔK^*		6,2	8,2	5,2	10,7	8,4	7,8	5,7

На втомних зламах магнієвих сплавів зафіксовано змішаний мікромеханізм руйнування, де поруч з переззеренними відкольними фасетками виникають ділянки в'язкого руйнування розшаруванням площинами ковзання або утворенням ямкового мікрорельєфу поверхні зламу [99]. Особливим є мікромеханізм втомного руйнування сплаву ИМВ6, на мікрофрактограмах якого за нормальної і низької температур спостерігають чітко виражені втомні борозенки [99]. Це свідчить про позитивний вплив легування ітрієм на підвищення міцності, пластичності і в'язкості руйнування магнієвих сплавів (табл. 3.15).

Характеристики ЦТ вальцьованих листів (t = 3…5 мм) магнієвих сплавів [100–105] дещо менші (табл. 3.19), ніж алюмінієвих, проте з урахуванням густини сплав МА2-1 кращий, ніж високоміцний алюмінієвий В95АТ1 за низьких і високих амплітуд навантаження, а за середніх має таку ж питому ЦТ, як і сплав В95АТ1 [100]. Показано [104], що оптимальним поєднанням міцності і ЦТ володіє сплав ВМД10 після відпалу при 450ºС (див. табл. 3.19).

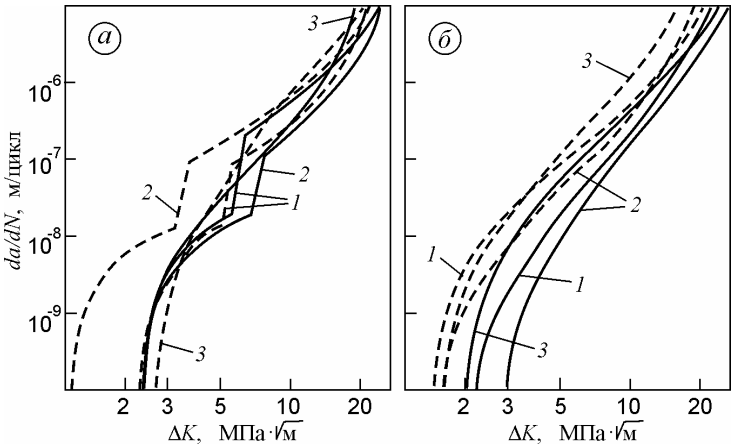


Рис. 3.27. Діаграми швидкостей росту втомної тріщини в різних зонах зварних з'єднань сплавів МА2-1пч і МА15 (*а*) та ВМД10(А) і ВМД10(Б) (*б*): суцільні лінії – сплави МА15 і ВМД10(А); штрихові – МА2-1пч і ВМД10(Б); *1* – ОМ; *2* – ЗТВ; *3* – МШ [103]

Особливістю магнієвих сплавів є те, що їх можна зварювати. За характеристиками короткочасної міцності метал зварних швів (МШ) і зон термічного впливу (ЗТВ) майже не поступається основному металу (ОМ), а в деяких випадках навіть переважає його. ЦТ різних зон зварних з'єднань магнієвих сплавів у більшості випадків також задовільна. Зокрема, зони зварного з'єднання сплаву МА15 за опором росту втомної тріщини практично однакові, за винятком деякого зниження K_{fc} для МШ (рис. 3.27 *а*). Для сплаву МА2-1пч найслабшою ланкою його зварних з'єднань є ЗТВ (рис. 3.27 *а*), що обумовлено негативним впливом зеренномежових виділень крихкої евтектики [103]. Суттєву роль тут відіграють залишкові напруження. Тільки повний відпал (450ºС) забезпечує високу міцність і тріщиностійкість різних зон зварного з'єднання сплаву ВМД10(А) (рис. 3.27 *б*).

ЦТ магнієвих сплавів чутлива до атмосферної вологи подібно, як і алюмінієвих (див. рис. 3.3 *а*), що найбільше проявляється на середній ділянці діаграми швидкостей росту втомної тріщини (рис. 3.28). Вважають [102], що це також пов'язано з водневим механізмом руйнування.

В умовах низьких температур більшості магнієвих сплавів властивий I тип зміщення (див. розд. 3.2.1.) низькотемпературної діаграми швидкостей росту втомної тріщини [105], коли характеристики ЦТ за низької температури вищі або однакові, ніж за нормальної (табл. 3.20). Тільки в сплавах МА12Т2, МА15 і ВМД10 за високих амплітуд навантаження низькотемпературна циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} стає меншою, ніж за нормальної температури (табл. 3.20). Для сплаву ВМД10 наведено дані [105] його випробувань у невідпаленому після вальцювання стані. Зважаючи на подані результати (табл. 3.19, рис. 3.27 *б*), можна сподіватися, що низькотемпературна циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} сплаву ВМД10 після відпалу при 450ºС значно зросте. Серед інших сплавів за міцністю (табл. 3.15), низькотемпературною витривалістю (табл. 3.18) і ЦТ (табл. 3.20) оптимальним видається сплав ИМВ6, що, очевидно, зумовлює легування ітрієм, під впливом якого структурно-фазовий стан цього сплаву обумовлює реалізацію в'язких мікромеханізмів втомного руйнування [105].

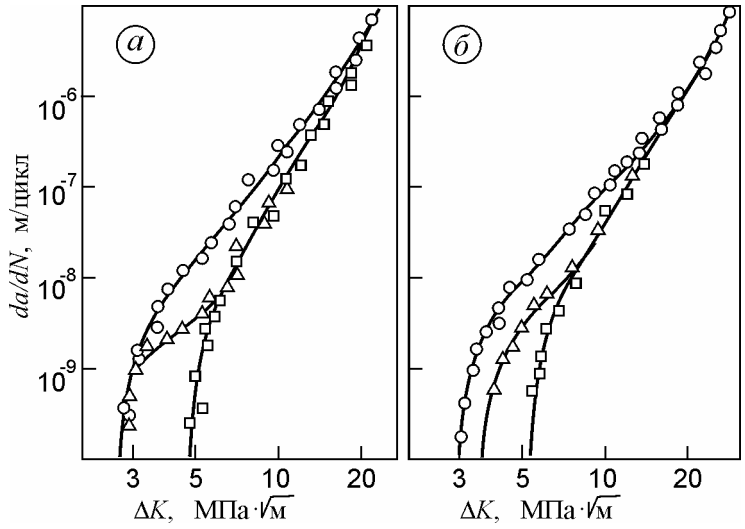


Рис. 3.28. Діаграми швидкостей росту втомної тріщини сплавів МА8 (*а*) і МА18 (*б*) у вологому (○) і осушеному (△) повітрі, а також у вакуумі (□) [102]

Таблиця 3.20

Вплив низької температури на характеристики ЦТ магнієвих сплавів (консольний згин плоских зразків, $R = -1$) [105]

Характеристики	Марка сплаву							
	МА2-1	МА12Т2	МА12Т6	МА12Т8	МА15	МА21	ИМВ6	ВМД10
ΔK_{th}, МПа·√м	2,5 / 3,7	1,8 / 2,3	2,2 / 3,7	2,0 / 3,3	2,1 / 3,0	2,0 / 2,9	2,2 / 4,2	2,4 / 2,8
ΔK_{fc}, МПа·√м	20 / 20	13 / 9	19 / 19	16 / 16	18,5 / 15,5	15,5 / 18	17,5 / 21	18,5 / 16,5

Примітка: в чисельнику – дані випроб на повітрі, в знаменнику – у вакуумі при –133ºС.

ЛІТЕРАТУРА до розділу 3

1. *Лихтман В.И., Щукин Е.Д., Ребиндер П.А.* Физико-химическая механика материалов. – М.: Изд-во АН СССР, 1962. – 304 с.
2. *Карпенко Г.В.* Про фізико-хімічну механіку металів. – К.: Наук. думка, 1973. – 176 с.
3. *Панасюк В.В.* Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 418 с.
4. *Environmen*t Sensitive Mechanical Behaviour / Ed. by A. R. C. Westwood and N. S. Stoloff. – New York: Gordon and Breach, 1965. – 706 p.
5. *Колотыркин Я.М.* Металл и коррозия. – М.: Металлургия, 1985. – 98 с.
6. *Карпенко Г.В.* Физико-химическая механика конструкционных материалов. Избр. тр. в 2-х т. – К.: Наук. думка, 1985. – Т. 1. – 228 с.
7. *Романив О.Н., Дудин В.А.* Некоторые особенности распространения трещин в закаленных сталях при замедленном разрушении // Физ.-хим. механика материалов. – 1970. – № 1. – С. 25–29.
8. *Василенко И.И., Мелехов Р.К.* Коррозионное растрескивание сталей. – К.: Наук. думка, 1977.– 204 с.
9. *Логан Х. Л.* Коррозия металлов под напряжением. – М.: Металлургия, 1976. – 340 с.
10. *Похмурский В. И.* Коррозионная усталость металлов. – М.: Металлургия, 1985.– 206 с.
11. *Колачев Б.А.* Водородная хрупкость металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 217 с.
12. *Андрейкив А.Е., Панасюк В.В., Харин В.С.* Теоретические аспекты водородного охрупчивания металлов // Физ.-хим. механика материалов. – 1978. – № 3. – С. 3–23.
13. *Похмурський В.І., Федоров В.В.* Вплив водню на дифузійні процеси в металах. – Львів: Фіз.-мех. ін-т НАН України, 1998. – 208 с.
14. *Кишкина С.И.* Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1981.–280 с.
15. *Зайка А.Я.* Исследование влияния коррозионных повреждений на усталостную долговечность тонкостенных элементов авиационных конструкций из алюминиевых сплавов: Автореф. дис. … канд. техн. наук. – Киев, 1974. – 24 с.
16. *Сопротивление* усталости элементов обшивки самолета, пораженных коррозией / А.В. Карлашов, А.И. Радченко, А.Я. Зайка, М.Ф. Воронкин // Физ.-хим. механика материалов. – 1971. – № 1. – С. 53–56.
17. *Карлашов А.В.* Вопросы машиноведения и прочность в машиностроении. – К.: Изд-во АН УССР, 1953. – 108 с.
18. *Романив О.Н., Никифорчин Г.Н.* Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 294 с.
19. *Мелехов Р.К.* Коррозионное растрескивание титановых и алюминиевых сплавов. – К.: Техніка, 1979. – 128 с.
20. *Полутранко И.Б.* Циклическая трещиностойкость высокопрочных алюминиевых сплавов и сталей в вакууме, составных воздуха и водных средах: Автореф. дис. … канд. техн. наук. – Львов, 1983. – 25 с.

21. *Ярема С. Я., Полутранко И.Б.* Влияние влажности воздуха на скорость роста усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов. –1978. – № 2. – С. 19–25.
22. *Ермоленко Б.И.* Исследование коррозионного влияния окружающей среды на скорость роста усталостных трещин // Там же.–1979. – № 1. – С. 12–15.
23. *Ярема С. Я., Полутранко И. Б.* Циклическая трещиностойкость прессованных панелей из сплавов Д16чТ и В95пчТ2 в жидких средах // Там же.–1983. – № 6. – С. 56–59.
24. *Полутранко И. Б., Ярема С. Я., Дурягин В. А.* Влияние воды и ее ингибирования на кинетику усталостных трещин в сплаве В95 и стали 65Г // Там же. – 1981. – № 2. – С. 10–15.
25. *Осташ О. П.* Влияние микроструктуры алюминиевых сплавов Д16 и В95 на развитие усталостных трещин при нормальной и низкой температурах // Там же. – 1978. – № 2. – С. 38–42.
26. *Bond G.M., Robertson I.M., Birnbaum H.K.* The influence of hydrogen on deformation and fracture process in high-strength aluminium alloys // Acta Met. – 1987. – **35**, № 9. – P. 2289–2296.
27. *Gerberich W.W., Marsh P.G., Hoehu J.W.* Hydrogen induced cracking mechanism – are there critical experiments // Hydrogen Effects in Materials / Ed. by A.W. Thompson and N.R. Moody. – The Minerals, Metals and Materials Society. – 1996. – P. 539–553.
28. *Доценко А.М., Денисова Г. Б.* Рост усталостной трещины в алюминиевых сплавах Д16Т и В95Т1 при испытаниях в распыленном и нераспыленном растворах NaCl // Физ.-хим. механика материалов. – 1982. – № 1. – С. 51–53.
29. *Нешпор Г.С., Армягов А.А., Андреев Д.А.* Рост усталостных трещин и вязкость разрушения конструкционных алюминиевых сплавов в воздухе и 3,5 %-ном растворе NaCl // Там же. – 1982 – № 4. – С. 91–92.
30. *Piascik R.S., Willard S.A.* The growth of small corrosion fatigue cracks in alloy 2024 // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1994. – **17**, № 11. –P. 1247–1259.
31. *Lu Z.-J., Evans W.J.* Environmentally assisted small fatigue crack growth in 7017 aluminium alloy // Advances in Fracture Research: Proc. 9-th Int. Conf. on Fracture, 1–5 April 1997, Sydney, Australia. – Pergamon, 1997. – V. 3. – P. 1459–1466.
32. *Зародження* і ріст корозійно-втомних тріщин біля концентраторів напружень в алюмінієвому сплаві В95пчТ2 / О.П. Осташ, Є.М. Костик, І.Р. Маковійчук, Р.В. Чепіль // Фіз.-хім. механіка материалів. – 1999. – № 1. – С. 7–15.
33. *Микляев П.Г., Нешпор Г.С., Кудряшов В.Г.* Кинетика разрушения. – М.: Металлургия, 1979. – 279 с.
34. *Похмурский В.И., Калахан О.С.* Кинетика электродного потенциала при коррозионной усталости и коррозионно-усталостный рост трещин в титановых α- и ($\alpha + \beta$)-сплавах в растворе хлористого натрия // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – № 2. – С. 3–10.
35. *Melechov R., Tubielewicz K., Blaszuk W.* Tytan i Jedo Stopy.–Czestochowa: Wydawnictwa Politechniki Czestochowskiej, 2004. – 397 s.
36. *Кинетика* усталостного разрушения титанового сплава АТ3 в воздухе, дистиллированной воде и 3,5 %-ном водном растворе NaCl // Л.Р. Ботвина, С.Я. Ярема, О.П. Осташ, И.Б. Полутранко // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. – № 2. – С. 17–22.

37. *Дроздовский Б.А., Проходцева Л.В., Новосильцева Н.И.* Трещиностойкость титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
38. *Особенности* усталостного разрушения титана и его сплавов в растворе хлористого натрия / В.И. Похмурский, Н.Я. Яремченко, О.С. Калахан, А.М. Пришляк // Физ.-хим. механика материалов. – 1979. – № 6. – С. 86–88.
39. *Романив О.Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
40. *Новиков Н.В., Майстренко А.Л., Ульяненко А.П.* Конструкционная прочность при низких температурах. – К.: Наук. думка, 1979. – 231 с.
41. *Давыденков Н.Н.* Некоторые проблемы механики материалов. – Л.: Лениздат, 1943. – 215с.
42. *Саррак В.И.* Природа хладноломкости конструкционных сталей // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1977. – № 7. – С. 64–67.
43. *Красовский А. Я.* Хрупкость металлов при низких температурах. – К.: Наук. думка, 1980. – 337 с.
44. *Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А.* Структура металла и хрупкость стальных изделий. – К.: Наук. думка, 1985. – 268 с.
45. *Солнцев Ю.П., Степанов Г.А.* Материалы в криогенной технике: Справ. – Л.: Машиностроение, 1982. – 312 с.
46. *Меськин В.С.* Основы легирования стали. – М.: Металлургиздат, 1989. – 688 с.
47. *Фридман Я.В., Киренская Э.Я.* Хладноломкость металлов // Журнал техн. физики. – 1940. – **10**. – С. 554.
48. *Лебедев Д.В.* Конструктивная прочность криогенных сталей. – М.: Металлургия, 1976. – 264 с.
49. *Кудряшов В.Г., Смоленцев В.И.* Вязкость разрушения алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1976. – 296 с.
50. *Осташ О.П., Жмур-Клименко В.Т* Рост усталостных трещин при низких температурах // Физ.-хим. механика материалов. – 1987. – № 2. – С. 17–29.
51. *Влияние* низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостной трещины в малоуглеродистой стали / А.Я. Красовский, О.П. Осташ, В.С. Степаненко, С.Я. Ярема // Пробл. прочности. – 1977. – № 4. – С. 74–78.
52. *Об изменении* скорости роста усталостных трещин в листах из сплавов Д16А и В95А при понижении температуры / С.Я. Ярема, О.П. Осташ, В.М. Белецкий и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1977. – № 2. – С. 5–10.
53. *Осташ О.П., Ярема С.Я., Степаненко В.А*. Влияние низких температур на скорость и микрофрактографические особенности развития усталостных трещин в алюминиевых сплавах // Там же. – 1977. – № 3. – С. 26–30.
54. *Сердюк В.А*. Исследование скорости роста усталостных трещин в магниевых сплавах при комнатной и низкой температурах // Пробл. прочности. – 1980. – № 11. – С. 18–23.
55. *Low temperature* fatigue fracture of metals and alloys / B.I. Verkin, N.M. Grinberg, V.A. Serdyuk, L.F. Yakovenko // Materials Sci. and Engng. – 1983. – **58**. – P. 145–168.
56. *Романив О.Н.* Структурная концепция порогов усталости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – № 1. – С. 106–116.

57. *Развитие* усталостного разрушения в листовой малоуглеродистой стали при комнатной и низкой температурах / С.Я. Ярема, А.Я. Красовский, О.П. Осташ, В.А. Степаненко // Пробл. прочности. – 1977. – № 3. – С. 21–26.
58. *Влияние* структуры стали 03Х13АГ19 на развитие усталостных трещин при нормальной и низкой температурах / О.П. Осташ, С.Я. Ярема, К.А. Ющенко и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1977. – № 6. – С. 56–61.
59. *Влияние* закрытия трещины и асимметрии цикла нагружения на кинетические диаграммы усталостного разрушения при нормальной и низкой температурах / О.П. Осташ, В.Т. Жмур-Клименко, Е.М. Костык, А.Б. Куновский // Там же. – 1987. – № 3. – С. 58–63.
60. *Осташ О.П.* Исследование кинетики низкотемпературного усталостного разрушения конструкционных сталей и алюминиевых сплавов // Автореф. дис. … канд. техн. наук. – Львов, ФМИ АН УССР, 1978. – 21 с.
61. *Иванова В.С.* Усталость и хрупкость металлических материалов.– М.: Наука, 1968.– 214с.
62. *Кудряшов В.Г.* Циклическая вязкость разрушения алюминиевых сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – № 3. – С. 43–47.
63. *Miller G. A.* The dependence of fatigue crack growth rate on the stress intensity factor and the mechanical properties of some high-strength steels // ASM Transactions Quarterly. – 1968. – **61**, № 3. – P. 442–448.
64. *Трощенко В.Т.* Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. – К.: Наук. думка, 1981. – 343 с.
65. *Fracture* toughnees and fatigue crack propagation in high strength steels from room temperature to –180ºC / T. Kawasaki, S. Nakanishi, J. Sawaki et al. // Engng. Fract. Mech. – 1975. – **7**, № 3. – P. 465–472.
66. Влияние цикличности нагружения на характеристики трещиностойкости сталей. Сообщ. I / В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, Ю.С. Скоренко и др. // Пробл. прочности. – 1980. – № 11. – С. 3–10.
67. *Ярема С.Я., Осташ О.П.* О вязкости разрушения материалов при циклическом нагружении // Физ.-хим. механика материалов. – 1978. – № 5. – С. 112–114.
68. *Liaw P.K., Fine M.E.* Fatigue crack propagation in 99,99 and 1100 aluninum at 298 and 77 K // Met. Trans. – 1981. – **12A**, № 11. – P. 1927–1937.
69. *Журков С.Н., Куксенко В.С., Слуцкер А.И.* Образование субмикроскопических трещин в полимерах под нагрузкой // Физика твердого тела. – 1969. – **11**, № 2. – С. 296–307.
70. *Бартенев Г.М., Зуев Ю.С.* Прочность и разрушение высокоэлластичных материалов. – М.: Химия, 1964. – 388 с.
71. *Wei R.P.* Fatigue crack propagation in a high strength aluminum alloy // Int. J. Fract. Mech. – 1968. – **4**, № 2. – P. 159–170.
72. *Yokobori T.A* kinetic theory of fatigue crack propagation // Reports Research Institute Strength and Fracture Materials, Tohoku Univ. – 1969. – **5**, № 1. – P. 19–24.
73. *Ярема С.Я., Осташ О.П.* О применении кинетического уравнения для описания температурной зависимости скорости роста усталостной трещины // Физ.-хим. механика материалов. – 1976. – № 5. – С. 48–51.

74. *McCammon R.D., Rosenberg H.M.* The fatigue ultimate tensile strength of metals between 4.2K and 293 K // Proc. Roy. Soc. – 1957. – **A242**. – P. 243–248.
75. *Беляев С.Е*. Механические свойства авиационных металлов при низких температурах. – М.: Оборонгиз, 1940. – 322 с.
76. *Kenneford A.S., Nichols R.W*. The fatigue properties at low temperatures of a low-carbon and alloy steels // J. Iron and Steel Inst. – 1960. – **194**, № 1. – P. 13–18.
77. *Benham P.P.* Environmental effects in metal fatigue // Environmental Eng. Quarterly. – 1963. – № 5. – P. 15–19.
78. *Bishop S.M., Spretnak J.W., Fontana M.J.* Mechanical properties including fatigue of titanium base alloy at very low temperatures // Trans. ASM. – 1953. – **45**. – P. 993–998.
79. *Андреев Л.П., Новиков И.В.* Зависимость выносливости хромоникелевых сталей от температуры охлаждения // Пробл. прочности. – 1971. – № 9. – С. 56–62.
80. *Долговечность* титанового сплава в вакууме при низких и повышенных температурах / Н.М. Гринберг, В.М. Бойчук, Н.А. Цуриков и др. // Там же. – 1971. – № 4. – С. 36–40.
81. *Гуслякова Г.П., Шетулов Д.И., Соколов Л.Д.* О температурной зависимости характеристик усталости некоторых металлов // Физика и химия обработки материалов. – 1972. – № 1. – С. 156–158.
82. *Покровский В. В.* Исследование влияния чистоты и способа обработки поверхности на выносливость сталей Х18Н10Т, Х16Н6 и сплава АМг6 при нормальной и низких температурах // Пробл. прочности. – 1972. – № 4. – С. 102–104.
83. *Forrest P.G*. Fatigue of Metals. – New York: Pergamon Press, 1962. – 352.
84. *Threshold* for fatigue macrocrack propagation in some aluminum alloys // J. McKittrick, P.K. Liaw, S.J. Kwun, M.F. Fine // Met. Trans. – 1981. – **12A**, № 8. – P. 1535–1539.
85. *Циклическая* трещиностойкость алюминиевых сплавов на стадиях зарождения и роста трещины / В.В. Панасюк, О.П. Осташ, Е.М. Костык и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1987. – № 5. – С. 38–46.
86. *Низкотемпературная* циклическая трещиностойкость высокопрочных сплавов на стадиях зарождения и роста трещины / О.П. Осташ, Е.М. Костык, В.Г. Кудряшов и др. // Там же. – 1990. – № 3. – С. 40–49.
87. *Электронная* микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, З. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан.. – М.: Мир, 1968. – С. 324–331.
88. *Hornbogen E., Zum Gahr K.-H.* Microstructure and fatigue crack growth in a Y–Fe–Ni–Al alloy // Acta Met. – 1976. – **24**, № 6. – P. 581–592.
89. *Venkateswara Rao K.N., Weikang Yu, Ritchie R.O.* Cryogenic toughness of commercial aluminum – lithium alloys: Role of delamination toughening // Met. Trans. – 1989. – **20A**, № 3. – P. 485–497.
90. *Романив О.Н., Ткач А.Н.* Структурный анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения конструкционных сталей // Физ.-хим. механика материалов. – 1987. – № 5. – С. 3–16.
91. *Малоцикловая* усталость титановых сплавов, перспективных для использования в криогенераторостроении / В.А. Стрижало, А.И. Зинченко, А.А. Черный и др. // Пробл. прочности. – 1982. – № 8. – С. 10–15.
92. *Fowlkes C.W., Tobler R.L.* Fracture testing and results for a Ti–6Al–4V alloy at liquid helium temperature // Engng Fract. Mech. – 1976. – **8**, № 3. – P. 487–500.

93. *Кинетика* усталостного разрушения титанового сплава ВТ3-1 / Л.Р. Ботвина, С.Я. Ярема, В.В. Гречко, Л.В. Лимарь // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – № 6. – С. 39–45.

94. *Ярема С.Я., Гречко В.В., Осташ О.П.* Циклическая трещиностойкость листов титанового сплава ВТ20 и ее анизотропия // Там же. – 1980. – № 2. – С. 47–52.

95. *Низкотемпературная* циклическая трещиностойкость титанового сплава 5-028, разработанного в ИПС ЦНИИЧерМет // Отчет о НИР № 10-14 (отв. исп. О.П. Осташ), ФМИ НАН УССР, 1983. – 10 с.

96. *Tobber R.L., Reed R.P.* Fatigue crack growth resistance of structural alloys at cryogenic temperatures // Proc. 2-nd Jnt. Cryog. Mater. Conf., Boulder, Colorado, 1977. – New York–London, 1978. – P. 82–90.

97. *Елкин Ф.М.* Сверхлегкие сплавы.– Магниевые сплавы. – М.: Металлургия, 1978. – Т. 1.– С. 132–137.

98. *Вязкость* разрушения Mg–Li конструкционных сплавов / В.Г. Кудряшов, Ф.М. Елкин, И.И. Гурьев, Н.А. Нарышкина // Физ.-хим. механика материалов. – 1980. – № 1. – С. 69–72.

99. *Сердюк В.А., Гринберг Н.М., Остапенко И.Л.* Исследование усталостного разрушения некоторых магниевых сплавов при комнатной и низкой температурах в вакууме // Там же. – 1979. – № 4. – С. 60–63.

100. *Развитие* усталостных трещин в листах из магниевого сплава МА2-1 / С.Я. Ярема, О.П. Осташ, О.Д. Зинюк, А.Н. Ващенко // Там же. – 1980. – № 1. – С. 64–68.

101. *Исследование* развития усталостных трещин в магниевых сплавах / С.Я. Ярема, О.Д. Зинюк, О.П. Осташ и др. // Там же. –1981. – № 3. – С. 11–18.

102. *Ярема С.Я., Зинюк О.Д.* Циклическая трещиностойкость магниевых сплавов в вакууме, лабораторном и высокоосушенном воздухе // Там же. –1986. – № 4. – С. 60–63.

103. *Зинюк О.Д.* Определение циклической трещиностойкости конструкционных магниевых сплавов и их сварных соединений: Автореф. дис. … канд. техн. наук. – Львов, 1987.–18 с.

104. *Зинюк О.Д.* Влияние режима отжига на циклическую трещиностойкость магниевого сплава ВМД10 // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – № 1. – С. 95–97.

105. *Влияние* вакуума и низкой температуры на скорость роста усталостных трещин в листах из магниевых сплавов / Н.М. Гринберг, В.А. Сердюк, Т.И. Малинкина, А. С. Камышков // Там же.–1982. – № 2. – С. 48–54.

106. *Механические* свойства сварных соединений новых сверхлегких магниевых сплавов / Т.Н. Осокина, А.Б. Каран, Б.Ф. Якушин и др. // Автомат. сварка. – 1978. – № 1. – С. 48–50

РОЗДІЛ 4

ШЛЯХИ ПОЛІПШЕННЯ СЛУЖБОВИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛІВ

4.1. ОПТИМІЗАЦІЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ І ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Алюмінієві сплави. Одним із важливих факторів, що обумовлюють фізико-механічні властивості алюмінієвих сплавів, є їх чистота за домішками заліза і кремнію. Спочатку максимально допустимий вміст цих елементів у сплавах типу Д16 і В95 був на рівні 0,5%. Показано [1, 2], що кількість домішок та їх співвідношення суттєво впливають на ливарні і пластичні властивості алюмінієвих сплавів, їх схильність до утворення гарячих і холодних тріщин під час обробки тиском тощо. Залізо і кремній тут утворюють складні нерозчинні фази, наприклад (Cu, Fe, Mn)Al_6, (Cu, Fe, Mn)$_3Si_2Al_{15}$, Al_7Cu_2Fe, $FeAl_6$, Mg_2Si, які під навантаженням руйнуються у першу чергу. Знижуючи вміст домішок (особливо заліза), можна суттєво підвищити міцність і тріщиностійкість (K_{1c}, K_c) сплавів [3, 4]. Це зумовило появу різновидів сплавів Д16 і В95, що різняться, в основному, допустимим вмістом заліза і кремнію, наприклад, Д16ч (Fe < 0,3%, Si < 0,2%); В95пч (Fe < 0,25%, Si < 0,1%). Дані про вплив кількості надлишкових фаз заліза і кремнію на витривалість сплавів Д16 і В95 суперечливі. У деяких випадках зафіксовано падіння [5], а в інших зростання [6] витривалості гладких зразків зі зменшенням вмісту домішок. Загалом для сплавів підвищеної чистоти (Д16ч, В95пч) не виявлено зростання витривалості порівняно зі сплавами Д16 і В95. Треба зауважити, що значне очищення сплавів типу Д16 і В95 (Fe < 0,1%) може мати негативні наслідки (ріст розміру зерна, схильність до утворення "віяльної" структури), обумовлені спадом модифікувальної дії заліза. Тому у сплави з низьким вмістом цього елемента додають інші модифікатори, зокрема титан і бор, та використовують спеціальні методи литва. Тут з підвищенням чистоти сплаву Д16чТ до рівня Д16очТ довговічність пресованих панелей і вальцьованих плит зростає в 1,2–1,4 рази та швидкість росту втомної тріщини падає в 1,5–1,8 рази [5].

Металургійні способи підвищення витривалості алюмінієвих сплавів складніші проти методів поліпшення їх в'язкості руйнування. Зменшення розміру і кількості інтерметалідів, мінімізація вмісту заліза і кремнію та пом'якшувальні режими старіння, які значно впливають на K_{1c}, не дають помітного виграшу у витривалості. Під час випробувань гладких зразків будь-які

частинки вторинної фази, розташовані в поверхневих шарах, стають джерелом втомного руйнування і зменшують довговічність. Результати досліджень показують [5], що криві втоми (σ–*N*) сплавів Д16 і В95 та Д16ч і В95пч практично збігаються. Серед сплавів цієї системи, що виробляють у США, найчистішим за домішками заліза і кремнію (≤ 0,12% Fe, ≤ 0,1% Si) є сплав 7475 (типу В95пч). Він найперспективніший за високими показниками витривалості, але тільки після термомеханічної обробки. В зістареному на максимальну міцність (Т651) і в перестареному (Т7651 і Т7351) станах, що відповідають прийнятим у нас позначенням Т1, Т2 і Т3, цей сплав за витривалістю не кращий, ніж 7075 (типу В95).

Пом'якшувальні режими старіння також не підвищують витривалість сплавів типу В95 і В95пч, а за низьких амплітуд навантаження вони у стані Т3 менш витривалі, ніж у станах Т1 і Т2. Це пов'язано з полегшенням зародження і росту втомної тріщини [7, 8], зокрема, з переходом від стану Т1 до Т3 зменшуються розмір зони передруйнування d^* і поріг втоми ΔK_{th} (див. розд. 3.4; табл. 3.8). Проте за середніх і високих амплітуд навантаження швидкість росту втомної тріщини в сплавах у стані Т3 найменша, а циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} найвища [7, 8]. Це пов'язано зі зміною механізму впливу когерентних і некогерентних виділень дисперсних фаз на циклічне зміцнення чи зневміцнення сплавів [9].

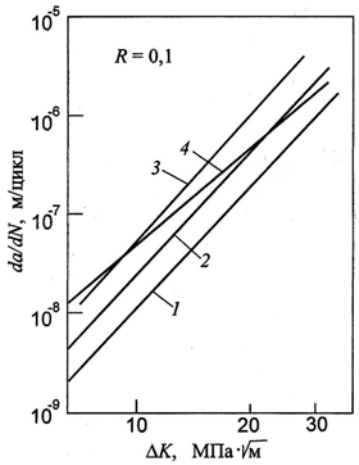


Рис. 4.1. Порівняння діаграм швидкостей росту втомної тріщини у пресованих панелях із сплавів 1163Т (*1*), Д16чТ (*2*), В95пчТ1 (*3*) і В95пчТ2 (*4*) [11]

Різниця міцності і витривалості за наявності концентрації напружень існує також для сплавів типу Д16, Д16ч, Д16оч у станах після природного (Т) і штучного (Т1) старіння. Незважаючи на нижчий рівень міцності, здебільш використовують сплави в природно зістареному стані (Д16чТ, Д16очТ), коли вони володіють рекордними (порівняно з іншими алюмінієвими сплавами) витривалістю і ЦТ [8].

Таким чином, високоміцні дисперсійнотвердіючі алюмінієві сплави можуть мати високу міцність (σ_B) і відносно низький опір втомному руйнуванню, зокрема границю витривалості (σ_{-1R}). Для відпалених сплавів коефіцієнт $æ_\sigma = \sigma_{-1R}/\sigma_B \approx 0{,}5$ найбільший; після холодної деформації вже маємо $æ_\sigma \approx 0{,}33$, а після виділення дисперсних зміцнювальних фаз $æ_\sigma \approx 0{,}25$.

Суттєво збільшити міцність, витривалість і тріщиностійкість можна, підвищуючи чистоту сплавів з одночасним легуванням цирконієм [10–13]. Сплав 1163Т (Д16очТ), який відрізняється від сплаву Д16чТ пониженим вмістом основних легувальних елементів і високою чистотою за домішками заліза (≤ 0,1%) і

кремнію (≤ 0,15%), має порівняно з ним вищу статичну і циклічну тріщиностійкість (табл. 4.1 і рис. 4.1).

Таблиця 4.1

Характеристики статичної і циклічної тріщиностійкості алюмінієвих сплавів [10]

Сплав	K_c^y, МПа·$\sqrt{\text{м}}$	$da/dN \cdot 10^6$, м/цикл при	
		K_{max} = 31 МПа·$\sqrt{\text{м}}$	K_{max} = 47 МПа·$\sqrt{\text{м}}$
Д16Т	105	3,3	21
Д16чТ	135	2,5	12
1163Т	155	2,0	6,5
1161Т	155	1,3	4,5

Примітка: значення K_c^y визначено на пластинах товщиною 6...8 мм і шириною 700...750 мм; $2a_0/B \approx 0{,}3$.

Одночасне пониження вмісту міді в сплаві Д16чТ (до 3,1...3,7%), додаткове легування цирконієм (0,1...0,2%) і підвищення чистоти за домішками до рівня "оч" (сплав 1161Т) спричиняють ріст у 1,3–1,5 рази витривалості зразків з отвором при σ_{max} = 157 МПа і на 10...20% тріщиностійкості K_c^y, а також падіння в 2–2,5 рази швидкості росту втомної тріщини (табл. 4.1), що супроводжується незначним зменшенням (10...20 МПа) границь міцності σ_B і текучості $\sigma_{0,2}$ [12, 13]. Розрахунки на залишкову міцність крила літака з пресованих панелей показали, що в конструкціях зі сплаву 1161Т допустимі напруження досягають 350...360 МПа порівняно з 300 МПа для сплаву Д16чТ [13]. При цьому суттєво зростає період докритичного росту втомної тріщини (рис. 4.2).

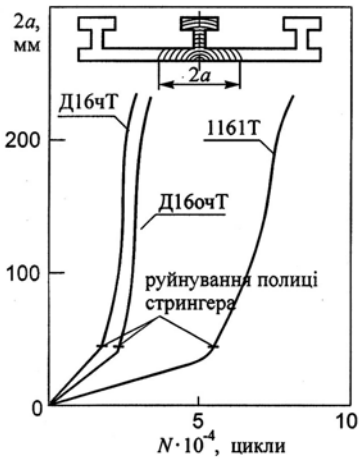


Рис. 4.2. Тривалість поширення втомної тріщини в обшивці від зруйнованого стрингера [13]

Легуванням сплаву В95пч цирконієм (0,09…0,15%) замість марганцю і хрому та обмеженням вмісту заліза до 0,15% (сплав 1973) вдалося підвищити характеристики σ_B і $\sigma_{0,2}$ масивних напівфабрикатів на 30...60 МПа і витривалість при σ_{max} = 157 МПа – в 1,2–1,3 рази та знизити швидкість росту втомної тріщини в діапазоні K_{max} = 30...80 МПа·$\sqrt{\text{м}}$ в 1,2–1,8 рази [12, 13]. Для сплаву 1933, який порівняно зі сплавом В93пч має обмежений вміст заліза (< 0,15%) і легований цирконієм (0,1...0,16%), встановлено значний ріст (20...50%) тріщиностійкості і деяке (в 1,2–1,3 рази) поліпшення втомної довговічності. При цьому, порівняно зі сплавом В95пч, сплави 1973 і 1933 значно менше чутливі до швидкості охолодження під час штампування і кування [12, 13].

Після створення найміцніших сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu (7075 і 7050 за класифікацією США і В95 за російською) вважали, що подальше суттєве підвищення їх міцності неможливе. Проте останнім часом значні успіхи отримано після їх мікролегування скандієм, а також скандієм і цирконієм [14]. Це дозволило одночасно підвищити міцність і пластичність сплавів (факт надзвичайно рідкісний), поліпшити їх оброблюваність, механічні властивості за підвищених і кріогенних температур, корозійні характеристики [14], а також зварюваність і властивості зварних з'єднань [15]. Унікальність впливу скандію на сплави алюмінію пояснюють його електронною будовою, малим атомним радіусом, специфічною кристалічною ґраткою інтерметаліду Al_3Sc та ін. В результаті первинні часточки Al_3Sc володіють сильною модифікувальною дією під час кристалізації легованих скандієм алюмінієвих сплавів, що викликає подрібнення структури виливка. Вторинні частинки Al_3Sc, які виділяються з пересиченого твердого розчину під час термообробки, довго зберігають когерентний зв'язок і дуже повільно ростуть. Вони закріплюють дислокаційні субмежі і сприяють формуванню в деформованих сплавах дрібної рівномірної комірчастої дислокаційної структури, яка володіє високою пластичністю і термічною стабільністю та зумовлює високоенергоємний (коалесценція пор) мікромеханізм руйнування [14]. Зі зменшенням розміру зерна в МШ (як у литому металі) і ЗТВ внаслідок росту температури рекристалізації знижується схильність до утворення гарячих тріщин під час зварювання і поліпшуються механічні властивості зварних з'єднань за нормальної температури [14, 15].

Додатково поліпшують властивості сплавів, легуючи скандієм в поєднанні з перехідними металами, особливо цирконієм, а також використовуючи деформаційне старіння після холодного деформування (вальцювання, кування, волочіння і т.п.) чи термомеханічну обробку з дуже великими (50% і вище) ступенями пластичної деформації. Тоді зерна металу мають мікронні чи навіть субмікронні розміри, а наноструктурований сплав переходить у надпластичний стан, що зумовлює висока температура його рекристалізації [14]. Характеристики деяких традиційних і нових алюмінієвих сплавів наведено в табл. 4.2.

Термічно незміцнювані сплави системи Al–Mg (АМг6) є відомими зварюваними, проте низькоміцними матеріалами авіакосмічної техніки. Їх механічні властивості (а також зварних з'єднань) також суттєво поліпшуються після легування скандієм і цирконієм (див. табл. 4.2). Сплави системи Al–Mg–Zr–Sc є природно надпластичними. В них легко створюється дрібнозерниста структура, а поєднання такої структури з практично повною відсутністю рекристалізації забезпечує умови для надпластичної деформації [14].

Алюмінієво-літієві сплави – особлива група зварюваних термічно-зміцнюваних матеріалів, в яких літій визначає зниження їх питомої маси і зростання модуля пружності. Сплави системи Al–Cu–Li (1460) з додатками цирконію і скандію за міцності 540...600 МПа, густини 2,6 г/см^3 і модуля пружності 80 ГПа забезпечують зниження маси конструкцій на 15...20%. Особли-

вістю сплаву 1460 є одночасний ріст міцності і пластичності за кріогенних температур, що робить його перспективним для виробництва зварюваних кріогенних конструкцій, зокрема паливних баків літаків нового покоління [15]. При цьому понижену міцність зварних з'єднань сплавів типу 1420 і 1460 (табл. 4.2) можна підвищити вибором відповідної технології зварювання і термічної обробки [15].

Таблиця 4.2

Властивості традиційних і нових алюмінієвих сплавів, легованих скандієм і цирконієм (за даними праць [14, 15])

Сплав	Хімічний склад, мас.%	Обробка	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ, %
			МПа		
АМг6	Al–6Mg–0,6Mn	Відпал	343/336	167	25
01570	Al–6Mg–0,2Mn–0,1Zr–0,3Sc	– // –	421/398	314	20
– // –	Al–5,6Mg–0,6Mn–0,15Zr–0,25Sc	Екструзія при 300°С	480/394	405	12
1420	Al–5,2Mg–2Li–0,1Zr	Гартування + + старіння	454/310	330	14,5
1460	Al–2,8Cu–2,2Li–0,1Zr–0,1Sc	– // –	525/295	457	8
В95очТ2	Al–5,75Zn–2,3Mg–1,7Cu–0,4Mn–0,17Cr	Гартування + + старіння	540	490	11
В96ц-3Т2	Al–8,1Zn–2Mg–1,7Cu–0,15Zr	– // –	610	580	10
Типу В96	Al–8,8Zn–2,7Mg–2,4Cu–0,2Mn–0,18Zr	Гартування + + старіння (Т6)	728	649	8,9
– // –	Al–8,9Zn–2,6Mg–2,4Cu–0,19Mn–0,15Zr–0,31Sc	– // –	763	690	8,4
– // –	Al–10,3Zn–2,7Mg–1,3Cu–0,4Mn–0,15Zr–0,49Sc	Екструзія + + гартування + + старіння (Т6)	793	738	8,7
– // –	Al–12Zn–3,3Mg–1,2Cu–0,4Mn–0,13Zr–0,49Sc	– // –	820	790	5,8

Примітка: в знаменнику – значення σ_B для зварних з'єднань.

Позитивний вплив скандію і цирконію зафіксовано також у високолегованих алюмінієвих сплавах, зокрема системи Al–Zn–Mg–Cu, які є основним конструкційним матеріалом аерокосмічної техніки [16]. При цьому вдалося підвищити вміст цинку до 10...12% і забезпечити рівень міцності 800...820 МПа (табл. 4.2). Границя текучості $\sigma_{0,2}$ таких високолегованих сплавів при –196°С зростає до 1000 МПа, а пластичність після певних термообробок задовільна, тому високоміцні алюмінієві сплави, леговані скандієм, можуть конкурувати з титановими при кріогенних температурах завдяки їх меншій вартості, питомій вазі і схильності до водневого окрихчення [14].

Проте треба відмітити, що незважаючи на ріст стандартних механічних характеристик, для нових алюмінієвих сплавів виявлено в окремих випадках негативні наслідки. Зокрема [8], подрібнення зерна в сплаві 01570 у кілька разів знижує поріг втоми ΔK_{th} порівняно з відомими сплавами; сплави 01570 і 1420Т1 схильні до низькотемпературного окрихчення за високоамплітудного циклічного навантаження (див. розд. 3.4).

Титанові сплави. Завдяки високій питомій міцності ці сплави стали одними з найважливіших серед конструкційних матеріалів авіакосмічної техніки. Їх високі експлуатаційні характеристики отримують спеціальними термічними і термомеханічними обробками [17], мета яких – сформувати мікроструктурні стани, що забезпечують баланс міцності і пластичності, витривалості, тріщиностійкості, опору повзучості. Такі вимоги складно задовольнити за допомогою традиційних схем обробки. Рівновісні мікроструктури, сформовані термомеханічною обробкою в (α+β)-області, пластичні і витривалі, але менш тріщиностійкі і слабше опираються повзучості. Повністю пластичним мікроструктурам, отримуваним обробкою в однофазній β-області, навпаки, властиві високий рівень тріщиностійкості та опір повзучості, проте незадовільна пластичність і опір малоцикловій втомі. Компромісом між грубозернистими пластинчастими і рівновісними є бімодальні мікроструктури, проте, вони вимагають складної технології обробки [17].

Оптимальний підхід до комплексного поліпшення механічних властивостей високоміцних титанових сплавів базується на т. зв. швидкісній термообробці, основною технологічною операцією якої є швидке неперервне нагрівання в β-області з наступним контрольованим охолодженням [17]. У результаті отримують повністю пластинчасту голчасту (α+β)-мікроструктуру (для (α+β)-сплавів) або зміцнену виділеннями β-мікроструктуру (для β-сплавів), яка формується в межах дрібних і суворо контрольованих за розміром зерен β-фази. Крім цього, субмікроструктура зерен після швидкісної термообробки дисперсніша завдяки мікросегрегаціям легувальних елементів у високотемпературній β-фазі. Такий подвійний мікроструктурний ефект швидкісної термообробки відкриває широкі можливості для керування мікроструктурою і, як наслідок, комплексом механічних властивостей титанових сплавів [17]. Наприклад, для одного з найуживаніших на практиці (α+β)-сплаву ВТ6 (Ti–6Al–4V), який після традиційної обробки має σ_B = 900...1100 МПа, δ = 5...7 %, σ_{-1} = = 500...550 МПа, після швидкісної термообробки і отримання дрібнозернистої (30...50 мкм) пластинчастої мікроструктури мартенситного типу зафіксовано σ_B = 1270 МПа, δ = 14%, σ_{-1} = 750 МПа, K_{Ic} = 75 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ [17]. Набагато вищу міцність досягнуто швидкісною термообробкою сплаву ВТ23 (Ti–0,5Al–2,0Mo–4,5V–1Cr–1Fe), де отримано рекордну для (α+β)-сплавів міцність до 1900 МПа [18]. При цьому, щоб усунути окрихчення межами зерен, розмір самих зерен не повинен перевищувати 20 мкм.

У β-сплавах високий рівень міцності досягають дисперсійним зміцненням за рахунок дисперсних виділень α-фази під час розпаду метастабільної β-фази. Розмір β-зерен часто є тим фактором, що обмежує практичне застосування

β-сплавів з високою границею текучості, оскільки у зміцненому стані вони стають надто крихкими, коли розмір зерна перевищує деяке критичне значення. Зокрема, для отримання задовільної пластичності за границі текучості вище 1500 МПа необхідно порібнити зерно до 10 мкм [17]. Сплав типу ВТ22 після холодної деформації в гартованому з β-області (однофазному) стані і наступної рекристалізації швидкісним нагрівом має мікроструктуру з розміром зерна 7...10 мкм і поєднує високу міцність і пластичність: $\sigma_{0,2}$ = 1600 МПа, σ_B = 1640 МПа, δ = 8%, ψ = 22% [17].

Новітні тенденції у розробці нового покоління титанових сплавів пов'язані з їх зміцненням силіцидами, боридами, силіко-боридами та інтерметалідами, тобто створенням, по суті, композитів (металокерамічних сплавів) [19, 20]. Завдяки подібності діаграм стану Ti–Si та Fe–C (наявність евтектики, евтектоїда та обмеженої розчинності другого елемента) можна залежно від вмісту кремнію розробляти матеріали, в яких зміцнювальна силіцидна фаза керамічного типу Ti_5Si_3 виділяється під час термообробки у твердому стані (до 2% Si) – "титанові сталі", або під час евтектичної кристалізації (2...8% Si) – "титанові чавуни". У першому випадку сплави можна піддавати усім видам термічної обробки, притаманним звичайним сталям, а можливість мартенситного β→α-перетворення робить їх подібність до сплавів системи залізо–вуглець ще виразнішою [20].

Сплави системи Ti–B, де у твердому стані бор майже не розчиняється, теж належать до групи "титанових чавунів". Сплави системи Ti–Si перспективні для створення жароміцних матеріалів, а Ti–B – для матеріалів з високою питомою жорсткістю. Очевидно, що сплави системи Ti–B–Si значною мірою поєднують властивості обох систем, а їх легування алюмінієм, цирконієм, ніобієм тощо сприяє поліпшенню службових характеристик. Зокрема, алюміній підвищує міцність, жароміцність та жорсткість. Зі збільшенням концентрації цирконію формується новий тип евтектики, яка базується на новій фазі типу $(Ti, Zr)_2Si$ і відрізняється надзвичайною дисперсністю, що визначає перспективу подальшого підвищення міцності композитів [20].

На литих сплавах системи Ti–Si–Al–Zr за питомої густини ~ 4,5 г/см^3 досягнуто міцності $\sigma_B \leq$ 1500 МПа, модуля Юнґа 140...159 ГПа, твердості 40...50 HRC, коефіцієнта теплопровідності 4...9 Вт/м·град [19, 20]. Проте вони мають низьку пластичність (до 1%) та відносно невисоку тріщиностійкість (K_{Ic} = 15...20 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$). Термомеханічна обробка з високими (до 90%) ступенями деформації поліпшує міцність і пластичність "титанових чавунів" за деякого зниження жароміцності. Поєднанням високої міцності і пластичності відрізняються термодеформовані "титанові сталі". Коли деформують у β-області, наступне мартенситне перетворення підвищує жароміцність та міцність. Завершення деформації в α-області призводить до кращої комбінації міцності та пластичності. Деформовані сплави відрізняються достатньо високою в'язкістю руйнування зразків з гострим вирізом $K_{Ic}^{\rho} \leq$ 40 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ та пластичністю δ = 4...6% [20].

Сплави системи Ti–Si–Al–Zr демонструють вищу, порівняно з високоміцними сталями, порогову ЦТ: ΔK_{th} = 4...5 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ в литому і термодеформованому станах; ΔK_{th} = 6...8 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ після термічної обробки. При цьому циклічна в'язкість руйнування $\Delta K_{fc} \le 25$ МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ в 1,5–2 рази менша, ніж традиційних титанових сплавів [21–23]. Ці сплави корозійнотривкі, володіють високим опором росту корозійно-втомних тріщин (рис. 4.3 *а*). Їх міцність і ЦТ не змінюються під впливом підвищених температур, а окремі з них задовільно функціонують за високих (до 700...800°С) температур (рис. 4.4).

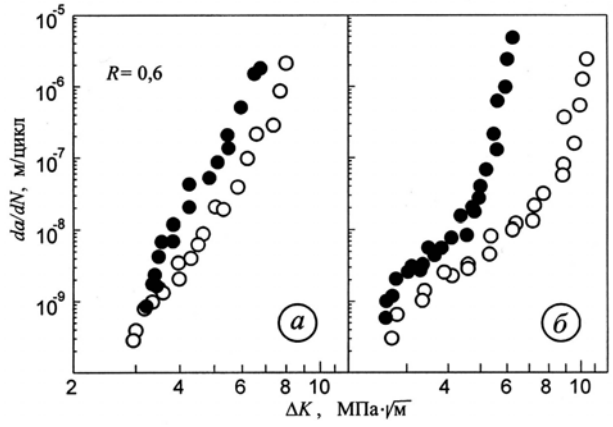


Рис. 4.3. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в литому (*а*) і термодеформованому (*б*) сплаві Ti–4Si–3Al–5Zr на повітрі (○) і в 3% NaCl (●)

Як показують результати досліджень [22, 23], термомеханічна обробка сплавів системи Ti–Si–Al–Zr, спрямована на поліпшення фізико-механічних властивостей [20], може знизити їх корозійну (особливо за високої асиметрії циклу навантаження) і високотемпературну ЦТ, порівняно з литими структурами (рис. 4.3 і 4.4).

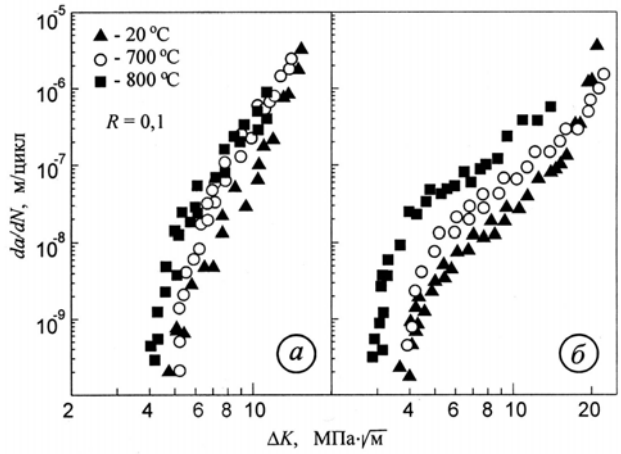


Рис. 4.4. Вплив високих температур на кінетику втомної макротріщини в литому сплаві Ti–4Si–5Al–5Zr (*а*) і термодеформованому (1050°С, 90%, відпуск 600°С) Ti–4Si–3Al–5Zr (*б*)

Враховуючи комплекс фізико-механічних характеристик сплавів системи Ti–Si–Al–Zr, їх у першу чергу можна вважати перспективними конструкційними матеріалами для газотурбінних авіадвигунів та інших енергетичних

установок. Зважаючи на високу твердість та температурну стабільність керамічної фази, ці сплави можна використовувати в рухомих зносотривких з'єднаннях авіаційних трубопроводів, які працюють за підвищених температур.

4.2. НОВІ ПІДХОДИ ДО ПІДВИЩЕННЯ КОРОЗІЙНОЇ ТРИВКОСТІ ВИРОБІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Зміцнювальна термічна обробка (гартування та старіння) формує гетерогенну структуру алюмінієвих сплавів, яка забезпечує оптимальний рівень міцності та пластичності [2]. Водночас така структура негативно впливає на корозійну тривкість. Тому для її підвищення використовують різні методи: – плакування поверхні чистим алюмінієм, анодне оксидування, нанесення ЛФП [24]. Реалізація цих підходів забезпечує підвищення опору корозії, але викликає зниження втомної довговічності виробів.

Перспективною для зміни електрохімічних властивостей приповерхневих шарів, а відтак, корозійної тривкості виробів з алюмінієвих сплавів є модифікація та створення гомогенізованої структури в приповерхневих шарах. Широкі можливості тут відкриває термічна обробка деформівних алюмінієвих сплавів у вакуумі [25, 26].

Встановлено [27–29], що за обробки у вакуумі (10^{-3}...10^{-2} Па) виробів із алюмінієвих сплавів різних систем (Al–Cu–Mu–Mg, Al–Zn–Mg, Al–Mg–Li) електрохімічні властивості приповерхневих шарів формують такі процеси (рис. 4.5): збіднення металу легувальними елементами з високою реакційною здатністю (Mg, Zn, Li) шляхом їх сублімації; гомогенізація структури та фазового складу шляхом дисоціації та розчинення зміцнювальних фаз, що супроводжується зниженням твердості; видалення водню; утворення мікрорельєфу сублімації.

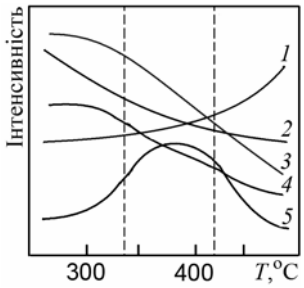


Рис. 4.5. Схема реалізації фізико-хімічних процесів під час обробки алюмінієвих сплавів у вакуумі:
1 – формування поверхневого рельєфу;
2 – зневоднювання; *3* – зниження поверхневої твердості; *4* – зниження концентрації легувальних елементів; *5* – корозійна тривкість

Тому, визначаючи оптимальні параметри вакуумної обробки, необхідно враховувати залежність інтенсивності вказаних процесів від температури та тривалості ізотермічної витримки (рис. 4.5).

Термообробка у вакуумі (10^{-3}...10^{-2} Па) при температурах < 300°С та нетривалих витримках (до 2...3 год) спричиняє часткове видалення водню та інших шкідливих домішок. Одночасно протікає сублімація, яка сприяє змен-

шенню вмісту легувальних елементів у твердому розчині. При цьому не зафіксовано суттєвих змін у структурі та фазовому складі приповерхневих шарів, за винятком незначного зниження мікротвердості. Оскільки електрохімічні властивості практично не змінюються, вакуумну обробку в цьому температурному інтервалі можна рекомендувати для зняття залишкових напружень та зниження вмісту водню.

В інтервалі 350...400°С інтенсифікуються, в першу чергу, процеси сублімації легувальних елементів, що суттєво позначається на фазовому складі, мікротвердості та електрохімічних властивостях приповерхневих шарів алюмінієвих сплавів. Зі зменшенням вмісту магнію, цинку, літію в твердому розчині внаслідок сублімації створюються термодинамічні передумови до дисоціації та розчинення зміцнювальних фаз, характерних для деформівних алюмінієвих сплавів. Експериментально підтверджено, що дисоціація зміцнювальних фаз є основним фактором інтенсифікації сублімації магнію, цинку, літію. Наслідком вказаних процесів є гомогенізація структури та зниження мікротвердості приповерхневих шарів на глибину 30...40 мкм (рис. 4.6), при цьому розвинутий рельєф сублімації не утворюється, що позитивно впливає на корозійну тривкість.

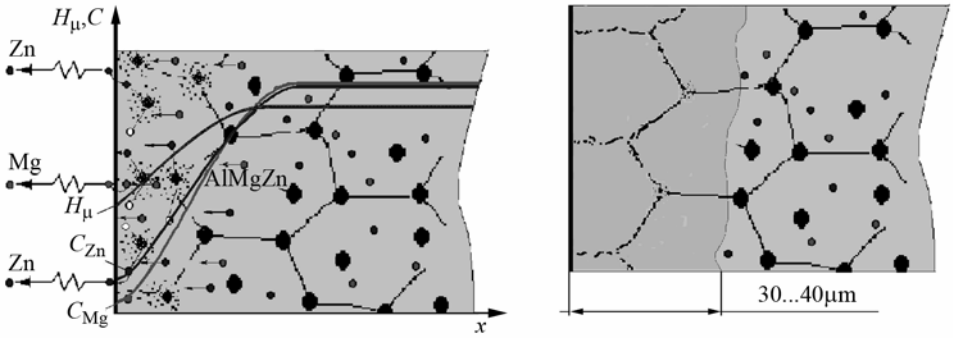


Рис. 4.6. Схема формування гомогенізованої структури у приповерхневих шарах алюмінієвих сплавів вакуумною термообробкою

Підвищення температури > 420°С негативно впливає на рельєф поверхні і, хоча при цьому утворюється шар гомогенізованої структури глибиною ~50 мкм та максимально видаляється водень, корозійна тривкість має тенденцію до зниження (рис. 4.5). Причиною цього є сповільнене формування захисного оксидного шару на поверхні з розвинутим рельєфом сублімації. Обробка за цих температур також знижує пластичність та корозійну довговічність.

Таким чином, керуючи температурою та газодинамічними параметрами термообробки у вакуумі виробів з алюмінієвих сплавів, можна суттєво підвищити корозійну тривкість та довговічність. Враховуючи той факт, що зі збільшенням температури та тривалості витримки формування гомогенізованої структури супроводжується утворенням мікрорельєфу сублімації, необхідною умовою, яка забезпечує високий рівень корозійної тривкості, є наявність гомогенізованої структури без розвинутого рельєфу сублімації.

Практична реалізація такого підходу можлива шляхом залучення до стандартної технології зміцнювальної обробки попереднього вакуумного відпалу або штучного старіння у вакуумі (рис. 4.7).

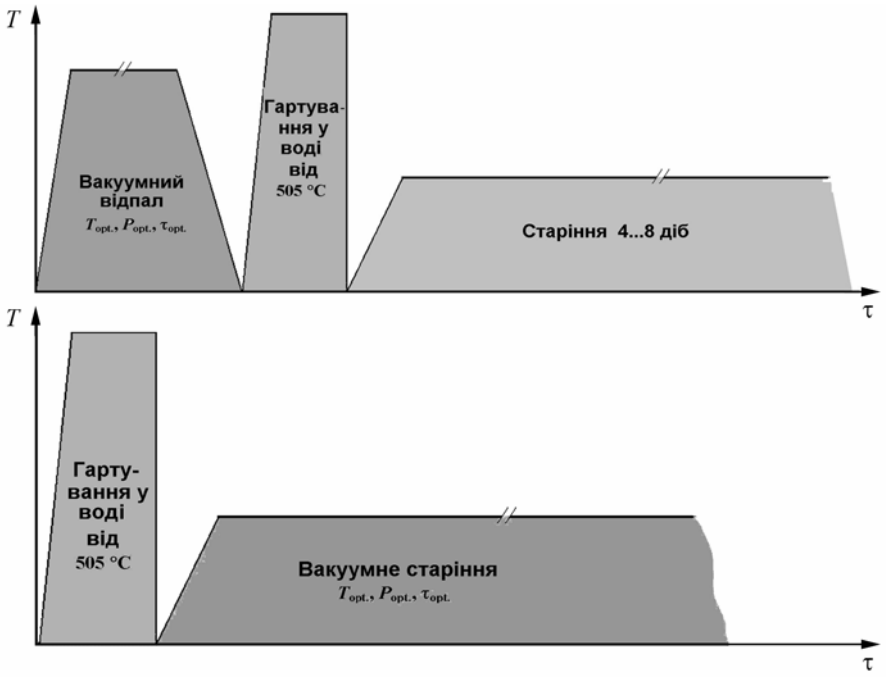


Рис. 4.7. Схеми реалізації вакуумної обробки в штатній технології термообробки

Експериментально підтверджено, що максимальний ефект для сплавів систем Al–Cu–Mu–Mg, Al–Zn–Mg досягається відпалом у вакуумі (10^{-3}...10^{-2} Па) при 350...400°С впродовж 2–4 год (табл. 4. 3).

Таблиця 4.3

Вплив вакуумного відпалу на механічні та електрохімічні властивості алюмінієвого сплаву Д16 (система Al–Cu–Mg–Mn)

Режим обробки	Глибина збідненого шару, мкм	Механічні властивості			Малоциклова довговічність у 3% NaCl, ε = 0,75% циклів	Густина струму у 3% NaCl $i_{кор.}$, мА/м^2	
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ		24 год	480 год
		МПа		%			
1	2	3	4	5	6	7	8
Стандартна обробка							
Відпал на повітрі, 420°С, 4 год, гартування + старіння протягом 8 діб	–	443	290	16,5	$2{,}0\times10^4$	20	40

Продовження табл. 4.3

1	2	3	4	5	6	7	8
Вакуумний відпал							
Вакуумний відпал, 350°С, 4 год, гартування + старіння на повітрі протягом 8 діб	40	460	287	21,5	$4{,}2\times10^4$	0,4	0,6

Для сплавів системи Al–Mg–Li можна забезпечити позитивний ефект, використовуючи штучне старіння у вакуумі (10^{-3}...10^{-2} Па) при 220°С протягом 12 год (табл. 4. 4).

Таблиця 4.4

Вплив вакуумного старіння на механічні й електрохімічні властивості алюмінієвого сплаву 01420 (система Al–Li–Mg)

Режим обробки	Глибина збідненого шару, мкм	Механічні властивості			Малоциклова довговічність у 3% NaCl, ε = 0,75% циклів	Густина струму у 3% NaCl $i_{кор.}$, мА/м^2	
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ		24 год	480 год
		МПа		%			
Стандартна обробка							
Гартування, штучне старіння 220°С, 12 год	–	436	272	13,5	$2{,}2\times10^4$	2,0	6,2
Старіння у вакуумі							
Гартування, штучне старіння у вакуумі 10^{-5} мм рт. ст., 220°С, 12 год	30	437	280	14,5	$2{,}8\times10^4$	1,0	1,5

Запропонований підхід забезпечує:

- підвищення корозійної тривкості деталей складної геометричної форми, виготовлених з неплакованих алюмінієвих сплавів у 2–5 рази зі збереженням рівня міцності та втоми;
- зниження концентрації водню в металі;
- оброблення деталей будь-якої складної форми;
- поєднання зі зміцнювальною термічною обробкою у єдиному технологічному циклі;
- екологічну чистоту.

4.3. НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНЕ ВИПРАВЛЯННЯ ВИРОБІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

У процесі повного циклу термічної обробки виробів із алюмінієвих сплавів виникають значні напруження, обумовлені фазовими перетвореннями, що спричиняє суттєве жолоблення виробів. Для його усунення використовують виправляння, деформуючи статичним навантаженням ділянки виробів, які не відповідають заданим геометричним розмірам. Основним критерієм роботоздатності виробів є запас пластичності. Допускна деформація під час виправляння строго обмежена: $\varepsilon \le 0{,}4$–$0{,}6\%$ (для сплаву Д16 до 0,4%, 1201 – 0,6%, 1420 – 0,4% [30, 31]), оскільки перехід за допускні параметри може викликати значне падіння пластичності матеріалу і, як наслідок, ресурсу виробів. Однак обмеження допускної деформації виправлення призводить до того, що деталі встановлюють із відхиленнями за геометричними розмірами, що зумовлює суттєві складальні напруження.

Багато деформівних алюмінієвих сплавів різних систем стають пластичними за низьких температур [32–37]. Тому, деформуючи їх за таких умов, можна збільшити допускні норми попереднього деформування, не знижуючи запас пластичності. Виправляння в охолодженому стані моделювали статичним деформуванням. Пластичність сплавів оцінювали, зіставляючи відносне видовження матеріалу при 293 K (δ, %), попередню деформацію при температурі виправляння ($\delta_д$, %) та залишкову пластичність – видовження матеріалу після попереднього деформування ($\delta_з$, %). Деформацію виправляння вибирали між деформаціями початку течіння і руйнування. Умови збереження запасу пластичності матеріалу визначали після низькотемпературного виправляння. Для цього фіксували зміни характеристик пластичності алюмінієвих сплавів у діапазоні від 293 K до температури рідкого азоту ~ 77 K (рис. 4.8)

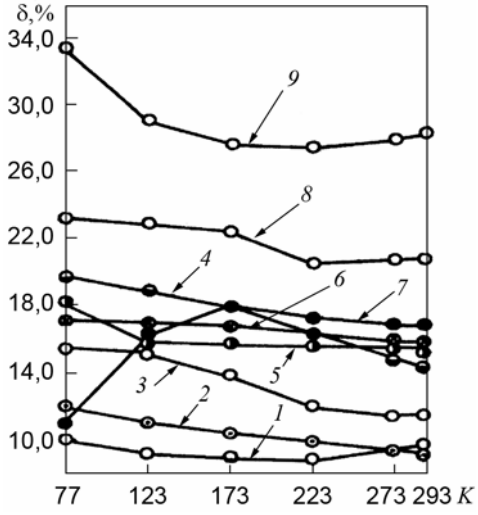


Рис. 4.8. Температурна залежність відносного видовження сплавів: *1* – Д19АТ1; *2* – Д16чАТ1; *3* – 1450Т1; *4* – 1420ТТ1; *5* – 1460Т1; *6* – АК4-1; *7* – В95Т1; *8* – 1430Т1; *9* – 1451Т1

Для сплаву Д16чАТ1 зі зниженням температури течіння стабілізується, відносне видовження рівномірно зростає – при ~ 77 K на ~ 28%. Пластичність сплаву Д19АТ1 під час охолодження до температури 123 K дещо знижується, але у діапазоні 123÷77 K він пластифікується і δ досягає значень, вищих за вихідні. Пластичність жароміцного сплаву АК4-1 підвищується у всьому діа-

пазоні охолодження. Охолодження при 223÷77 К збільшує відносне видовження до 17%, що на 7,5% вище вихідного. Внаслідок охолодження до 173 К пластичність високоміцного алюмінієвого сплаву В95Т1 зростає, але з подальшим охолодженням знижується до 11% при 77 К, що становить 65% вихідного.

Пластичність алюміній-літієвих сплавів загалом підвищується зі зниженням температури до ~ 77 К (рис. 4.8). Зокрема, відносне видовження сплаву 1420ТТ1 при 77 К перевищує вихідне на ~ 36%, сплаву 1450Т1 – на ~ 30%, а сплаву 1430Т1 – на ~ 10%.

Охолодження сплаву 1451Т1 до 173 К, а сплаву 1460Т1 до 123 К дещо зменшує їх пластичність, однак з подальшим зниженням температури пластичність першого перевищує вихідну на ~ 15%, а другого – на ~ 8% (рис. 4.8). Отже, термовиправляти алюмінієві сплави типу дуралюмін, високоміцні, жароміцні чи сплави АЛС слід, охолодивши до температури ефективного пластифікування. Моделювання процесу виправляння сплавів типу дуралюмін чи АЛС за різних температур (від 293 до 77 К) свідчить, що при 293 К попередня деформація сплавів типу Д16 обмежена 0,2…0,6%, а сплавів типу АЛС – 0,5%. З перевищенням цього рівня запас пластичності падає (табл. 4.5). Однак достатньо знизити температуру деформування сплавів типу дуралюмін нижче 173 К, а сплавів АЛС – нижче 123 К, як спостерігається ефект пластифікування, який дозволяє зберегти запас пластичності. Зокрема, виправляння сплаву Д16АТВТ1 при 173 К на 1,5%, а при 77 К на 0,8...5,0% зберігає запас пластичності. Виправляння сплаву 1450Т1 за цих температур підвищує запас пластичності на 2,6...3,7%, коли попереднє деформування становить 0,9...3,5%. При температурі рідкого азоту запас пластичності сплаву 1460Т1 (2,4…3,4%) підвищується до 1,0…4,0%.

Таблиця 4.5

Зміна характеристик пластичності алюмінієвих сплавів залежно від умов деформування

Сплави	Температура, К	Пластичність δ, %	Попередня деформація $\delta_д$, %	Залишкова пластичність δ, %
1	2	3	4	5
Д16АТ1	293	9,4	0,6	9,0
			2,0	6,8
			3,0	5,3
			5,0	3,0
	173	–	0,8	8,8
			1,5	8,0
			3,0	6,0
	77	–	0,8	8,8
			1,5	8,2
			4,0	5,6
			5,0	4,8

Продовження табл. 4.5

1	2	3	4	5
Д16чАТ1	293	9,4	0,2	9,2
			0,4	8,8
			0,8	8,5
			2,2	5,5
	77	–	0,7	9,9
			2,5	7,7
1420Т1	293	14,4	0,6	13,4
			3,0	10,8
	77	–	0,6	15,0
			2,5	13,1
1450Т1	293	11,7	0,8	10,2
			2,0	8,8
	123	–	1,0	14,0
			3,0	12,4
	77	–	0,9	13,8
			3,5	10,8
1460Т1	293	15,6	0,5	15,0
			2,5	11,7
	77	–	1,0	18,0
			4,0	14,0

Таким чином, пластифікуючи сплави за кріогенних температур, можна розширити рівні допускного деформування виробів під час виправляння без зниження запасу пластичності.

4.4. ПІДВИЩЕННЯ ОПОРУ МАТЕРІАЛІВ ЗАРОДЖЕННЮ ВТОМНИХ ТРІЩИН НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНИМ ПОВЕРХНЕВИМ ПЛАСТИЧНИМ ДЕФОРМУВАННЯМ

Втомне руйнування деталей машин, як правило, починається шляхом зародження поверхневих тріщин (див. розд. 1.3). Внаслідок цього процес суттєво залежить від стану поверхні виробу (шорсткості, структурних приповерхневих дефектів, залишкових напружень тощо). Тому поверхневе пластичне деформування (ППД), створюючи стискальні залишкові напруження, формуючи сприятливу мікрогеометрію поверхні, змінюючи закономірності течіння матеріалу в приповерхневому шарі і т. д., підвищує витривалість деталей. Ефективність ППД, у свою чергу, залежить від структурних і механічних

властивостей зміцнюваного матеріалу. Найвідчутніше ППД позитивно впливає на витривалість високоміцних матеріалів, а для низькоміцних іноді спостерігають її зниження. За низьких температур міцність матеріалів значно зростає, змінюються закономірності їх пластичного деформування і, як результат, підвищується ефективність ППД. Це підтверджують дані дослідження впливу ППД методом віброобробки (ВО) у рідкому азоті (температура –196°С) на зародження втомних макротріщин у зразках з алюмінієвого сплаву В95пчТ2 і сталі 65Г [38]. Поверхню гладких циліндричних зразків і дно бокового вирізу в дискових компактних зразках обробляли вібруючими стрижнями ∅ 2 мм з енергією удару $E = 2\times10^{-4}$ Дж протягом 15 хв. Замірами мікротвердості встановлено, що ВО на повітрі зміцнює матеріал у зоні вершини концентратора на 20...25% для сплаву В95пчТ2 і сталі 65Г. Глибина зміцненого шару становить 200...300 мкм (рис. 4.9). Відповідна ВО в рідкому азоті впливає сильніше: зміцнення до 50% в обох матеріалах зі зростанням глибини зміцненого шару до 300...400 мкм. Таким чином, порівняно з традиційною ВО за нормальної температури, яка підвищує мікротвердість на 25...35% [39], ВО при –196°С в 1,5–2 рази ефективніша.

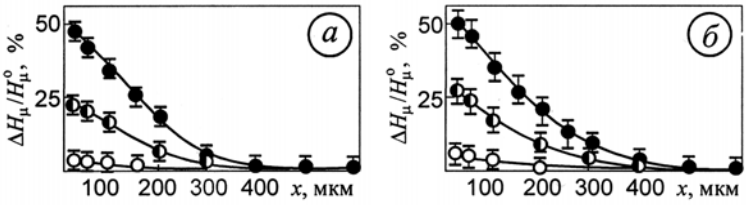


Рис. 4.9. Зміна відносного приросту мікротвердості вглиб зміцненого шару зразків із сплаву В95пчТ2 (*а*) і сталі 65Г (*б*) у вихідному стані (○) та після ВО за нормальної (◐) і низької (●) температур

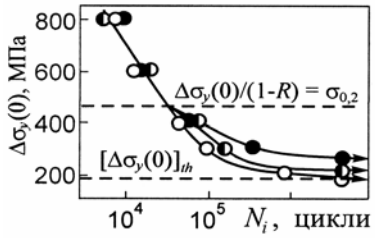


Рис. 4.10. Залежність кількості циклів N_i до зародження втомної макротріщини від розмаху напружень $\Delta\sigma_y(0)$ у вершині вирізу для зразків із сплаву В95пчТ2 після ВО за нормальної (◐) і низької (●) температур, а також у вихідному стані (○)

Втомні випробування компактних зразків із сплаву В95пчТ2 за асиметрії циклу навантаження $R = 0{,}1$ показали, що вплив ВО на зародження макротріщини завдовжки $a \approx 0{,}3$ мм залежить від розмаху напружень $\Delta\sigma_y(0)$ у вершині концентратора і посилюється з його зниженням (рис. 4.10). Порогове значення $[\Delta\sigma_y(0)]_{th}$ опору зародженню втомної макротріщини в зразках після ВО за нормальної і низької температур підвищується на 16 і 40% проти зразків у вихідному стані. При цьому довговічність віброоброблених зразків зростає. Наприклад, при $\Delta\sigma_y(0) = 300$ МПа кількість циклів до зародження втомної макротріщини у віброоброблених на повітрі зразках збільшується в 2–3 рази

проти з вихідних, що узгоджується з відомими результатами інших авторів [39]. Для віброоброблених у рідкому азоті зразків зафіксовано ріст довговічності у 4–6 разів.

Аналогічними дослідженнями зразків з концентраторами напружень із сталі 65Г помітного впливу ВО на довговічність не виявлено (рис. 4.11, крива *1*). Проте для гладких зразків з цієї сталі встановлено ефективний вплив ВО на опір зародженню втомної макротріщини (рис. 4.11, криві *2*). Зокрема, границя витривалості, яка в основному обумовлена стадією зародження макротріщини (див. розд. 1.3.2), для віброоброблених у рідкому азоті зразків зростає на 40% проти вихідних.

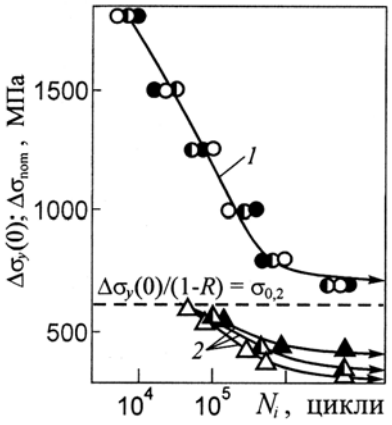


Рис. 4.11. Залежність кількості циклів N_i до зародження втомної макротріщини від розмаху напружень $\Delta\sigma_y(0)$ у вершині вирізу в зразках з концентратором напружень (крива *1*) і від розмаху номінальних напружень $\Delta\sigma_{nom}$ у гладких зразках (криві *2*) із сталі 65Г після ВО за нормальної (◭, ◐) і низької (▲, ●) температур та у вихідному стані (△, ○)

Отримані відмінності у довговічності гладких і надрізаних зразків після ППД пояснюють [38] схильністю матеріалів до циклічного зміцнення чи зневміцнення. Вплив ВО (рис. 4.10 і 4.11) проявляється, коли рівень напружень у зоні передруйнування не перевищує границю текучості $\sigma_{0,2}$ матеріалу. В алюмінієвому сплаві В95пчТ2, який циклічно зневміцнюваний, втомна макротріщина зароджується в гладких і надрізаних зразках за напружень, нижчих за значення $\sigma_{0,2}$ матеріалу [40], що і визначає ефективність ППД в обох випадках. У циклічно зміцнюваній сталі 65Г рівні локальних напружень, за яких зароджуються втомні макротріщини біля концентраторів напружень, перевищують границю текучості $\sigma_{0,2}$ і вплив ВО тут відсутній. Спостережуваний ефект ВО для гладких зразків із сталі 65Г також нівелюється, коли максимальні напруження циклу навантаження $\Delta\sigma_{nom}/(1 - R) \approx \sigma_{0,2}$ (рис. 4.11, криві *2*).

Таким чином, ППД в умовах низьких температур ефективніше підвищує витривалість виробів, ніж традиційні методи ППД при нормальній температурі. При цьому ефект ППД деталей з конструктивними концентраторами напружень визначається схильністю конструкційного матеріалу до циклічного зміцнення чи зневміцнення. ППД зумовлює ріст опору зародженню втомної макротріщини, якщо експлуатаційні навантаження не перевищують значення $\sigma_{0,2}$ цього матеріалу в локальних об'ємах біля обробленої поверхні.

4.5. МЕТАЛУРГІЙНІ І ТЕХНОЛОГІЧНІ ФАКТОРИ ПІДВИЩЕННЯ ВИТРИВАЛОСТІ І ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ

Високоміцна середньолегована сталь 30ХГСН2А, зміцнювана гартуванням з наступним низьким відпуском (σ_B = 1600...1850 МПа), є одним з основних матеріалів для виготовлення силових деталей планера, у тому числі шасі. В її складі відсутні дефіцитні легувальні елементи, вона характеризується високою технологічністю, низькою вартістю. Однак за питомою міцністю поступається кращим титановим і алюмінієвим сплавам; у контакті з вологою схильна до сповільненого крихкого руйнування, а також наводнювання під час нанесення гальванічних покриттів.

Оптимальнішим поєднанням міцності, пластичності, ударної в'язкості, опору КР під напруженням і сповільненому крихкому руйнуванню у вологому середовищі володіють високоміцні сталі з підвищеним вмістом нікелю і кобальту та відповідним типом зміцнення. Серед них можна виокремити середньовуглецеву сталь мартенситного класу 32Н8К5ХМФА (ВКС-6) з рівнем міцності $\sigma_B \le 1650$ МПа та низьковуглецеві мартенситостаркі сталі 03Н18К8М5Т (ВКС-170; $\sigma_B \le 1750$ МПа) і 01Н18К9М5Т (ВКС-210; σ_B = = 1950–2200 МПа). Однак вони достатньо дорогі.

Перспективною вважають також економнолеговану середньовуглецеву сталь 35ХС2Н3МФА (ВКС-9), яка після гартування і низького відпуску має міцність σ_B = 1950...2150 МПа [41]. Вона демонструє високі службові характеристики, отримані шляхом вдосконалення її складу і термічної обробки, сучасними методами виплавки і раціональним розкисненням [41, 42].

Аналіз даних [42], поданих у табл. 4.6 і 4.7 та на рис. 4.12 і 4.13, показує, що досліджені режими термообробки мало впливають на міцність, пластичність, витривалість і тріщиностійкість сталі ВКС-9, проте можна простежити тенденції зміни цих характеристик.

Спочатку відмітимо певні особливості механіки втомного руйнування таких високоміцних сталей. Розмір зони передруйнування (див. розд. 1.3.4.1) тут настільки малий, що розмах локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ в околі концентратора майже рівний розмаху напружень $\Delta\sigma_y(0)$ у його вершині. В результаті цей параметр, розрахований у межах лінійної механіки руйнування і теорії пружності, інваріантно визначає період N_i до зародження втомної макротріщини в зразках різної геометрії (рис. 4.13 *а*). На стадії росту втомної макротріщини ефект її закриття (див. розд. 1.3.3) практично не проявляється, тому ефективні пороги втоми $\Delta K_{th\,eff}$ здебільш рівні номінальним порогам ΔK_{th} = = $\Delta K_{10^{-10}}$ (табл. 4.7).

Таблиця 4.6

Стандартні механічні характеристики термообробленої за різними режимами сталі 35ХС2Н3МФА (ВКС-9)

№ за/п	Режим термообробки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	*KCU*	*KCT*
		МПа		%		МДж/м^2	
1	Нагрів до 950°С, охолодження в оливі + + нагрів до 300°С, витримка 2 год, охолодження на повітрі	1990	1680	10,0	51,5	0,73	–
2	950°С, олива +180°С, 2 год, повітря	2070	1680	11,0	48,5	0,77	–
3	900°С, олива +230°С, 2 год, повітря	2060	1710	10,0	44,0	0,63	–
4	950°С, олива +230°С, 2 год, повітря	2020	1710	12,5	50,0	0,77	–
5	1000°С, олива +230°С, 2 год, повітря	2010	1670	12,0	51,5	0,79	–
6	Нагрів до 950°С у соляній ванні (с.в.), витримка при 300°С в селітрі 3,5 хв, охолод. в оливі + нагрів до 230°С, витримка 2 год, охолод. на повітрі	1940	1670	11,5	52,0	0,73	0,23
7	950°С (с.в.), 300°С (селітра, 4,5 хв, олива + 230°С, 2 год, повітря	1940	1700	10,3	45,0	0,71	0,23
8	950°С (с.в.), 300°С (селітра), 5,5 хв, олива + 230°С, 2 год, повітря	1940	1750	9,4	38,0	0,69	0,22
9	950°С (с.в.), 200°С (селітра), олива + 200°С (2 рази), 2 год, повітря	2060	1710	10,0	47,5	–	–

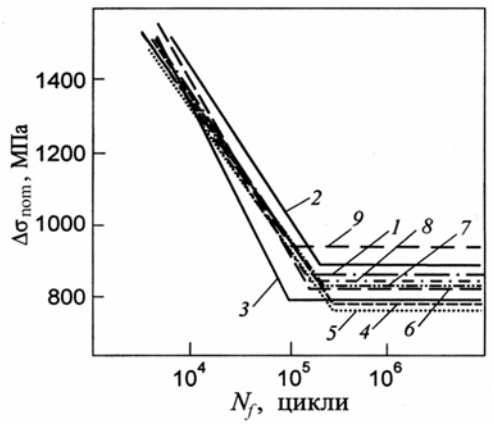


Рис. 4.12. Криві втоми термообробленої за різними режимами сталі ВКС-9 (цифри – порядковий номер сталі згідно з табл. 4.6)

Таблиця 4.7

Характеристики витривалості і циклічної тріщиностійкості термообробленої за різними режимами сталі 35ХС2Н3МФА (ВКС-9)

№ за/п	Фазовий склад, %			σ_{-1}	$\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^4}$	$\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^6}$	$\Delta K_{10^{-10}}$	$\Delta K_{5\cdot10^{-6}}$	v_{30}, (м/цикл) $\times10^{-7}$	K_{Ic}, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$
	А	М	Б	МПа			МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$			
1	2	98	–	860	1910	1010	4,8	110	1,2	105
2	5	95	–	885	1720	860	4,0	95	1,4	88
3	–	100	–	790	1700	800	3,3	95	1,8	94
4	2	98	–	775	1910	860	3,9	102	1,3	107
5	–	100	–	760	1890	740	3,8	100	1,7	106
6	5	85	10	820	1870	820	3,2	99	1,4	105
7	4	79	17	830	1750	810	3,7	93	1,9	97
8	6	60	34	835	1860	900	3,6	90	2,0	75
9	8	92	–	930	1750	890	4,0	96	1,7	103

Примітка: під час термообробки за режимами № 6–8 час витримки в селітрі зразків різної геометрії був в межах 3,5...11 хв; фазовий склад: А – аустеніт, М – мартенсит, Б – бейніт); σ_{-1} – витривалість гладких зразків на базі $N = 10^7$ циклів; $\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^4}$ і $\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^6}$ – розмах напружень у вершині концентратора за період зародження макротріщини $N_i = 10^4$ циклів і $N_i = 10^6$ циклів відповідно, $\Delta K_{10^{-10}}$ і $\Delta K_{5\cdot10^{-6}}$ – розмах КІН у вершині макротріщини за швидкості її росту $v = 10^{-10}$ і 5×10^{-6} м/цикл відповідно, v_{30} – швидкість росту втомної макротріщини за розмаху $\Delta K = 30$ МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ (~ 100 кгс/мм$^{3/2}$).

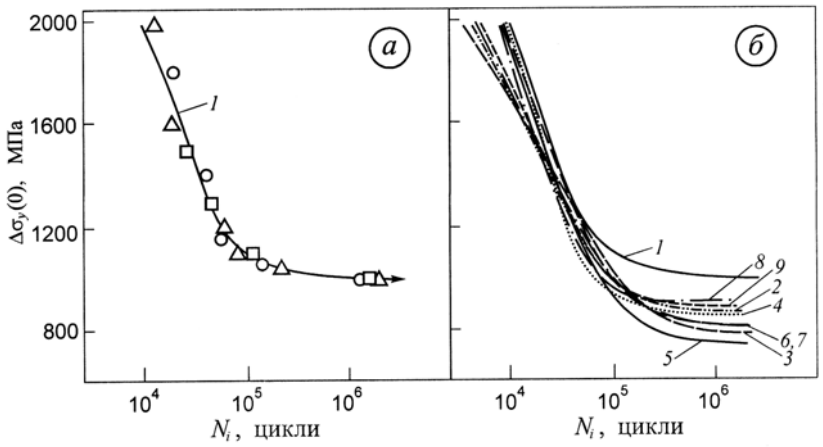


Рис. 4.13. Залежність кількості циклів N_i до зародження втомної макротріщини (a = 0,1...0,2 мм) від розмаху напружень $\Delta\sigma_y(0)$ у вершині концентратора для сталі ВКС-9 після різних термообробок (цифри відповідають варіанту сталі в табл. 4.6): □ – смуга з центральним отвором ∅ 5 мм (K_t = 2,58); Δ; ○ – смуга з боковим вирізом ρ = 1 і 4 мм

Порівняння властивостей сталі ВКС-9 варіантів 3, 4 і 5 показує, що $T_{\text{гарт.}}$ = = 950°С є оптимальною. Тоді вона має (див. табл. 4.6 і 4.7) найбільший опір зародженню втомної тріщини у малоцикловій ($\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^4}$) і багатоцикловій ($\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^6}$) областях, а також опір росту втомної тріщини у високоамплітудній області ($\Delta K_{5\cdot10^{-6}}$) і статичну в'язкість руйнування (K_{1c}). Зі зниженням $T_{\text{гарт.}}$ до 900°С ці величини зменшуються, з її підвищенням до 1000°С не поліпшуються. При цьому характеристики σ_B, $\sigma_{0,2}$, σ_{-1}, $\Delta K_{th} = \Delta K_{10^{-10}}$ і υ_{30} менше чутливі до її зміни.

З підвищенням температури відпуску ($T_{\text{відп.}}$) кількість залишкового аустеніту зменшується (варіанти 1, 2 і 4 в табл. 4.6 і 4.7) і знижуються залишкові мікронапруження. Це викликає зростання опору зародженню і поширенню втомної тріщини в низько- і високоамплітудній областях, а також статичної в'язкості руйнування, хоча границя витривалості σ_{-1}, навпаки, найбільша при $T_{\text{відп.}}$ = 180°С. Таку тенденцію можна пов'язувати з вмістом залишкового аустеніту. Зокрема, сталь ВКС-9 після східчастого гартування, яка містить біля 8% А (табл. 4.7, варіант 9), має високі значення σ_{-1} і $\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^6}$. Проте за високих амплітуд навантаження її характеристики $\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^4}$ і $\Delta K_{5\cdot10^{-6}}$ погіршуються, хоча зменшення K_{1c} не зафіксовано.

Підвищення $T_{\text{відп.}}$ до 300°С посилює розпад мартенситу, коагуляцію цементиту, що, взагалі кажучи, повинно полегшувати зародження тріщини. Однак (див. табл. 4.7) сталь ВКС-9 за варіантом 1 має найкращі характеристики витривалості і тріщиностійкості в багато- і малоцикловій областях. Отриманий результат дає підставу рекомендувати для неї температуру гартування 950°С і відпуску 250...300°С.

Під час ізотермічного гартування (варіанти 6, 7 і 8) утворюється мартенситно-бейнітна суміш за наявності залишкового аустеніту (табл. 4.7). З ростом вмісту бейніту в сталі характеристики міцності, витривалості і ЦТ слабо реагують на структурні зміни, хоча в загальному вони нижчі, ніж після термообробки за варіантом 1. Однак, що більший відсоток бейніту, то помітно нижчі пластичність ψ і статична в'язкість руйнування K_{1c} (табл. 4.6 і 4.7).

Метод плавлення і розкиснення сталі ВКС-9 мало впливає на її міцність і ЦТ на стадії росту тріщини (табл. 4.8 і 4.9). Структурно чутливими виявилися опір зародженню втомної тріщини і, особливо, статична в'язкість руйнування. За величиною K_{1c} сталь ВКС-9, виплавлена у відкритій індукційній печі, помітно поступається сталі після вакуумно-індукційного (ВІ) плавлення.

Розкиснення алюмінієм, кальцієм і лантаном змінює витягнуті залізомарганцеві сульфіди (які є в сталі після звичайного розкиснення) на округлі комплексні оксисульфіди, що обумовлює низьку анізотропію властивостей (Д- і П-зразки в табл. 4.8 і 4.9). Найвищі характеристики сталі ВКС-9 отримано після ВІ-плавлення з розкисненням алюмінієм, кальцієм і лантаном (варіант

1-3). Коли під час розкиснення замінити кальцій на ітрій (варіант 1-5), сталь також має високі механічні характеристики, зокрема KCT, K_{Ic} і $\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^4}$.

Таблиця 4.8

Стандартні механічні характеристики сталі 35ХС2Н3МФА (ВКС-9) після плавлення і розкиснення різними методами

№ за/п	Метод плавл.	Метод розкисн.	Напрям вирізання зразків	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCU^{20}	KCU^{-70}	KCT^{20}	KCT^{-70}
				МПа		%		МДж/м^2			
1-1	І+ВДП	0,02Al 0,05Ca 0,05La	Д П	2000 2010	1650 17101	7,0 9,0	46,5 38,0	0,51 0,52	0,55 0,41	0,12 0,12	0,05 0,04
1-2	І+2ВДП	–//–	Д П	1970 1950	1660 1690	9,5 10,0	47,0 45,0	0,56 0,60	0,56 0,58	0,13 0,11	0,04 0,03
1-3	ВІ+ВДП	–//–	Д П	1960 1970	1630 1630	11,0 10,5	50,5 46,0	0,68 0,67	0,50 0,50	0,27 0,27	0,09 0,09
1-4	–//–	0,02Al 0,10Ca	Д П	1970 1930	1710 1690	11,0 10,5	47,5 46,0	0,61 0,48	0,54 0,55	0,12 0.12	0,07 0,05
1-5	–//–	0,02Al 0,05Y 0,05La	Д П	1990 1990	1660 1690	10,0 10,0	49,5 43,0	0,67 0,58	0,49 0,48	0,22 0,24	0,08 0,09
1-6	–//–	0,10	Д П	2010 1980	1720 1700	10,0 10,0	46,0 46,0	0,62 0,68	0,53 0,52	0,22 0,22	0,09 0,09

І і ВІ – відповідно відкрита індукційна і вакуумно-індукційна піч; ВДП – вакуумно-дуговий переплав;

Д і П – відповідно поздовжні і поперечні зразки.

Таблиця 4.9

Характеристики циклічної тріщиностійкості сталі 35ХС2Н3МФА (ВКС-9) після плавлення і розкислення різними методами

№ за/п	$\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^4}$	$\left[\Delta\sigma_y(0)\right]_{10^6}$	$\Delta K_{10^{-10}}$	$\Delta K_{5\cdot10^{-6}}$	v_{30}, (м/цикл)$\cdot10^{-7}$	K_{Ic}, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$
	МПа		МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$			
1-1	1800	1100	3,5	94	1,3	84/80
1-2	1780	950	4,0	90	1,5	59/62
1-3	1900	1000	3,3	98,7	1,2	129/116
1-4	1700	950	4,2	90	1,4	76/75
1-5	1920	1050	3,0	100	1,1	110/-
1-6	1700	950	3,4	95	1,2	104/89

У чисельнику і знаменнику вказано значення для Д- і П-зразків відповідно.

Одним із факторів, що підвищують міцність сталі ВКС-9, є твердорозчинне зміцнення молібденом [43]. Водночас високоміцні сталі найбільше під-

даються впливові корозивних середовищ, особливо на стадії поширення втомної тріщини, що пояснюють їх схильністю до КР [44].

Випробування сталі двох модифікацій ВКС-9 (легованої 1% Mo і без нього) на повітрі і в 3%-му водному розчині NaCl за асиметрії $R = 0{,}1$ і частоти $f = 5$ Гц циклу навантаження показали [42], що в дослідженому інтервалі зміни вмісту молібден мало впливає на ріст втомних тріщин (рис. 4.14). Але тут треба сказати про дві позитивні тенденції. По-перше, в низько- і середньоамплітудній областях діаграма для корозивного середовища нетрадиційно зсунута вправо порівняно з повітрям. Цей феномен можна пов'язати з інтенсифікацією ЗТ через накопичення в її вершині продуктів корозії [45]. По-друге, в корозивному середовищі середньоамплітудна ділянка діаграми сталі з молібденом прямолінійна, а на діаграмі сталі без молібдену при $\Delta K \approx 30$ МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ появляється невелика платоподібна ділянка, характерна для сталей, схильних до КР (див. розд. 1.5, рис. 1.37 *в*).

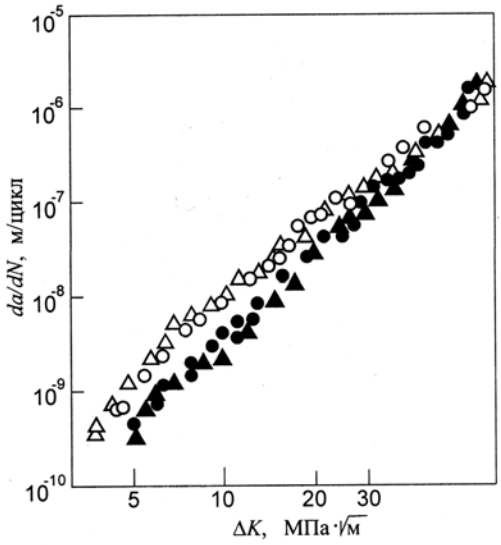


Рис. 4.14. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в сталі ВКС-9 без молібдену (○,●) і легованої 1% Mo (△, ▲) за випробувань на повітрі (○, △) і в 3% р-ні NaCl (●, ▲)

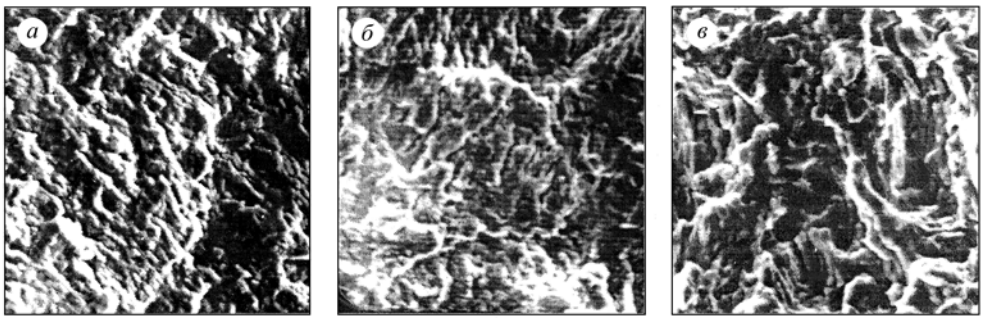


Рис. 4.15. Мікрофрактограми сталі ВКС-9 (варіант 1 за табл. 4.6) при $da/dN = 10^{-7}...10^{-6}$ м/цикл: *а* – ×900; *б, в* – ×1100

Мікрофрактографічний аналіз підтверджує високу роботоздатність і надійність сталі ВКС-9. Характер мікробудови втомних зламів доволі високоенергоємний, що є наслідком мікрозсувних процесів. Як правило, це втомні борозенки, ямки і деформаційні гребені (рис. 4.15). Тут практично відсутні

фасетки через- і міжзеренного відколу, які спостерігаються у зламах традиційних конструкційних сталей типу 40Х, 40ХН, 40ХС у високоміцному стані (після гартування і низького відпуску) [46], що, очевидно, обумовлено високою чистотою за домішками сталі ВКС-9, отриманої за вищевказаною технологією. Зауважимо, що з ростом ΔK крок втомних борозенок майже не змінюється і становить порядку 10^{-7} м.

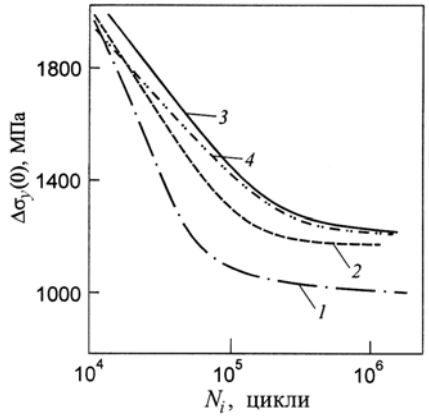


Рис. 4.16. Порівняння залежностей кількості циклів N_i до зародження втомної макротріщини від розмаху напружень $\Delta\sigma_y(0)$ у вершині концентратора для сталі ВКС-9 варіанта 1 (крива *1*), сталі ВКС-210 різних плавок (криві *2* і *3*) та сталі ВКС-6 (крива *4*)

За характеристиками міцності, витривалості і тріщиностійкості сталь ВКС-9 не поступається високолегованим сталям ВКС-6 і ВКС-210, а іноді переважає їх. Наприклад, границі витривалості сталей ВКС-9 (варіант 1) і ВКС-210 рівні 860 і 720 МПа відповідно [42]. За опором зародженню втомної макротріщини в малоцикловій області сталь ВКС-9 знаходиться на рівні сталей ВКС-6 і ВКС-210, дещо поступаючись їм у багатоцикловій області (рис. 4.16).

4.5.1. Зварні з'єднання високоміцних сталей

Технологічні операції, зокрема зварювання, змінюють мікроструктуру, збільшують імовірність виникнення різного роду дефектів типу тріщин у МШ, що погіршує його механічні властивості порівняно з ОМ. Для вищерозглянутих сталей порівнювали характеристики міцності, ударної в'язкості і ЦТ ОМ і МШ [47–49]. Зварні з'єднання сталей ВСК-9 і 30ХГСН2А отримували ручним АрДЗ серійними зварювальними дротами марок зв-20Х4ГМА (ЕП83), зв-15Х2НМЦРА (ЕК-44), зв-20Х2НМЦРА (ЕК-45), зв-25Х2НМЦРА (ЕК-46), зв-30Х2НМЦРА (ЕК-47), зв-20Х2Г2СНВМА (ЕП331У), а сталей ВКС-6, ВКС-170 і ВКС-210 – ЕПЗ) і АрДЗ: сталі ВКС-6 – зварювальним дротом марки зв-18Н8ХМФ; сталей ВКС-170 і ВКС-210 – дротами за складом, близьким до ОМ, використовуючи після зварювання штатні термообробки [50–52].

МШ високоміцних сталей, незважаючи на грубозернистість структури [48, 49], понижену міцність і ударну в'язкість, має ЦТ, близьку до показників ОМ (табл. 4.10).

Пороги втоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10^{-10}}$ всіх металів (за винятком МШ, ЕК-44 і МШ, ЕК-45 для сталі ВКС-9) практично однакові і знаходяться на рівні значень ΔK_{th} інших високоміцних сталей або значень $\Delta K_{th\,eff}$ низько- і середньоміцних [53]. Як показали вимірювання [47], тут ефект ЗТ практично відсутній, а значення коефіцієнта U на рівні 0,9...0,95. Коли сталь ВКС-9 зварювати дротами з низьким вмістом вуглецю (ЕК-44 і ЕК-45), то міцність МШ падає (табл. 4.10), але поріг ΔK_{th} зростає вдвічі (рис. 4.17). Оскільки відповідна ефективна діаграма (da/dN–ΔK_{eff}) знаходиться в межах розкиду даних для ОМ (крива *7* на рис. 4.17), це підвищення порога втоми обумовлене ЗТ.

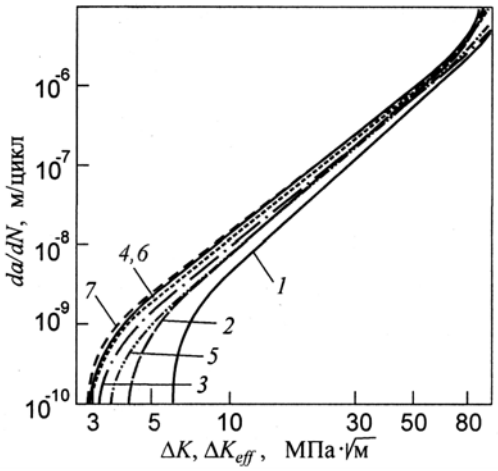


Рис. 4.17. Діаграми швидкостей росту втомної тріщини в зварних з'єднаннях сталі ВКС-9:
1 – МШ, ЕК-44; *2* – МШ, ЕК-45; *3* – МШ, ЕК-46; *4* – МШ, ЕК-47; *5* – МШ, ЕП331У; *6* – ОМ; *7* – залежність da/dN–ΔK_{ef} для МШ, ЕК-44

Зварні з'єднання сталі ВКС-210 найміцніші і рівноміцні, однак МШ після АрДЗ і ЕПЗ помітно поступається ОМ за ЦТ, якщо амплітуди навантаження великі (υ_{80} в табл. 4.10).

Таблиця 4.10

Механічні характеристики зварних з'єднань високоміцних сталей

Характеристики	Матеріал							
	ВКС-9						30ХГСН2А	
	ОМ	МШ, АрДЗ					ОМ	МШ, АрДЗ, ЕП 83
		ЕК-44	ЕК-45	ЕК-46	ЕК-47	ЕП331		
σ_B, МПа	1950	1510	1680	1700	1720	1560	1725	1520
ψ, %	47	36	37	31	24	37	52	31
KCU, МДж/м^2	0,70	0,48	0,44	0,41	0,39	0,42	0,80	0,50
$\Delta K_{10^{-10}}$, МПа·$\sqrt{\text{м}}$	3,0	6,1	4,1	3,2	2,9	3,5	2,8	3,1
$\Delta K_{10^{-6}}$, МПа·$\sqrt{\text{м}}$	48	61	53	52	50	52	49	50
υ_{30}, (м/цикл)·10^{-7}	2,8	1,3	1.9	2,2	2,6	2,3	2,8	2,4
υ_{80}, (м/цикл)·10^{-6}	4,3	2,6	3,2	3,2	4,3	4,3	4,6	4,4

Продовження табл. 4.10

Характеристики	Матеріал								
	ВКС-6			ВКС-170			ВКС-210		
	ОМ	МШ, АрДЗ	МШ, ЕПЗ	ОМ	МШ, АрДЗ	МШ, ЕПЗ	ОМ	МШ, АрДЗ	МШ, ЕПЗ
σ_B, МПа	1640	1270	1500	1750	1600	1700	2000	1950	1950
ψ, %	56	60	55	58	61	33	52	30	43
KCU, МДж/м^2	0,70	0,87	0,58	0,65	0,58	0,56	0,49	0,23	0,25
$\Delta K_{10^{-10}}$, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$	3,0	3,0	3,3	2,9	3,1	2,7	3,0	2,6	3,4
$\Delta K_{10^{-6}}$, МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$	49	53	45	61	56	49	55	47	48
υ_{30}, (м/цикл)$\cdot 10^{-7}$	2,6	2,4	3,2	1,9	1,9	3,0	2,0	2,5	2,4
υ_{80}, (м/цикл)$\cdot 10^{-6}$	3,8	3,8	4,9	1,9	2,8	3,8	2,8	26,0	26,0

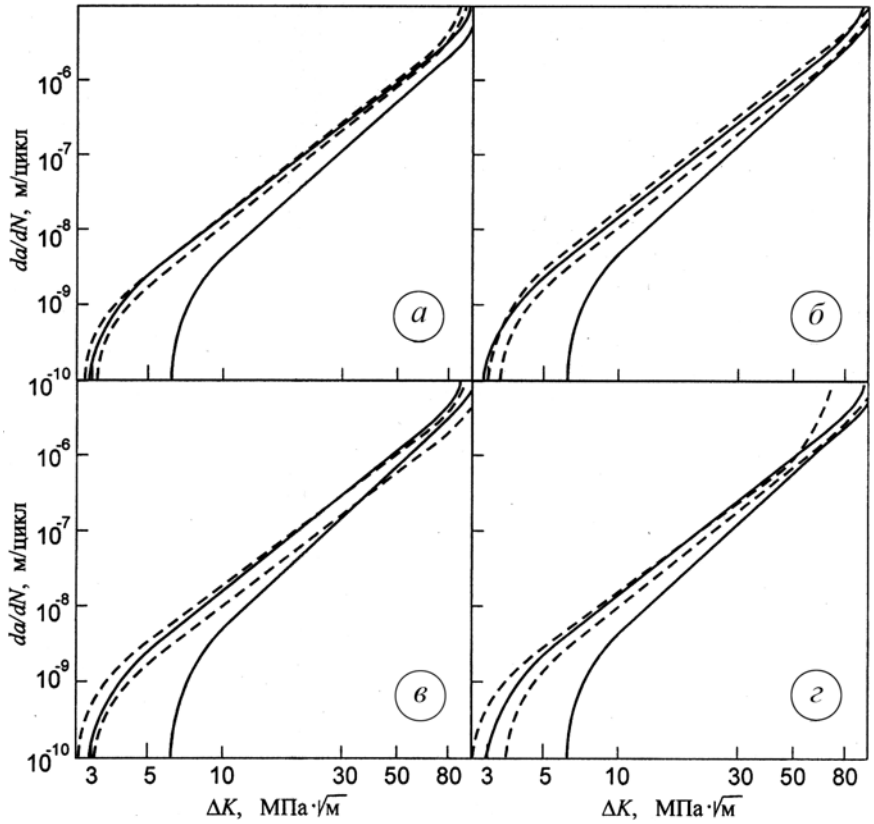


Рис. 4.18. Порівняння діаграм швидкостей росту втомної тріщини в зварних з'єднаннях сталі ВКС-9 і сталей 30ХГСН2А (*а*), ВКС-6 (*б*), ВКС-170 (*в*) і ВКС-210 (*г*); суцільні лінії – сталь ВКС-9; штрихові – інші сталі

Загалом зварні з'єднання сталі ВКС-9 за характеристиками ЦТ подібні до з'єднань сталей 30ХГСН2А, ВКС-6, ВКС-170 і ВКС-210, а після зварювання дротом ЕК-44 переважають їх (рис. 4.18). Таким чином, для створення надійних важконавантажених зварних з'єднань, що мають високий рівень міцності і тріщиностійкості, можна рекомендувати сталь 35ХС2Н3МФА (ВКС-9), яка за міцністю наближається до високолегованої мартенситно-старкої 01Н18К9М5Т (ВКС-210), а за ЦТ з'єднань, зварюваних, наприклад, дротом зв-25Х2НМЦРА (ЕК-46), в окремих випадках навіть переважає її. Перевага застосування зварних з'єднань сталі 35ХС2Н3МФА (ВКС-9) ще більша порівняно зі зварними з'єднаннями сталі 30ХГСН2А, яку традиційно застосовують для шасі літаків: за однакової ЦТ вони мають помітно вищу міцність (див. табл. 4.10).

4.6. РЕГЛАМЕНТАЦІЯ РІВНЯ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ ПІД ЧАС ВАКУУМНОЇ ТЕРМООБРОБКИ ВИРОБІВ З ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Протягом всієї історії застосування титанових сплавів сталий ріст їхнього виробництва і обсягів використання в конструкціях різних апаратів неодноразово переривався різкими спадами. Причинами цього були наслідки своєчасно незрозумілих особливостей титану, пов'язаних з його високою реакційною здатністю відносно хімічно-активних газів та вуглецю.

Зокрема, внаслідок високої спорідненості титану до кисню, практично за всіх реальних умов ($P \geq 1 \cdot 10^{-6}$ Па), вони активно взаємодіють з утворенням оксидів та твердих розчинів проникнення, результатом чого є суттєве окрихчення металу, зниження його витривалості. Метал з високим вмістом домішок проникнення нетехнологічний, а напівфабрикати з нього схильні до розтріскування під час деформування. Взаємодія з воднем спричинює водневе окрихчення титанових матеріалів і, як наслідок, уповільнене руйнування виготовлених з них конструкцій.

Однак сьогодні удосконалення методів отримання титанової губки, упровадження вакуумно-дугового плавлення, а за необхідності – і вакуумного відпалу сприяли тому, що вміст домішок проникнення та водню в титанових напівфабрикатах, що постачаються за діючою технологією, не викликає їхньої крихкості.

Разом з тим виникли прецеденти розвитку крихкості у готових конструкціях. Виявилося, що малі, безпечні у напівфабрикатах концентрації домішок проникнення та водню не завжди гарантують відсутність крихкості у виробах і конструкціях. Термічна обробка, зварювання, хімічне травлення, гаряче деформування, механічна обробка, без яких не можна обійтися під час виготовлення конструкцій, сприяють утворенню газонасичених (киснем, азотом) шарів або наводнюють метал і переводять його в стан, не гарантований від уповільненого руйнування. Одночасне ж поєднання обох факторів – газона-

сиченого шару (зміцненого домішками проникнення) та підвищеного вмісту водню – суттєво збільшує небезпеку внаслідок рухливості останнього у металі та можливості досягнення критичної концентрації водню в окремих зонах (вершина тріщини тощо), що можуть бути джерелом уповільненого руйнування.

Потрібна технологічна операція наприкінці циклу виробництва, що знизила б вміст водню в металі до безпечної норми і дозволила на ранніх стадіях використовувати для виготовлення конструкцій звичайні технологічні процеси такі, як зварювання, хімічне травлення, механічна обробка, гаряче деформування, незважаючи на наводнювання, що відбувається при цьому. Накопичений тут досвід показав, що термообробка у вакуумі знижує вміст водню в напівфабрикатах до безпечного рівня і є необхідною для забезпечення роботоздатності відповідальних виробів кінцевою технологічною операцією.

Однак позитивний результат високотемпературної вакуумної термічної обробки – зневоднення металу – нероздільно пов'язаний з такими її наслідками, як пошкодження поверхневого шару металу внаслідок насичення елементами проникнення (поверхневе зміцнення) та збіднення легувальними елементами, розвиток мікрорельєфу поверхні, що може негативно впливати на роботоздатність виробів.

Щоб забезпечити ресурс роботи виробів та конструкцій з титанових сплавів, необхідно:

- уточнити критерії роботоздатності виробів з газонасиченими шарами – визначити оптимальні та допускні їх параметри;
- створити методи прогнозування рівня поверхневого зміцнення титанових сплавів під час високотемпературної вакуумної термічної обробки з урахуванням впливу параметрів технологічного середовища та стану матеріалу;
- розробити способи регламентованого газонасичення (зміцнення) поверхневих шарів металу під час вакуумної термообробки для підвищення роботоздатності виробів.

4.6.1. Завдання вакуумної термообробки виробів з титанових сплавів та сфери її застосування

Згідно з виробничою інструкцією 1.2.139-80 "Вакуумна термічна обробка деталей та складальних одиниць з деформівних титанових сплавів" вакуумна термічна обробка титанових сплавів повинна забезпечувати відсутність окиснення, збереження світлої поверхні після термообробки, зневоднення, зняття внутрішніх напружень [54].

Для деталей та складальних одиниць з титанових сплавів застосовують такі види вакуумної термообробки: зневоднювальний відпал, неповний відпал, повний відпал, подвійний відпал, ізотермічний відпал, гартування та старіння, старіння.

Відпал. Відпалюють головно, щоб знизити вміст водню в напівфабрикатах, деталях і конструкціях до безпечного рівня, нижче якого не розвивається воднева крихкість. Водночас він виключає взаємодію титану і його сплавів з газами атмосфери, тому можна звести до мінімуму інтенсивність утворення газонасиченого шару на поверхні деталей і конструкцій.

Температура та тривалість вакуумного відпалу залежать від марки сплаву і товщини стінки (діаметра) виробів, що обробляють, та наведені у відповідних таблицях [54]. За необхідності, якщо температура відпалу відповідно з інструкцією нижче 600°С, зневоднювальний відпал здійснюють при температурі 600...670°С.

Гартування та старіння. Зміцнювальній вакуумній термічній обробці (гартуванню та старінню) піддають сплави ВТ3-1, ВТ6, ВТ6С, ВТ6ч, ВТ8, ВТ9, ВТ14, ВТ15, ВТ16, ВТ22, ВТ23, ВТ30 та ВТ35. Режими нагріву під гартування та старіння призначають згідно з відповідними інструкціями. Під час вакуумного старіння залишковий тиск у печі підтримують на рівні $1\cdot10^{-2}$... $5\cdot10^{-2}$ Па. На поверхні загартованих у воді деталей допускають кольори мінливості до світло-синього (блакитного) [54].

Таким чином, вакуумна термообробка – це засіб зневоднювання металу та спосіб його захисту від газонасичення (альфування). Таке визначення найсправедливіше для напівфабрикатів та деталей з титанових сплавів.

Інший підхід використовують до відповідальних конструкцій, які знаходяться під тривалою дією постійних і циклічних навантажень. Тоді режим вакуумного відпалу та його місце у технології слід вибирати, ураховуючи його можливий негативний вплив на циклічну міцність та позитивний – на статичну витривалість. Остання є обов'язковою розрахунковою характеристикою конструкції. Тому для сплавів з високою схильністю до уповільненого руйнування, зумовленого воднем, видалення його стає неминучим, а вакуумний відпал – необхідною для цього технологічною операцією, бо ніяка інша, у тому числі й відпал на повітрі, не здатна розв'язати цю задачу. Для пасажирських літаків з великим терміном експлуатації, високим рівнем навантаження по льотних годинах необхідні також і високі ресурсні характеристики щодо втоми. Зменшення їх внаслідок вакуумного відпалу на кінцевих стадіях виготовлення агрегатів вкрай небажане [55].

Тому, на відміну від напівфабрикатів, вакуумний відпал титанових конструкцій повинен забезпечити виконання більшої кількості вимог, а саме:

- знизити вміст водню до безпечного рівня та, як наслідок, усунути схильність металу до водневого окрихчення усіх видів;
- зняти небажані залишкові напруження, які виникають у конструкції під час виготовлення та збирання;
- максимально зберегти циклічну міцність;
- сприяти формуванню захисних плівок, які попереджують наводнювання в експлуатації;
- зберегти геометрію відпалюваних виробів.

Свої особливості має й вакуумний відпал великогабаритних конструкцій з титанових сплавів, що пов'язано з неможливістю наскрізного зневоднення значної товщини металу через занадто велику тривалість процесу та з загрозою окрихчення та погіршення циклічної міцності металу внаслідок його взаємодії з залишковими газами атмосфери вакуумної печі. Остання підсилюється конструктивними та технологічними концентраторами, які неминуче існують у реальних конструкціях. Все це обумовлює необхідність нового підходу до вибору режимів вакуумного відпалу і розробки спеціалізованого вакуумного устаткування.

Ще однією сферою використання високотемпературного вакуумного середовища є дифузійне зварювання за умов надпластичного деформування. Тоді вакуумним відпалом поліпшують якість дифузійних зварних з'єднань [56].

Розріджене газове середовище застосовують і під час вакуумного оксидування титанових сплавів, щоб підвищити їх антифрикційні характеристики, зміцнюючи поверхневі шари металу термодифузійним насиченням домішками проникнення (киснем, азотом, вуглецем).

Така широка сфера використання вакууму як високотемпературного технологічного середовища під час обробки виробів з титанових сплавів вимагає ретельнішого розгляду основних закономірностей високотемпературної взаємодії у системі «метал–розріджене газове середовище» для розуміння принципів вибору основних параметрів обробки та критеріїв роботоздатності виробів.

4.6.2. Загальні принципи вибору режимів вакуумного відпалу

Існує два підходи до вибору режимів вакуумної термічної обробки (відпалу) виробів з титанових сплавів:

- **перший підхід** ґрунтується на безпечно допустимій концентрації водню в металі та кінетиці його видалення за різних умов і застосовується для вибору режимів зневоднювального відпалу титану та його сплавів;
- в основу **другого підходу** покладено кінетику процесів газонасичення та сублімації під час високотемпературної вакуумної термічної обробки та закономірності їх впливу на роботоздатність виробів з титанових сплавів. Цей підхід застосовують для вибору параметрів вакуумного середовища як захисного неокиснювального.

Розглянемо детальніше кожен з них.

Вибір режимів зневоднювального вакуумного відпалу. Принципи вибору режимів зневоднювального вакуумного відпалу виробів з титанових сплавів полягають ось у чому [57]:

а) визначають безпечно допустиму концентрацію $C_{без.}$ водню за конкретних умов застосування; кінцеву його концентрацію $C_к$ вибирають рівною $C_{без.}$;

б) визначають необхідну для розрахунків рівноважну концентрацію водню $C_Р$, теоретично досяжну за нескінченно великої тривалості вакуумного відпалу; вона повинна бути в 2–3 рази менша $C_к$;

в) за формулами розраховують температуру вакуумного відпалу, що забезпечує рівноважну концентрацію водню $C_Р$ за тиску, що досягається у вакуумній печі;

г) з урахуванням умов дегазації і впливу режимів вакуумного відпалу на механічні і службові властивості металів і сплавів уточнюють оптимальну його температуру T;

ґ) обчисливши за відомими літературними даними коефіцієнт дифузії водню у відпалюваному титановому сплаві за обраної температури, а також за заданими значеннями $C_к$, $C_Р$ і вихідного вмісту водню C_0 в металі, що оброблятиметься, визначають тривалість вакуумного відпалу. Якщо остання за обраної температури виявляється занадто великою ($\geq$ 10 год), то температуру відпалу можна підвищити в розумних межах;

д) на кінцевій стадії вакуумного відпалу передбачають напуск повітря під час охолодження відпаленої конструкції, щоб створити захисну оксидну плівку.

Ці принципи ґрунтуються на таких залежностях:

- між напруженим станом та безпечною допустимою концентрацією водню в металі;
- рівноважного тиску водню від температури;
- взаємозв'язку між тривалістю вакуумного відпалу при різних температурах і заданою кінцевою концентрацією водню в металі;
- тривалості вакуумного відпалу від температури та товщини відпалюваного металу.

Проілюструємо та прокоментуємо деякі з них.

Водень видаляється з металу під час вакуумного відпалу лише у тому випадку, якщо парціальний його тиск P в атмосфері печі менший, ніж рівноважний, що відповідає вмісту у металі [58]. Рівноважний тиск водню $P_р$ над титановими сплавами можна описати рівнянням Бореліуса

$$P_р = \psi \cdot C^2 \cdot \exp(\Delta H/RT),$$

де ψ – коефіцієнт, який залежить від ентропії; ΔH – теплота розчинення водню в металі. Для α-титану ΔH = –91 кДж/моль, для β-титану ΔH = –107 кДж/моль.

Рівноважні тиски водню над титановими сплавами зростають з підвищенням температури (рис. 4.19). Тому, що вище температура вакуумного відпалу, то менші граничні (рівноважні) концентрації водню в металі, яких можна досягти в цих умовах. Вони, однак, обмежені можливостями існуючих промислових вакуумних систем. Тиск у вакуумній печі порядку $1{,}33\times10^{-2}$ Па, який забезпечують промислові дифузійні насоси за умов їх використання без охолоджуваних рідким азотом пасток, теоретично достатній для зниження вмісту водню у титанових сплавах до 0,001...0,003%. Надалі, однак, необхідно

забезпечити у вакуумних печах нижчий середній тиск (1,33–6,6)×10^{-3} Па, щоб зменшити вплив натікання і збільшити швидкість дегазації.

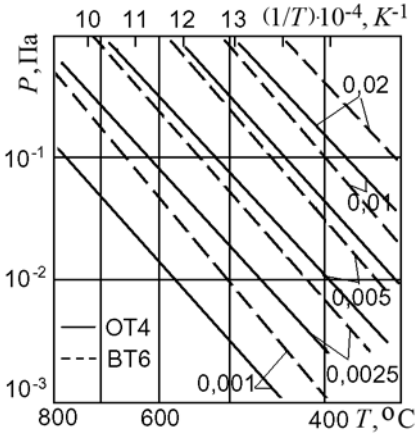


Рис. 4.19. Залежність рівноважного тиску водню від температури для сплавів ОТ4 (суцільні лінії) і ВТ6 (штрихові). Цифри на кривих – вміст водню (%) [55]

За різного поєднання параметрів (товщини відпалюваної деталі, температури вакуумного відпалу, потужності відкачувальних систем) швидкість зневоднювання контролюють різні процеси.

На рис. 4.20 описано взаємозв'язок між тривалістю вакуумного відпалу при різних температурах і заданій кінцевій концентрації водню за припущення, що вихідна концентрація водню $C_0 = 8 \cdot C_к$ ($C_к$ – кінцева концентрація водню на половині товщини). З цих даних випливає, що рівноважну концентрацію $C_Р$ доцільно задавати в 2–3 рази меншою, ніж $C_к$.

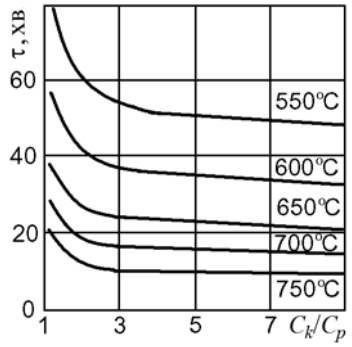


Рис. 4.20. Взаємозв'язок між тривалістю вакуумного відпалу при різних температурах і заданій кінцевій концентрації водню в листах зі сплаву ОТ4 товщиною 3 мм [57]

На тривалість вакуумного відпалу істотно впливає товщина деталей і виробів, причому через параболічний характер відповідних залежностей тривалість відпалу зростає пропорційно квадрату товщини.

Зокрема, для сплаву ОТ4, вже за товщини плити 100 мм тривалість вакуумного відпалу при 700°С повинна становити приблизно 300 год, щоб знизити вміст водню з 0,025 до 0,003%, у той час як за товщини 3 мм досить 15 хв (рис. 4.21). Тривалість відпалу можна зменшити, підвищуючи його температуру в розумних межах. Для титану і його сплавів зі зростанням температури

збільшується рівноважний тиск водню над металом при заданій концентрації (див. рис. 4.19), тому умови видалення його з металу тільки полегшуватимуться.

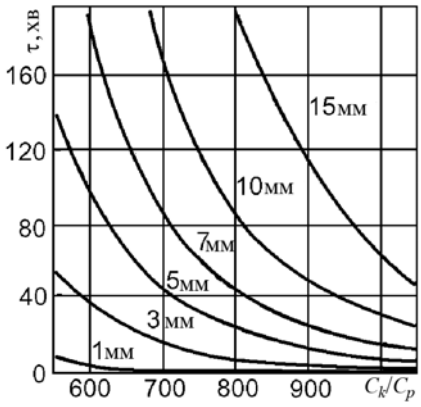


Рис. 4.21. Залежність тривалості вакуумного відпалу сплавів типу ОТ4 від температури за різних товщин відпалюваних листів ($C_к = 3C_Р$; $C_0 = 8C_к$) [57]

Вибираючи оптимальну температуру вакуумного відпалу, варто мати на увазі, що крім видалення водню з металу, тут можуть протікати побічні процеси. Зокрема, якщо відпалюють попередньо нагартований метал, то в ньому можуть розвиватися процеси повернення, полігонізації і рекристалізації. Якщо необхідно зберегти хоча б частково наклеп, створений попередньою обробкою тиском, то температуру вакуумного відпалу слід обрати нижче температур ефективного знеміцнення металу в результаті повернення, полігонізації або рекристалізації. Слід зауважити, що не завжди такий вибір режимів відпалу можливий. В інших випадках знеміцнення, що тут розвивається, є бажане, і тоді його температуру необхідно вибирати вище температур початку повернення, полігонізації, рекристалізації. За вакуумного відпалу термічно зміцнювальних сплавів можуть розвиватися процеси розпаду пересичених розчинів, коагуляції зміцнювальних фаз, їхнє розчинення.

Для забезпечення гарантованих ресурсних характеристик конструкції слід гранично знизити рівень небажаних залишкових напружень, що формуються на різних стадіях технологічного процесу. Вакуумний відпал при 650...750°С протягом 2 год призводить до практично повного зняття залишкових напружень. Знімаються не тільки небажані внутрішні напруження, але і корисні стискальні в поверхневому шарі, створені попередніми операціями, що у ряді випадків знижує циклічну витривалість.

Після вакуумного відпалу поверхня металів і сплавів має підвищену активність відносно газів (особливо водню), що знаходяться в атмосфері повітря. Титан і його сплави ефективні гетери. Тому варто передбачити напуск повітря на стадії охолодження при температурах 250...300°С, що забезпечує створення надійної захисної оксидної плівки, але ще не спричиняє неприпустиме газонасичення поверхневих шарів металу.

Згідно з оцінками за наведеним вище підходом, можна рекомендувати такі температури вакуумного відпалу для напівфабрикатів, деталей і елемен-

тів конструкцій тонкого перетину (до 6 мм): для титану ВТ1-0 і ВТ1-00 – 550±10°С; для сплавів ПТ-3В, ОТ4-1, ОТ4, ВТ5, ВТ5Л, ВТ16 – 660±10°С; для сплавів ВТ6, ВТ6Л, ВТ20, ВТ22 – 750±10°С; тривалість відпалу 2 год [59].

Якщо у вакуумі відпалюють не напівфабрикати, а готові вироби, конструкції або елементи конструкції, додається ще одна умова: швидкість нагрівання слід вибрати із таким розрахунком, щоб відпалювані конструкції не жолобились. Коли різнотовщинність досягає 50 мм, припустима швидкість нагрівання дорівнює 40°С/год; коли різнотовщинність 5 мм і менше швидкості нагрівання й охолодження можуть збільшитись до 80°С/год. Швидкість охолодження лімітує конструкція вакуумної печі.

Вибір режимів вакуумної термообробки (відпалу) для використання вакуумного середовища як захисного. Якщо підхід до вибору режимів зневоднювального вакуумного відпалу методично опрацьований, існує чіткий алгоритм призначення його параметрів, то для іншого підходу – вибору режимів вакуумної термообробки (відпалу) для використання вакуумного середовища як захисного – такого алгоритму, затвердженого відповідними нормативними документами, сьогодні не існує. Замість цілісної системи з вибору параметрів технологічного середовища використовують ряд обмежень за температурою, розрідженням, динамічністю середовища. Зокрема, згідно з виробничою інструкцією 1.2.139-80 “Вакуумна термічна обробка деталей та складальних одиниць з деформівних титанових сплавів” [54]:

- при температурах відпалу понад 750°С нагрів до 650...750°С здійснюють у вакуумі не нижче $(1–5)\times10^{-2}$ Па. Далі для попередження розтравлювання поверхні нагрівають та витримують при температурі відпалу під залишковим тиском $1\cdot10^{-1}$–10 Па, отриманим від регламентованого натікання аргону. Після охолодження до 750°С вакуум підвищують до залишкового тиску $< (1–5)\times10^{-2}$ Па шляхом припинення натікання аргону;
- за необхідності вакуумного відпалу при температурах, вищих за 750°С у вакуумі не гірше $(1–5)\times10^{-2}$ Па, готові деталі та високоресурсні одиниці з титанових сплавів слід зміцнити по всій поверхні (віброгалтування, дробоструменева обробка, піскоструменева обробка електрокорундом). Поверхня деталей після вакуумного відпалу повинна бути світла. В окремих випадках допускають ділянки кольорів мінливості до світло-синього (блакитного) з металевим блиском.

Слід відмітити, що діючі інструкції не регламентують такі параметри газонасичених шарів, як абсолютна та відносна (до товщини виробу) глибини зміцненої зони, динамічні параметри робочого середовища. В усіх випадках застосовують універсальний критерій експлуатаційної придатності виробів з газонасиченими шарами – відносний приріст поверхневої твердості не повинен перевищувати 25% [55]. Вказують також тиск та обумовлюють мінімальне натікання в систему згідно з технічними можливостями вакуумного термічного обладнання. Декларується загальне положення, що усі побічні процеси, що можуть виникати за вакуумного відпалу, необхідно враховувати, вибираючи оптимальні його режими.

Зрозуміло, що два вищевказаних підходи до вибору параметрів високотемпературної вакуумної термообробки виробів з титанових сплавів повинні доповнювати один одного. Зокрема, під час зневоднювального відпалу при високих температурах обов'язково, призначаючи параметри режиму, треба враховувати можливість впливу поверхневого зміцнення через газонасичення та пошкодження поверхні виробів внаслідок сублімації на механічні властивості металу.

Для розробки цілісної системи з вибору технологічних параметрів вакуумної термічної обробки виробів з титанових сплавів відсутні:

- диференційовані критерії роботоздатності виробів з газонасиченими шарами;
- методи прогнозування рівня поверхневого зміцнення титанових сплавів під час високотемпературної вакуумної термічної обробки з урахуванням впливу параметрів технологічного середовища та стану матеріалу;
- методика вибору параметрів середовища для регламентованого газонасичення (зміцнення) поверхневих шарів металу під час вакуумної термообробки з метою підвищення роботоздатності виробів з титанових сплавів.

4.6.3. Характеристики середовища вакуумних печей

Інтенсивність та наслідки високотемпературної взаємодії титанових сплавів з розрідженим газовим технологічним середовищем (залишковими газами вакуумного середовища) під час високотемпературної вакуумної термічної обробки, в першу чергу, залежить від його складу.

Склад залишкового середовища вакуумних печей визначають багато факторів: склад повітря, швидкість натікання, десорбція газів з поверхонь елементів печі, способи відкачування газів тощо. У газах залишкової атмосфери присутні кисень, пари води, азот, вуглець та вуглеводні гази.

У табл. 4.11 наведено склад залишкового вакуумного середовища, максимально досяжного за різних способів відкачування.

Технічний вакуум у промислових вакуумних печах за робочих температур та загального розрідження 1×10^{-3} Па, створюваного пароолівними агрегатами, містить хімічно активні гази (табл. 4.12), що можуть взаємодіяти з титаном та легувальними елементами.

Кисень потрапляє в залишкове середовище внаслідок десорбції з поверхонь, які адсорбували його за умов заповнення печі повітрям, за дисоціації оксидів та кисневмісних речовин, за натікання повітря крізь нещільності печі. Кисень десорбує за температур 300...400°С. Вище цих температур він вступає у хімічні реакції з матеріалами печі та складниками її атмосфери, внаслідок чого утворюються леткі оксиди металів. Взаємодія кисню з нагрівальними елементами печі зумовлює передчасний їх вихід з експлуатації, а після взаємодії з титановими сплавами на їх поверхні утворюється газонасичений (т. зв. альфований) шар.

Таблиця 4.11

Парціальний тиск компонентів залишкового вакуумного середовища, Па [60]

Масове число	Компонент	p_1	p_2	p_3	p_4	p_5
1	H	$2\cdot10^{-6}$	–	–	–	–
2	H_2	$8\cdot10^{-7}$	$5{,}3\cdot10^{-7}$	$9{,}3\cdot10^{-7}$	$1{,}1\cdot10^{-6}$	$5{,}3\cdot10^{-6}$
12	C	$8\cdot10^{-8}$	$5{,}3\cdot10^{-7}$	–	$9{,}3\cdot10^{-7}$	–
14	CH_2	$5{,}3\cdot10^{-7}$	$6{,}7\cdot10^{-7}$	–	–	–
15	CH_3	$2{,}7\cdot10^{-7}$	$5{,}3\cdot10^{-7}$	$1{,}2\cdot10^{-7}$	$2{,}7\cdot10^{-7}$	–
16	CH_4	$3\cdot10^{-7}$	$1{,}1\cdot10^{-6}$	$3{,}3\cdot10^{-7}$	$2{,}7\cdot10^{-7}$	–
17	OH	$1{,}5\cdot10^{-6}$	$6{,}7\cdot10^{-7}$	$4\cdot10^{-7}$	$2{,}7\cdot10^{-7}$	
18	H_2O	$5{,}4\cdot10^{-6}$	$4\cdot10^{-6}$	$5{,}3\cdot10^{-7}$	$6{,}7\cdot10^{-7}$	$1{,}1\cdot10^{-6}$
20	Ne	–	$2{,}7\cdot10^{-7}$	–	$2\cdot10^{-6}$	–
27	C_2H_3	$5{,}3\cdot10^{-6}$	$4\cdot10^{-7}$	–	–	–
28	$CO+N_2$	$4\cdot10^{-6}$	$6\cdot10^{-6}$	$4{,}7\cdot10^{-6}$	$4\cdot10^{-6}$	$8\cdot10^{-6}$
32	O_2	$4{,}7\cdot10^{-7}$	–	$2\cdot10^{-7}$	–	–
40	Ar	$6{,}7\cdot10^{-7}$	$2\cdot10^{-6}$	–	$4{,}7\cdot10^{-7}$	$1{,}6\cdot10^{-7}$
41	C_3H_5	$2{,}7\cdot10^{-6}$	–	–	–	–
42	C_3H_6	$4\cdot10^{-6}$	–	–	$2\cdot10^{-6}$	–
44	CO_2	$5{,}3\cdot10^{-6}$	–	$1{,}2\cdot10^{-7}$	–	–
56	C_4H_8	$5{,}3\cdot10^{-6}$	–	–	$1{,}1\cdot10^{-7}$	–
> 56	Важкі вуглеводні	$1{,}3\cdot10^{-6}$	–	–	–	–

Примітка:

1. Парціальні тиски компонентів отримані за умов відкачування: парооливними дифузійними насосами без пасток (p_1), з азотною пасткою (p_2), з вугільною пасткою (p_3), електророзрядним (p_4) та турбомолекулярним (p_5) насосами.
2. Тиск незареєстрованих компонентів не перевищує $4{,}7\times10^{-8}$ Па.

Таблиця 4.12

Парціальний тиск залишкових газів вакуумної атмосфери ($P = 1\times10^{-3}$ Па) [61]

Газ	p, мм рт. ст.	p, Па	p, атм.
O_2	$3{,}4\times10^{-7}$	$4{,}5\times10^{-5}$	$4{,}455\times10^{-10}$
CO_2	$2{,}75\times10^{-7}$	$3{,}65\times10^{-5}$	$3{,}614\times10^{-10}$
CO	$3{,}2\times10^{-6}$	$4{,}3\times10^{-4}$	$4{,}257\times10^{-9}$
H_2O	$5{,}0\times10^{-7}$	$6{,}65\times10^{-5}$	$6{,}584\times10^{-10}$
N_2	1,2м10^{-7}	$1{,}6\times10^{-5}$	$1{,}584\times10^{-10}$
H_2	$3{,}4\times10^{-7}$	$4{,}5\times10^{-5}$	$4{,}455\times10^{-10}$
C_2	$0{,}458\times10^{-8}$	$0{,}611\times10^{-6}$	$0{,}605\times10^{-11}$
Вуглеводні	$4{,}24\times10^{-6}$	$5{,}65\times10^{-4}$	$5{,}594\times10^{-9}$

Пара води попадає у вакуумну піч, в основному, внаслідок десорбції з поверхонь конструкційних елементів печі, які адсорбували її під час заповнення печі повітрям у міжопераційний період. Перед початком нагрівання концентрація пари води у середовищі вакуумної печі може досягати 70...80%. З підвищенням температури нагрівання до 1000°С вона через взаємодію з нагрітими елементами печі знижується до 1...4% [62].

Джерелом азоту у складі залишкових газів може бути його десорбція з поверхонь конструкційних елементів печі після їх контакту з повітрям, натікання та дисоціація нітридів, якщо футерівка або інші деталі печі їх містять.

Вуглекислий газ може утворюватися під час взаємодії кисню з вуглецьвмісними матеріалами та парою оливи. За умов роботи парооливних насосів питома швидкість міграції пари оливи в об'єм, який відкачується, становить $(1–5)\times10^{-3}$ г/(см^2·год). Оливовідбивачі знижують міграцію пари оливи до $(1–2)\times10^{-4}$ г/(см^2·год). В результаті в вакуумну піч середніх розмірів, яка відкачується парооливним насосом зі швидкістю дії 5000 л/с за 1 год, попадає приблизно 1...5 г оливи за відсутності виморожувальних пасток і 0,1...0,003 г за роботи пасток, охолоджуваних рідким азотом [55].

На поверхнях, нагрітих вище 300...400°С, пара оливи розкладається з виділенням водню, вуглецю та вуглеводневих з'єднань різного складу. Вуглець та гази, які містять вуглеводневі з'єднання, можуть взаємодіяти з нагрівниками, екранами та матеріалами садки та утворювати за певних умов карбіди. За температур вище 1000°С склад залишкового середовища вакуумної печі, яка відкачується парооливним насосом, приблизно однаковий та не залежить від типу теплоізоляції. Вуглецьвмісних газів у залишкових середовищах вакуумних печей можна позбутися лише безоливними засобами відкачування. Пастки значно знижують парціальний тиск залишкових газів. Дуже чисту залишкову атмосферу за невеликих тисків забезпечують турбомолекулярні насоси.

Газове середовище у вакуумній печі під час технологічного циклу змінює свій хімічний склад. У початковий момент – це залишки повітряної атмосфери. Після вакуумного очищення за температур до 300°С початкове середовище розбавляється речовинами, що десорбуються, з'являється пара води та продукти розкладу пари оливи дифузійних насосів [55].

На цьому етапі звичайно затримують підняття температури до відновлення робочого вакууму. На етапі зневоднення за робочих температур газове середовище розбавляється воднем.

Інтенсивне виділення водню починається від температури 500°С. Як правило, на цьому етапі садку витримують, не підвищуючи температури, через загрозу різкого падіння вакууму та зриву роботи дифузійних насосів. За умов зменшення потоку водню вакуум підвищується і насичене воднем середовище відкачується.

За тиску $1\times10^{-2}...1\times10^{-3}$ Па та температур 600...800°С у газовій печі є також пара металів та оксидів, які сублімували з розігрітих поверхонь. Сублімація перебігатиме неперервно, так як всередині вакуумної печі є холодні поверхні, на яких конденсується пара металів та оксидів.

Усі перелічені речовини взаємодіють із розігрітою поверхнею металу. Якщо врахувати, що середня довжина вільного пробігу молекули у вакуумі сумірна з розмірами печі, то, ймовірно, усі активні речовини, особливо кисень та азот, прореагують під час вакуумної термообробки з поверхнею виробів з титанових сплавів. Інтенсивність цієї взаємодії залежить від багатьох чинників: зовнішніх – температурно-часових та газодинамічних параметрів технологічного середовища і внутрішніх – фазово-структурного стану матеріалу, його напруженого стану, кристалографічної текстури (результат деформування), рівня дефектності через нестаціонарність умов взаємодії (циклічна зміна температури) тощо.

Для створення цілісної системи вибору технологічних параметрів вакуумної термічної обробки виробів з титанових сплавів, поверхневого їх зміцнення та забезпечення ресурсу роботи вкрай необхідно знати кінетику взаємодії залежно від вказаних зовнішніх та внутрішніх чинників та її вплив на властивості як поверхневого шару металу, так і його об'ємні характеристики.

4.6.4. Взаємодія титанових сплавів з розрідженим газовим (вакуумним) середовищем

4.6.4.1. Загальні закономірності

Взаємодія титану із газами поєднує різні процеси та реакції у газовій фазі, на поверхні та в глибині металу. Залежно від тиску газового середовища під час цієї взаємодії хімічні сполуки можуть зовсім не утворюватися, або з'являтися миттєво, можливий також перехід молекул хімічних сполук у газову фазу. У розрідженому газовому середовищі (вакуумі) взаємодія «метал–газ» відбувається без виникнення хімічних сполук, перебігає за простим механізмом та складається з п'яти етапів [63]:

1) масоперенесення у газовій фазі;

2) адсорбція молекул газу на поверхні або їх десорбція $\Gamma_2 \leftrightarrow \Gamma_{2\,ад}$;

3) дисоціація адсорбованих молекул та хемосорбція або рекомбінація адсорбованих атомів в адсорбовані молекули $\Gamma_{2\,ад} \leftrightarrow 2\Gamma_{ад}$;

4) перехід адсорбованих атомів через поверхню металу або перехід розчинених атомів в адсорбований стан $\Gamma_{ад} \leftrightarrow \Gamma_т$;

5) дифузія атомів газу вглиб металу.

За винятком другого, кожен із наступних етапів поглинання або виділення газу з металу може бути контролюючим залежно від умов масоперенесення в газовій фазі, стану поверхні, температури та розподілу концентрації розчиненого в металі газу [63]. Можливий перехід від одного контролюючого етапу до іншого та періоди проміжного контролю, коли швидкості процесів на двох різних етапах порівнянні.

За появи шару хімічної сполуки на поверхні металу учасники реакції – метал і газ – стають відокремленими один від одного і взаємодіють лише тоді, коли хоча би одна з речовин дифундує крізь плівку, що їх розділяє. Тоді

швидкість взаємодії визначається вже не самою реакцією, а масоперенесенням крізь плівку хімічної сполуки.

Емпірично знайдені різні часові залежності (кінетичні) поглинання газів металами. Якщо швидкість поглинання газу контролюють реакції на межі фаз, то маємо лінійну залежність

$$\Delta m = k_{\text{л}} \cdot t,\ J = k_{\text{л}}, \qquad 4.1$$

де Δm – питоме збільшення маси металу на одиницю поверхні внаслідок взаємодії з газом.

Цей закон поглинання діє тоді, коли швидкість проникнення газу крізь плівку достатньо велика, наприклад, внаслідок її пористості.

У тонких плівках розміром до десятків нанометрів на поглинання газу суттєво впливають електричні заряди на поверхні, а також у плівці. Тоді цей процес описують залежності [63]:

– логарифмічна

$$\Delta m = k_{\text{лог}} \cdot \ln(t),\ J = k_{\text{лог}}/t; \qquad 4.2$$

– зворотно логарифмічна

$$1/\Delta m = A - k_{\text{з л}} \cdot \ln(t),\ J = k/[t \cdot (A - k_{\text{з л}} \cdot \ln(t))^2],\ A = \text{const}; \qquad 4.3$$

– кубічна

$$\Delta m = \sqrt[3]{k_{\text{к}} \cdot t},\quad J = \frac{1}{3}\sqrt[3]{k_{\text{к}} t^{-2}}\quad . \qquad 4.4$$

За реальних умов взаємодії при достатній тривалості експозиції можливий плавний перехід від однієї залежності до іншої.

За високих ступенів розрідження високотемпературна взаємодія титанових сплавів із розрідженими газами вакуумного середовища розвивається за лінійним законом, а за малих – за логарифмічним.

4.6.4.2. Термодинамічний аналіз

Для з'ясування ймовірності утворення хімічних сполук на поверхні титанових сплавів за цих умов слід розглянути термодинамічні передумови їх формування.

Утворення хімічних сполук та твердих розчинів. У табл. 4.13 наведені розраховані за відомими залежностями та довідниковими даними [64] зміни ізобарно-ізотермічного потенціалу ΔG реакцій утворення при 1123 K (850°C) сполук елементів, що використовують для легування титанових сплавів, у стандартному стані $\Delta G°_T$, а також з урахуванням зміни умов (розрідження атмосфери) ΔG_T. Тут взаємодія можлива, якщо $\Delta G_T < 0$; корозійний процес неможливий, якщо $\Delta G_T > 0$; система знаходиться в рівновазі, якщо $\Delta G_T = 0$.

Згідно з отриманими значеннями зміни ізобарно-ізотермічного потенціалу в розрідженому середовищі ($P = 1\times10^{-3}$ Па) при 850°C титанові сплави взаємодіятимуть з киснем, утворюючи тверді розчини втілення та оксиди, менше окиснюватимуться вуглекислим газом, окисом вуглецю та парою води. Через меншу адсорбційну здатність азоту утворення нітридів цирконію, титану, алюмінію та ванадію хоча і можливе, однак малоймовірне. Енергія їхнього формування менша, ніж оксидів, і тому слід очікувати переважне утворення

оксидів. Карбіди можуть утворювати лише титан та цирконій, але енергія їхнього формування значно менша, ніж в оксидів та нітридів, і тому утворення їх хоча і можливе, але малоймовірне. Гідриди під час взаємодії з воднем за цих умов не виникатимуть.

Таблиця 4.13

Зміна ізобарно-ізотермічного потенціалу реакцій утворення хімічних сполук [64]

№ за/п	Реакція	ΔG^0_{1123}	ΔG_{1123}	ΔG^*_{1123}	ΔG^{**}_{1123}
		кДж/моль		кДж/г-ат. (Ме)	кДж/г-ат. (Г)
1	2	3	4	5	6
1	$Ti + ½O_2 = TiO$	– 411	– 311	– 311	– 311
2	$2Ti + 3/2O_2 = Ti_2O_3$	–1212	– 910	– 455	– 303
3	$3Ti + 5/2O_2 = Ti_2O_5$	–1960	–1458	– 468	– 291
4	$Ti + O_2 = TiO_2$	– 743	– 542	– 542	– 271
5	$Ti + ½N_2 = TiN$	– 231	– 126	– 126	– 126
6	$Ti + ½C_2 = TiC$	– 171	– 51	– 51	– 51
7	$Ti + CO_2 = TiO + CO$	– 232	– 209	– 209	–
8	$Ti + 2CO_2 = TiO_2 + 2CO$	– 384	– 338	– 338	–
9	$Ti + CO_2 = TiO_2 + ½C_2$	– 352	– 270	– 270	–
10	$Ti + H_2O = TiO + H_2$	– 155	– 159	– 159	–
11	$Ti + 2H_2O = TiO_2 + 2H_2$	– 232	– 239	– 239	–
12	$Ti + H_2 = TiH_2$	+ 15	+ 216	+ 216	+ 108
13	$2Al + 3/2O_2 = Al_2O_3$	–1321	–1019	– 509	– 339
14	$2Al + 3CO_2 = Al_2O_3 + 3CO$	– 782	– 713	– 356	–
15	$2Al + 3/2CO_2 = Al_2O_3 + ¾C_2$	– 686	– 439	– 219	–
16	$2Al + 3H_2O = Al_2O_3 + 3H_2$	– 553	– 564	– 282	–
17	$Al + ½N_2 = AlN$	– 217	– 112	– 112	– 112
18	$4Al + 3/2C_2 = Al_4C_3$	– 199	+ 161	+ 40	+ 53
19	$Al + ½H_2 = AlH$	+ 142	+ 343	+ 343	+ 343
20	$Zr + O_2 = ZrO_2$	– 881	– 781	– 781	– 390
21	$Zr + 2CO_2 = ZrO_2 + 2CO$	– 522	– 476	– 476	–
22	$Zr + CO_2 = ZrO_2 + 1/2C_2$	– 490	– 408	– 408	–
23	$Zr + 2CO = ZrO_2 + C_2$	– 458	– 340	– 340	–
24	$Zr + 2H_2O = ZrO_2 + 2H_2$	– 370	– 377	– 377	–
25	$Zr + 1/2N_2 = ZrN$	– 260	– 154	– 154	– 154
26	$Zr + 1/2C_2 = ZrC$	– 174	– 53	– 53	– 53
27	$Zr + H_2 = ZrH_2$	– 18	+ 182	+ 182	+ 91
28	$Fe + 1/2O_2 = FeO$	– 202	– 106	– 106	– 106

Продовження табл. 4.13

1	2	3	4	5	6
29	$3Fe + 2O_2 = Fe_3O_4$	– 760	– 358	– 119	– 89
30	$2Fe + 3/2O_2 = Fe_2O_3$	– 532	– 231	– 115	– 77
31	$Fe + H_2O = FeO + H_2$	+ 53	+ 50	–	–
32	$Fe + CO_2 = FeO + CO$	– 22	+ 0,4	–	–
33	$Fe + CO = FeO + 1/2C_2$	+ 9	+ 68	–	–
34	$4Fe + 1/2N_2 = Fe_4N$	+ 49	+ 154	+ 38	+ 154
35	$3Fe + 1/2C_2 = Fe_3C$	– 1	+ 119	+ 40	+ 119
36	$2Fe + 1/2C_2 = Fe_2C$	+ 8	+ 112	+ 56	+ 112
37	$Mn + 1/2O_2 = MnO$	– 303	– 202	– 202	– 202
38	$3Mn + 2O_2 = Mn_3O_4$	– 933	– 591	– 197	– 147
39	$2Mn + 2O_2 = Mn_2O_4$	– 685	– 384	– 192	– 128
40	$Mn + O_2 = MnO_2$	– 310	– 109	– 109	– 54
41	$Mn + CO_2 = MnO + CO$	– 123	– 100	– 100	–
42	$Mn + CO = MnO + 1/2C_2$	– 91	– 32	– 32	–
43	$Mn + H_2O = MnO + H_2$	– 47	– 50	– 50	–
44	$5Mn + N_2 = Mn_5N_2$	– 70	+ 140	+ 28	+ 70
45	$3Mn + N_2 = Mn_3N_2$	– 23	+ 186	+ 62	+ 93
46	$3Mn + 1/2C_2 = Mn_3C$	+ 1	+ 119	+ 39	+ 119
47	$7Mn + 3/2C_2 = Mn_7C_3$	– 82	+ 297	+ 39	+ 93
48	$Mo + O_2 = MoO_2$	– 360	– 159	– 159	– 79
49	$Mo + 3/2O_2 = MoO_3$	– 476	– 175	– 175	– 58
50	$Mo + 2CO_2 = MoO_2 + 2CO$	– 1	+ 44	+ 44	–
51	$Mo + 2H_2O = MoO_2 + 2H_2$	+ 151	+ 144	+ 144	–
52	$Mo + 3H_2O = MoO_3 + 3H_2$	+ 290	+ 279	+ 279	–
53	$2Mo + 1/2N_2 = Mo_2N$	+3	+213	+ 107	+ 213
54	$2Mo + 1/2C_2 = Mo_2C$	– 57	+ 62	+ 31	+ 62
55	$Sn + 1/2O_2 = SnO$	– 176	– 76	– 76	– 76
56	$Sn + O_2 = SnO_2$	+ 2	+ 25	+ 25	–
57	$Sn + CO_2 = SnO + CO$	– 349	– 148	– 148	– 74
58	$Sn + 2CO_2 = SnO_2 + 2CO$	+ 9	+ 55	+ 55	–
59	$Sn + H_2O = SnO + H_2$	+ 79	+ 75	+ 75	–
60	$Sn + 2H_2O = SnO_2 + 2H_2$	+ 162	+ 155	+ 155	–
61	$V + 1/2O_2 = VO$	– 319	– 218	– 218	– 218
62	$2V + 3/2O_2 = V_2O_3$	– 955	– 653	– 326	– 217
63	$3V + 5/2O_2 = V_3O_5$	–1630	–1127	– 375	– 255
64	$V + O_2 = VO_2$	– 529	– 328	– 328	– 164
65	$2V + 5/2O_2 = V_2O_5$	–1098	– 595	– 297	– 119

Продовження табл. 4.13

1	2	3	4	5	6
66	$V + CO_2 = VO + CO$	– 139	– 116	– 116	–
67	$V + CO = VO + 1/2C_2$	– 107	– 48	– 48	–
68	$V + H_2O = VO + H_2$	– 63	– 67	– 67	–
69	$V + 1/2N_2 = VN$	– 152	– 47	– 47	– 47
70	$2V + 1/2N_2 = V_2N$	–175	+36	+18	+36
71	$2V + 1/2C_2 = V_2C$	– 50	+ 70	+ 35	+ 70
72	$4V + 1/2C_2 = V_4C$	– 50	+ 311	+ 70	+ 103
73	$V + 1/2C_2 = VC$	– 44	+ 75	+ 75	+ 75
74	$Si + 1/2O_2 = SiO$	– 331	– 230	– 230	– 230
75	$Si + O_2 = SiO_2$	– 680	– 479	– 479	– 239
76	$Si + H_2O = SiO + H_2$	– 75	– 78	–	–
77	$Si + CO_2 = SiO + CO$	– 151	– 128	–	–
78	$Si + CO = SiO + 1/2C_2$	– 119	– 60	–	–
79	$3Si + 2N_2 = Si_3N_4$	– 375	+ 45	+ 15	+ 11
80	$Si + 1/2C_2 = SiC$	– 45	+ 75	+ 75	+ 75
81	$1/2C_2 + 1/2O_2 = CO$	– 211	– 170	– 170	– 170
82	$1/2C_2 + O_2 = CO_2$	– 390	– 272	– 272	– 136
83	$H_2 + 1/2O_2 = H_2O$	– 255	– 151	– 75	– 151
84	$1/2C_2 + H_2O = CO + H_2$	+ 44	– 18	– 18	– 18
85	$[O]_{\alpha\text{-Ti}}$ (0…10 ат. %)	– 456	– 369	–	– 369
86	$[O]_{\alpha\text{-Ti}}$ (15…33 ат. %)	– 429	– 342	–	– 342

Примітка: ΔG^{*}_{1123}, ΔG^{**}_{1123} – відповідно зміна ізобарно-ізотермічного потенціалу реакції, віднесена до 1 г-ат. металу на 1 г-ат. газу.

Поряд із реакціями окиснення газами-окиснювачами (кисень, двоокис вуглецю, пара води) слід розглядати і можливість відновлення сполук газами відновлювачами (водень, окис вуглецю). Зокрема, існує ймовірність відновлення воднем оксидів деяких металів, а саме: Mn_3O_4; Mn_2O_3; MnO_2; MoO_2; MoO_3; SnO; SnO_2; V_2O_5. Однак можна припустити, що ці оксиди все ж існуватимуть на поверхні металу.

Таким чином, у результаті взаємодії титану та легувальних елементів із вакуумним середовищем при 850°С слід очікувати переважного насичення металу киснем з наступним утворенням оксидів TiO; Ti_2O_3; Ti_3O_5; TiO_2; Al_2O_3; ZrO_2; MnO; VO; V_3O_5; VO_2 та з меншою імовірністю – оксидів Mn_3O_4; Mn_2O_3; MnO_2; MoO_2; MoO_3; SnO; SnO_2; V_2O_5.

Дисоціація та диспропорціонування оксидів легувальних елементів і титану. Оскільки оксиди, утворюючи суцільні плівки на поверхні металу, можуть впливати на газопоглинання, слід розглянути їхню стабільність у ва-

куумі за тиском дисоціації та тиском насиченої пари. Оксиди, які формуються у вакуумі, можуть мати високий тиск насиченої пари ($p_{Me_xO_y} \geq 1\times10^{-3}$ Па), що сприятиме їх сублімації з поверхні металу. Тиск дисоціації є критерієм стабільності оксидів, які вже присутні на поверхні металу. Вони можуть дисоціювати, якщо тиск їх дисоціації за даної температури вищий за парціальний тиск кисню у вакуумному середовищі $p_{O_2} \leq 4{,}5\times10^{-5}$ Па, або диспропорціонувати до оксидів, які стабільні за цих умов [65].

У табл. 4.14 подано результати розрахунку тисків дисоціації, а у табл. 4.15 – насиченої пари оксидів основних легувальних елементів титанових сплавів [64].

Таблиця 4.14

Тиск дисоціації оксидів хімічних елементів

Оксиди	p_{O_2}, Па		
	650°C	850°C	1050°C
Al_2O_3	$3{,}3\times10^{-34}$	$2{,}7\times10^{-28}$	$5{,}6\times10^{-23}$
MnO	$1{,}2\times10^{-31}$	$7{,}2\times10^{-24}$	$1{,}8\times10^{-18}$
Mn_3O_4	$6{,}9\times10^{-8}$	$2{,}7\times10^{-3}$	4,1
Mn_2O_3	59	$3{,}9\cdot10^{3}$	$7{,}2\cdot10^{4}$
MnO_2	$4{,}6\times10^{5}$	$9{,}9\times10^{6}$	$8{,}4\times10^{7}$
MnO_3	66	$8{,}3\cdot10^{3}$	$2{,}4\cdot10^{5}$
ZrO_2	$3{,}2\times10^{-47}$	$2{,}7\times10^{-36}$	$1{,}1\times10^{-28}$
TiO	$1{,}1\times10^{-49}$	$2{,}3\times10^{-38}$	$1{,}8\times10^{-30}$
Ti_2O_3	$2{,}3\times10^{-41}$	$4{,}2\times10^{-36}$	$9{,}3\times10^{-27}$
Ti_3O_5	$3{,}6\times10^{-38}$	$5{,}3\cdot10^{-33}$	$1{,}8\cdot10^{-26}$
TiO_2	$8{,}5\times10^{-20}$	$1{,}2\times10^{-13}$	$2{,}4\times10^{-9}$
SnO_2	$1{,}47\times10^{-35}$	$1{,}04\times10^{-29}$	$5{,}13\times10^{-22}$
VO	$2{,}3\times10^{-35}$	$1{,}1\times10^{-26}$	$1{,}3\times10^{-20}$
V_2O_5	$1{,}8\cdot10^{3}$	–	–

Згідно з наведеними результатами оксиди марганцю MnO_2 можуть диспропорціонувати до утворення стабільної фази MnO за реакцією [66, 67]

$$MnO_2\ (т) \xrightarrow{T} Mn_2O_3\ (т) + O\ (г) \xrightarrow{T} Mn_3O_4\ (т) + O\ (г) \xrightarrow{T} MnO\ (т) + O\ (г),$$

або, навіть, до утворення Mn (г):

$$MnO\ (т) \xrightarrow{T} Mn\ (г) + O\ (г).$$

Можлива сублімація оксиду MoO_3 за схемою:

$$MoO_3(т) \xrightarrow{T} MoO_3(г).$$

Таблиця 4.15

Тиск насиченої пари оксидів легувальних елементів

Оксиди	$p_{Me_xO_y}$, Па		
	650°C	850°C	1050°C
Al_2O_3	$4{,}5\times10^{-22}$	$6{,}3\times10^{-16}$	$1{,}2\times10^{-11}$
Al_2O	$1{,}1\times10^{-11}$	$1{,}4\times10^{-6}$	$5{,}6\times10^{-3}$
MnO	$2{,}5\times10^{-15}$	$2{,}4\times10^{-10}$	$6{,}6\times10^{-7}$
ZrO_2	$4{,}8\times10^{-28}$	$7{,}1\times10^{-20}$	$7{,}1\times10^{-15}$
ZrO	$3{,}4\times10^{-22}$	$7{,}6\times10^{-16}$	$2{,}1\times10^{-11}$
TiO	$1{,}6\times10^{-18}$	$8{,}2\times10^{-13}$	$7{,}1\times10^{-9}$
Ti_2O_3	$1{,}1\times10^{-21}$	$1{,}4\times10^{-15}$	$2{,}6\times10^{-11}$
Ti_3O_5	$1{,}3\times10^{-75}$	$5{,}5\times10^{-55}$	$5{,}1\times10^{-44}$
TiO_2	$6{,}2\times10^{-19}$	$3{,}9\times10^{-13}$	$4{,}3\times10^{-9}$
SnO	$4{,}38\times10^{-2}$	15,1	891,25
SnO_2	$2{,}5\times10^{-13}$	9×10^{-8}	$6{,}7\times10^{-4}$
VO	$9{,}3\times10^{-17}$	$1{,}4\times10^{-11}$	$5{,}7\times10^{-8}$
V_2O_5	4,5	41	525
MoO_3	7,5	3×10^{3}	–

Зокрема, для триокису молібдену характерний перехід із конденсованого стану у газоподібний без дисоціації, тобто тиск пари MoO_3, достатній для сублімації, досягається за значно нижчої температури, ніж та, за якої дисоціює триоксид молібдену. При 850°C та $P = 1\cdot10^{-3}$ Па сублімуватимуть оксиди MoO_3; SnO; V_2O_5 (табл. 4.15).

Сублімація матриці та легувальних елементів. Оскільки в результаті дисоціації та сублімації оксидів порушуватиметься суцільність оксидної плівки, можлива сублімація титанової матриці та легувальних елементів. З аналізу тисків насиченої пари чистих елементів (табл. 4.16) можна очікувати, що при 650°C жоден з елементів не випаровуватиметься, при 850°C зі сплавів може випаровуватися Mn, а при 850°C поряд з Mn – алюміній.

За реальних умов вакуумної термічної обробки можливі деякі відхилення або аномальні, на перший погляд, явища, пов'язані з підвищеною летючістю окремих елементів та сполук.

Таким чином, у високому вакуумі $P < 1\times10^{-3}$ Па за температур $T > 750$°C титанові сплави можуть взаємодіяти з киснем та збіднюватися легувальними елементами Mn, Sn, Al, Mo, V. Збіднення Mn та Al відбуватиметься внаслідок їхньої сублімації у чистому вигляді, а Mn, Sn, Mo, V – через утворення легколетких сполук з киснем (MnO_2; MoO_2; MoO_3; V_2O_5; SnO; SnO_2). За усіх умов існує можливість газонасичення та утворення оксидів титану.

Таблиця 4.16

Тиск насиченої пари легувальних елементів та теплота сублімації [64]

Елемент	p_{Me}, Па			Теплота сублімації при 25°С, ккал/моль
	650°С	850°С	1050°С	
Al	$2{,}4\cdot10^{-6}$	$1{,}9\cdot10^{-3}$	$2{,}0\cdot10^{-1}$	78,7
Mn	$1{,}2\cdot10^{-4}$	$7{,}5\cdot10^{-2}$	5,8	66,4
Zr	$2{,}7\cdot10^{-22}$	$1{,}2\cdot10^{-16}$	$1{,}9\cdot10^{-12}$	143,4
Ti	$7{,}2\cdot10^{-15}$	$4{,}1\cdot10^{-10}$	$7{,}8\cdot10^{-7}$	112,6
Mo	$6{,}3\cdot10^{-28}$	$3{,}1\cdot10^{-18}$	$8{,}8\cdot10^{-14}$	158,4
V	$8{,}6\cdot10^{-18}$	$1\cdot10^{-11}$	$8{,}5\cdot10^{-10}$	122,9
Sn	$2{,}1\cdot10^{-9}$	$2{,}9\cdot10^{-4}$	$4{,}7\cdot10^{-3}$	72,21

З підвищенням температури або зниженням тиску залишкових газів вакуумного середовища слід очікувати інтенсифікації сублімації. З підвищенням тиску залишкових газів, а відтак, і парціального тиску хімічно активних складників (O_2, N_2, CO_2, H_2O) посилюватимуться термодифузійні процеси та фазоутворення (розчинення кисню та азоту в титані з виникненням хімічних сполук – оксидних, нітридних та оксинітридних плівок).

4.6.4.3. Кінетика взаємодії титанових сплавів з розрідженим газовим середовищем

Для створення методів прогнозування поверхневого зміцнення титанових сплавів під час високотемпературної вакуумної термічної обробки з урахуванням впливу параметрів технологічного середовища та стану матеріалу необхідні знання про кінетичні параметри процесів взаємодії.

За реальних умов вакуумної термічної обробки ($P = 1\times10^{-3}\ldots1\times10^{-2}$ Па, $T \le 1300$ К) розрізняють три типи взаємодії титанових сплавів з розрідженим газовим середовищем: 1) переважальне газонасичення; 2) газонасичення з утворенням летких оксидів та їх наступною сублімацією; 3) переважальна сублімація [68]. Тип взаємодії залежить від хімічного (фазово-структурного) складу сплаву, температури та розрідження газового середовища.

Перший тип взаємодії притаманний технічно чистому титану та більшості сплавам, легованим елементами з великою спорідненістю до кисню та високою розчинністю в α-титані (Al, Zr), у систему легування яких не входять Mn, Sn, V, Mo: це сплави типу ВТ1-0, ВТ5, ПТ7М тощо. Їм у всьому діапазоні температур та тисків властивий найбільший приріст маси внаслідок газонасичення та оксидоутвореня (рис. 4.22, крива *1*).

Другий тип взаємодії властивий сплавам ВТ5-1, ПТ3В, ВТ6С, легованим елементами, менш спорідненими до кисню та з високим тиском насиченої пари їх оксидів (V_xO; SnO). Така взаємодія зумовлює менший приріст маси

сплавів, ніж у попередньому випадку (рис. 4.22, криві *3*, *4*, *6*). При високих температурах (> 1123 K) за певного поєднання температури та тиску залежність приросту маси у часі має перегин (рис. 4.22, крива *5*), який пов'язаний з інтенсифікацією сублімації оксидів легувальних елементів після попереднього накопичення кисню в матриці. Точка перегину відповідає сумірності швидкостей газонасичення та сублімації, а тривалість накопичення кисню прямо пропорційна температурі та обернено пропорційна тиску кисню в газовому середовищі. За низьких температур або розріджень ці сплави взаємодіють з вакуумним середовищем за першим типом.

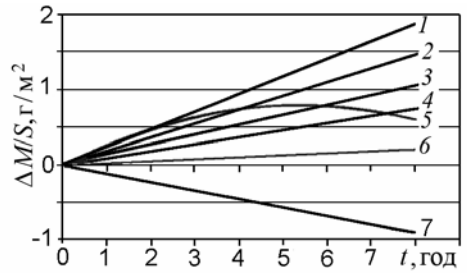


Рис. 4.22. Кінетика зміни маси зразків титанових сплавів ВТ1-0 (*1*), ОТ4-1 (*2*, *7*), ВТ5-1 (*3*, *5*), ПТ3В (*4*) та ВТ6С (*6*) під час витримки при 850°С (*1–4*, *6*, *7*) та 1000°С (*5*) у газовому середовищі з тиском $1{,}33\times10^{-3}$ Па (*1*, *3–7*) та $13{,}3\times10^{-3}$ Па (*2*) [68]

Третій тип взаємодії характерний для сплавів ОТ4 та ОТ4-1, легованих марганцем – елементом із високим тиском насиченої пари (рис. 4.22, крива *7*).

Залежно від температури та тиску газового середовища можливий перехід від одного типу взаємодії до іншого. Найяскравіше це проявляється на сплавах, легованих Mn, які за нижчих температур та вищого тиску взаємодіють за першим типом, а зі збільшенням температури та розрідження – за третім (рис. 4.22, криві *2*, *7*).

Розглянемо детальніше кінетичні закономірності окремих процесів взаємодії.

Утворення поверхневих (оксидних) плівок.

Під час взаємодії титану з киснем формуються тверді розчини на основі α- та β-фаз та різні оксиди (рис. 4.23). Найбільш збагачений киснем оксид TiO_2 у модифікації рутилу. Між титаном та рутилом виявлено ряд проміжних оксидів: Ti_6O, Ti_3O ,Ti_2O, Ti_3O_2, TiO, Ti_3O_4, Ti_2O_3, Ti_3O_5. Максимальна розчинність кисню в α-фазі титану становить 34%, в β-фазі – 5% [63].

Спорідненість титану до кисню настільки велика, що він окиснюється практично за всіх реальних умов ($P > 1\times10^{-6}$ Па). Зміна вільної енергії ΔG_T^o (кДж/моль) під час утворення рутилу з титану та кисню $Ti+O_2 \Leftrightarrow TiO_2$ у стандартних станах в інтервалі температур 1000...1950°K становить $\Delta G_T^o = -940,2 + 0,176 \cdot T$ [63, 70].

За умов формування рутилу із молекулярного кисню та титану при температурах, наближених до 1000°K, ΔG^o = 764,2 кДж/моль, а пружність парів дисоціації дуже мала. Як видно з фазової діаграми оксидів титану (рис. 4.24), при температурі ~900°С вже за парціального тиску кисню 10^{-40} Па створю-

ються термодинамічні умови утворення оксиду TiO_2 на поверхні титану. За нижчих температур цей тиск ще менший.

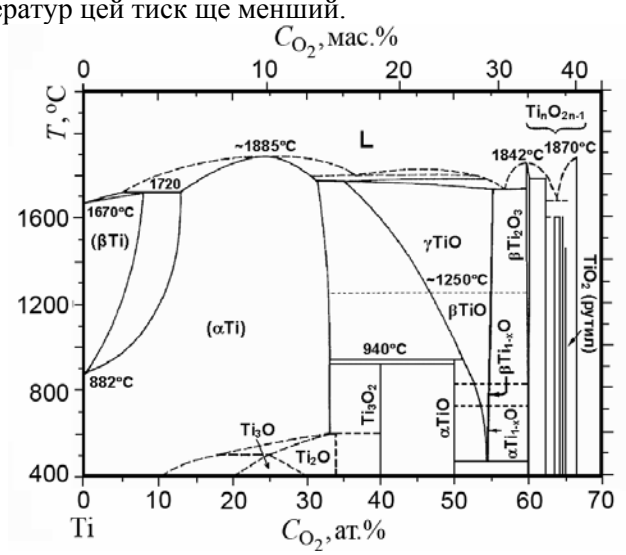


Рис. 4.23. Діаграма стану Ti–O [69]

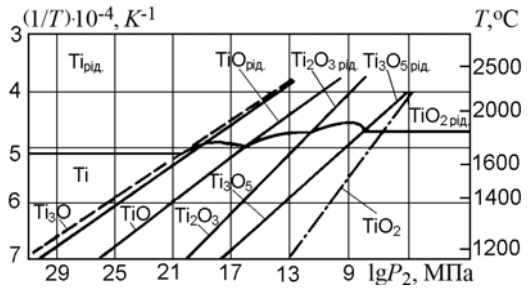


Рис. 4.24. Фазова діаграма оксидів титану [71]

Під час взаємодії титану з киснем на поверхні металу безупинно утворюється оксидна плівка, яка одночасно розчиняється через перехід атомів кисню з плівки у металеву матрицю. В результаті кінетику росту оксидної плівки визначають два одночасні процеси: формування та розчинення оксиду. В достатньо високому вакуумі розчинення плівки переважає над її ростом. Її розчинення на титанових сплавах починається при температурі, вищій за 550…600°C [72–76].

У високотемпературній області реакції взаємодії титану з киснем характерний "інкубаційний період", під час якого зберігається лінійна залежність (4.1). Тривалість інкубаційного періоду, пов'язаного з насиченням твердого розчину киснем, збільшується з підвищенням температури від декількох секунд (T = =750°C, p_{O_2}= 1×10^{-3} Па) до десятків хвилин при 850°C. До того ж лінійна швидкість реакції прямо пропорційна тиску кисню і миттєво реагує на його зміну.

З насиченням твердого розчину в поверхневих зонах поступово змінюється стехіометрія упорядкованих фаз від $Ti_{12}O$ до Ti_2O, після чого з'являються зародки оксиду на деяких зернах [70, 77–82]. На утворення зародків (щільність) дуже сильно впливає кристалографічна орієнтація зерен металу, і

з підвищенням температури цей вплив посилюється [79]. У високотемпературній області спостерігається сильне окиснення межами зерен та з'являється наступна стадія росту оксиду – топографічний контраст, який свідчить про коалесценцію початкових зародків та їх вертикальний ріст [78]. Товщина оксидної плівки зменшується з пониженням тиску та з підвищенням температури внаслідок її розчинення у металі. В діапазоні 800…1000°С за парціального тиску кисню, меншого $6{,}66\times10^{-3}$ Па, оксидна плівка на титані не утворюється.

Після формування чистої поверхні та витримки на повітрі за нормальної температури товщина оксидної плівки становить 1,7 нм через 2 год; 3,5 нм через 40 діб; 5 нм через 70 діб; 7,5 нм через 545 діб і 25 нм через 4 роки [72].

Її товщину на поверхні титану та його сплавів можна наближено оцінювати за кольором. У табл. 4.17 подано кольори мінливості титану після окиснення на повітрі впродовж 1 год за різних температур та приблизна товщина оксидної плівки, яка відповідає тому чи іншому відтінку.

Таблиця 4.17

Параметри оксидної плівки на титані після окиснювання на повітрі впродовж 1 год [73]

Температура, °С	Колір	Товщина плівки, нм
350	Світло-жовтий	34,4
400	Жовто-коричневий	43,4
450	Коричнево-фіолетовий	45,6
500	Фіолетово-синій	51,0
550	Голубий	53,6
600	Жовто-червоний	84,2
650	Брудно-фіолетовий	204
700	Сірий блискучий	–
750	Сірий матовий	–
800	Світло-сірий	–
850	Білуватий	–

Для повного запобігання окисненню титанові сплави слід нагрівати в середовищі з парціальним тиском кисню, нижчим за 1×10^{-3} Па, а в інтервалі тисків $10^{-3}...10^{5}$ Па швидкість їх взаємодії з киснем можна звести до мінімуму вибором розрідження газового середовища, температури та способу нагріву [74].

Газонасичення та сублімація.

Газонасичення. Результатом взаємодії титану з киснем є не тільки утворення оксидного шару, але й шару, збагаченого киснем, в якому кисень дифузійно розчинений у α- та β-фазах. Цей шар називають дифузійним, газонасиченим або альфованим.

Розчинення кисню визначає градієнт його концентрації та коефіцієнт дифузії в металі. Глибина газонасиченого шару залежить від коефіцієнта дифу-

зії елементів втілення в α- та β-титані. Коефіцієнти дифузії кисню в титані, визначені різними авторами, не зовсім збігаються, різниця між ними може досягати двох порядків. В табл. 4.18 та на рис. 4.25 наведено коефіцієнти дифузії кисню та інших домішок втілення в титані [63, 76].

Таблиця 4.18

Коефіцієнт дифузії кисню в титані та сплавах на його основі ($D = D_0 \cdot \exp(-E/RT)$) [63]

№ за/п	Хімічний склад	D_0, см^2/с	E, ккал/моль	Температурний інтервал, °С
1	α-Ti	0,45	48 000	750...800
2	α-Ti	0,8	48 000	400...850
3	α-Ti	$(2{,}683 \pm 0{,}115)\cdot 10^{-13}$		600
4	α-Ti	0,408	47 040	700...850
5	β-Ti	$2{,}03\cdot 10^{5}$	75 300	815...1090
6	β-Ti	0,45	36 000	900...1400
7	Ti–5Al–2,5Sn	94,4	58 800	815...1150
8	Ti–4Al–4Mn	74,9	55 500	760...1150
9	Ti–6Al–4V	388	59 500	850...1095

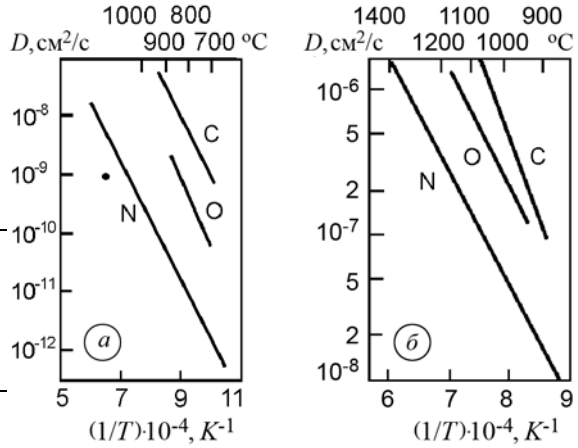


Рис. 4.25. Температурні залежності коефіцієнтів дифузії кисню, азоту та вуглецю в α- (*а*) та β-титані (*б*) [76]

На швидкість дифузії кисню впливає кристалографічна орієнтація (текстура) металу. Вона більш швидка перпендикулярно осі ***c*** кристала титану, при цьому $D_\perp / D_{||} = 1{,}6$ ($D_\perp, D_{||}$ – коефіцієнт дифузії кисню у перпендикулярному та паралельному осі ***c*** кристала титану напрямках) [78].

Нерівноважна сублімація. Поєднання глибокого вакууму ($P \le 1\times10^{-3}$ Па) та високих температур ($T \ge 750$°С) під час вакуумної термічної обробки інтенсифікує сублімацію титанової матриці та легувальних елементів. На атомному рівні на інтенсивність цього процесу впливають: поверхнева дифузія, кристалографічна орієнтація, дефекти структури та адсорбція домішок [25, 83].

На неї також впливають оксидні або інші шари на поверхні. Цей вплив залежить від того, чи така фаза стійка в умовах сублімації чи видаляється за механізмами дисоціації, розчинення в металі або іншими процесами [84]. Утво-

рення суцільних та важкопроникних дифузійно плівок на деяких металах (Mg, Zn, Al, Be та ін.) гальмує сублімацію [85, 86]. Поряд з цим можливі випадки, коли леткість сполуки, що утворюється на поверхні металу, перевищує леткість самого металу (MoO_3, CuO, Ag_2O та ін.).

Розрізняють три типи механізмів випаровування, які обмежують або нівелюють захисну дію оксидних плівок [63]:

– пряме випаровування шляхом перетворення оксиду $(Me_xO_y)_т$ у $(Me_xO_y)_г$;

– "окиснення–випаровування" після взаємодії оксиду MeO_x з киснем та утворення більш леткого оксиду MeO_y ($x < y$);

– "реакція–випаровування" – взаємодія оксиду MeO з іншими компонентами системи з утворенням продуктів, які потім легко випаровуються.

Тому висока швидкість сублімації, яка деколи спостерігається і не відповідає тиску пари досліджуваної речовини за даних умов, є фактично сумарним результатом гетерогенних реакцій та сублімації.

Парціальний тиск активних складників залишкової газової атмосфери суттєво впливає на сублімацію, змінюючи тривалість інкубаційного періоду. Ймовірною причиною цього ефекту є відновлення бар'єрної плівки на поверхнях металу, інтенсивність якого зростає зі збільшенням тиску хімічно активних газів [25, 83].

Наведені вище механізми та загальні закономірності сублімації властиві також і випаровуванню титану та його сплавів. На сьогодні можна вважати, що вигляд температурної залежності тиску насиченої пари титану надійно визначений. В загальному вигляді температурну залежність тиску насиченої пари титану в інтервалі температур 1000…2000°С описує рівняння [87]

$$\lg P = (12,00 \pm 0,20) - (23600 \pm 150) \cdot T^{-1} \text{ (Па)}. \qquad (4.5)$$

Термодинамічна оцінка тиску насиченої пари титану за Несміяновим [87] дає занижені результати ($5,85\times10^{-15}$ Па при 650°С та $0,82\times10^{-9}$ Па при 1000°С), що свідчить про малу ймовірність випаровування титану за реальних умов термічної обробки ($P = 1\times10^{-3}$ …1×10^{-2} Па, $T \le 1050$°С). Але для реальних температур термічної обробки титанових сплавів у вакуумі 600…1000°С експериментальні дані про зміну тиску насиченої пари титану та кінетику сублімації обмежені.

Вплив хімічного складу та фазово-структурного стану на кінетику взаємодії.

Інтенсивність взаємодії титанових сплавів з розрідженим газовим середовищем залежить від багатьох факторів: температури та тиску, швидкості натікання, текстури деформації, напружень тощо. Однак за інших рівних умов визначальним є фазово-структурний стан металу, який залежить від системи легування.

<u>α-титанові сплави</u>**.** Для сплавів ВТ1-0, ВТ5 та ПТ7М за усіх умов переважає газонасичення (рис. 4.26–4.28). Експериментальні дані добре апроксимуються лінійною залежністю. Ріст температури в межах 650…1000°С та підвищення тиску на порядок з $1,33\times10^{-4}$ до $1,33\times10^{-2}$ Па суттєво збільшують коефіцієнт лінійної швидкості поглинання газу $k_л$ (табл. 4.19, 4.20).

Таблиця 4.19

Кінетичні параметри газонасичення титанових сплавів в ізобарних умовах

Сплав	T, К	При P = 1,33 МПа				
		за формулою (4.6)		за формулою (4.7)		
		k^P, г·м$^{-2}$·год$^{-1}$	A, г·м$^{-2}$	B, г·м$^{-2}$·год$^{-1}$	$E_{екс}$, Дж·моль$^{-1}$	C, г·м$^{-2}$·год$^{-1}$
ВТ1-0	923	3,13	2,67	18 305	65 807,76	4,66
	1123	21,16	6,53			
	1273	30,38	18,21			
ВТ5-1	923	–2,14	2,59	358,3	37 695,7	3,91
	1123	11,45	9,96			
	1273	6,93	14,10			
ПТ-7М	923	2,97	0,31	9 547,3	62 718,73	3,19
	1123	8,88	0,74			
	1273	24,76	2,05			
ПТ-3В	923	4,78	0,55	686,7	38 572,1	1,53
	1123	9,35	2,82			
	1273	20,00	0,38			
ВТ6С	923	0,44	0,1	80 325,3	93 743,60	1,07
	1123	2,82	1,87			
	1273	13,18	10,10			
ОТ4-1	923	–2,96	1,2	– 68 039,2	77 948,42	6,34
	1123	–11,72	4,41			
	1273	–53,15	46,87			

Таблиця 4.20

Кінетичні параметри газонасичення титанових сплавів в ізотермічних умовах

Сплав	P, мПа	При T = 1123 К				
		за формулою (4.8)		за формулою (4.9)		
		k^T, г·м$^{-2}$·год$^{-1}$	F, г·м$^{-2}$	H	J	K
				г·м$^{-2}$·год$^{-1}$		
ВТ1-0	0,133	9,13	7,25	20,90	6,13	1,05
	1,33	21,16	6,53			
	13,3	37,51	29,24			
ВТ5	0,133	4,85	1,34	13,64	5,95	4,77
	1,33	8,60	1,60			
	13,3	32,44	2,68			
ВТ5-1	0,133	5,84	3,11	15,95	6,50	4,50
	1,33	11,45	9,96			
	13,3	35,96	8,40			
ПТ-7М	0,133	2,97	0,24	10,90	4,70	2,37
	1,33	8,88	0,74			
	13,3	24,76	2,05			
ОТ4-1	0,133	–16,89	3,63	–6,45	6,87	5,11
	1,33	–11,72	4,41			
	13,3	14,97	8,77			

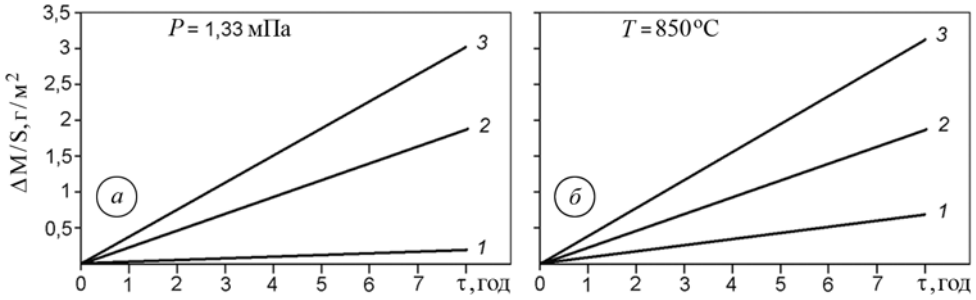


Рис. 4.26. Кінетика зміни маси сплаву ВТ1-0 залежно від температури витримки (*а*: *1* – 650°С; *2* – 850°С; *3* – 1000°С) та тиску залишкових газів вакуумного середовища (*б: 1* – 0,123 мПа; *2* – 1,33 мПа; *3* – 13,3 мПа)

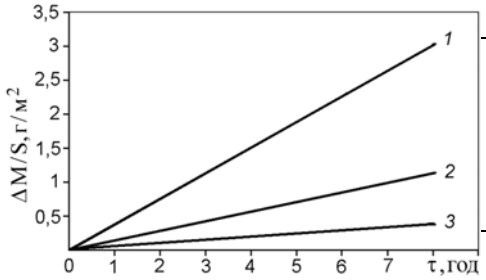


Рис. 4.27. Кінетика зміни маси зразків сплаву ВТ5 при температурі 850°С залежно від тиску залишкових газів вакуумного середовища:
1 – 0,133 мПа; *2* – 1,33 мПа; *3* – 13,3 мПа

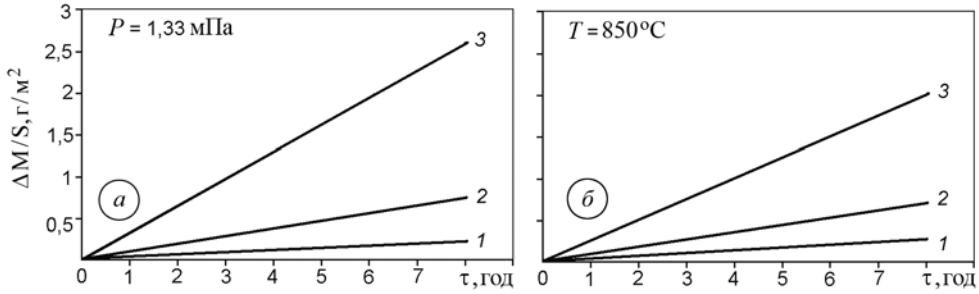


Рис. 4.28. Кінетика зміни маси зразків сплаву ПТ7М залежно від температури витримки (*а*: *1* – 650°С; *2* – 850°С; *3* – 1000°С) та тиску вакуумного середовища (*б*: *1* – 0,133 мПа; *2* – 1,33 мПа; *3* – 13,3 мПа)

Перевищення температури α↔β-перетворення (882°С) змінює тип кристалічної ґратки з ГЩУ на ОЦК, а відтак, зростає коефіцієнт дифузії домішкових атомів на декілька порядків та суттєво зменшується розчинність домішок втілення в β-фазі титану [72].

Кінетика зміни маси зразків сплаву ВТ5-1, який містить, окрім Al, ще й Sn, інша (рис. 4.29 *а*). Зокрема, при 650°С для зразків характерне зменшення маси, що можна пояснити перевагою сублімації (випаровування олова) над поглинанням газів з розрідженого середовища. З підвищенням температури

до 850°С газонасичення починає переважати над сублімацією і маса зразків збільшується, але кількісно приріст маси в ~2 рази менший, ніж для сплаву ВТ1-0. За температури 850°С кінетика характеризується лінійною залежністю, що свідчить про контрольований характер реакцій на межі "метал–газ". Зі зростанням ж температури до 850°С кінетична залежність переходить у параболічну, а це означає, що відповідальною за кінетику стає дифузія, зокрема, олова до поверхні металу. Сублімацією олова чи його сполук із киснем можна пояснити перегин на кінетичній залежності після ~4 год витримки.

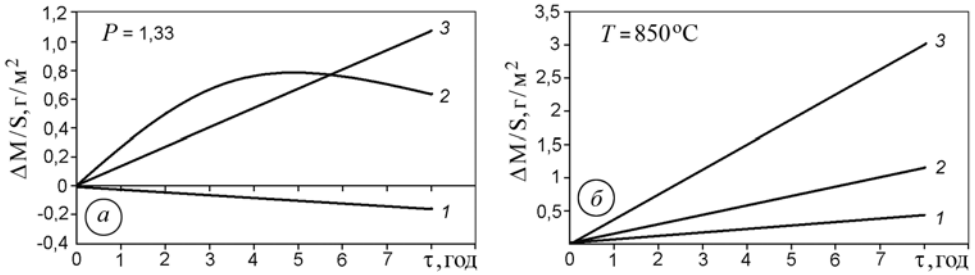


Рис. 4.29. Кінетика зміни маси зразків сплаву ВТ5-1 залежно від температури витримки (*а*: *1* – 650°С; *2* – 850°С; *3* – 1000°С) та тиску вакуумного середовища (*б*: *1* – 0,133 мПа; *2* – 1,33 мПа; *3* – 13,3 мПа)

Після тривалої (15 год) витримки при 850°С у вакуумі з тиском залишкових газів $13{,}3\times10^{-3}$ Па на поверхні всіх α-сплавів (ВТ1-0, ВТ5, ВТ5-1, ПТ7М) рентгенофазовим аналізом зафіксовано рефлекси оксидів TiO, Ti_3O_5, Ti_2O_3 та TiO_2.

Таким чином, для α-титанових сплавів під час витримки у розрідженому газовому середовищі з тиском $1{,}33\times10^{-2}...1{,}33\times10^{-4}$ Па при 650…850°С переважає газонасичення, крім сплаву ВТ5-1, що легований Sn, у якого при 650 та 850°С сублімація олова змінює характер кінетичних залежностей.

Псевдо-α-титанові сплави. Псевдо-α-титановий сплав ПТ3В, легований ванадієм, має аналогічну до α-титанових сплавів кінетику зміни маси (рис. 4.30), але швидкість збільшення маси зі зростанням температури в ~2 рази менша, ніж сплаву ВТ1-0, і в ~1,5 рази, ніж сплаву ВТ5 (табл. 4.19).

Таку його поведінку можна пояснити наявністю в його складі ванадію, який за умов експерименту може сублімувати у складі сполук з киснем.

Діаметрально протилежна поведінка сплаву ОТ4-1, який містить марганець (рис. 4.31). При 650...850°С у вакуумі з тиском залишкових газів $1{,}33\times10^{-3}$ Па фіксується зменшення маси зразків (рис. 4.31 *а*) внаслідок сублімації марганцю. За температури 1000°С після 4 год витримки лінійна залежність зміни маси стає параболічною, що свідчить про перехід контролю за кінетикою від поверхневих реакцій до дифузії, зокрема дифузії марганцю до поверхні. З підвищенням тиску залишкових газів вакуумної атмосфери швидкість втрати маси зразками зменшується (рис. 4.31 *б*), а під тиском $1{,}33\times10^{-2}$ Па їх маса

навіть зростає. Таке явище можна пояснити виникненням на поверхні зразків великої кількості зародків оксидів саме в місцях з розвиненим мікрорельєфом, де переважає сублімація марганцю, що в подальшому їй перешкоджає.

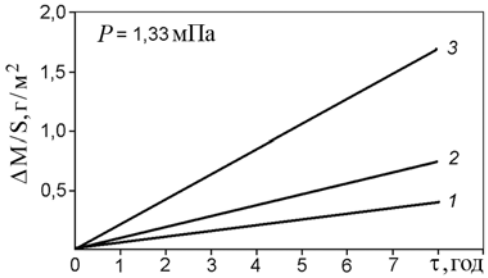


Рис. 4.30. Кінетика зміни маси сплаву ПТ3В під час витримки у вакуумі $1{,}33\times10^{-3}$ Па залежно від температури:
1 – 650°С; *2* – 850°С; *3* – 1000°С

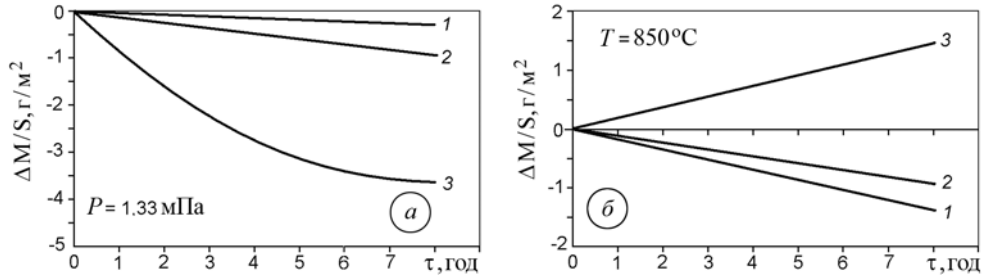


Рис. 4.31. Кінетика зміни маси зразків сплаву ОТ4-1 залежно від температури витримки (*а*: *1* – 650°С; *2* – 850°С; *3* – 1000°С) та тиску вакуумного середовища (*б*: *1* – 0,133 мПа; *2* – 1,33 мПа; *3* – 13,3 мПа)

Таким чином, β-стабілізатори Mn та V змінюють кінетику взаємодії псевдо-α-титанових сплавів з розрідженим газовим середовищем.

α+β-титанові сплави. Цим сплавам властиве складне газонасичення. В них за низьких температур міститься велика кількість α-фази, яка добре поглинає кисень, і газонасичення повинно протікати досить активно. Проте низькі температури гальмують цей процес. Умови газонасичення поліпшуються з підвищенням температури, але при цьому, згідно з діаграмою стану системи «Ti–O», кількість α-фази в сплаві зменшується, а β-фази – зростає, що також сповільнює газонасичення. Таким чином, підвищення температури для (α+β)-сплавів супроводжується конкуренцією двох факторів, що по-різному впливають на газонасичення: температурного, що пришвидшує процес, та структурного, що сповільнює його. Залежно від співвідношення ефективностей цих факторів газонасичення сплавів з (α+β)-структурою при різних температурах може протікати з різною швидкістю, не виключаючи навіть його сповільнення з підвищенням температури. Зокрема, за температур інтенсивного фазового α→β-перетворення з підвищенням температури збільшується глибина газонасиченого шару сплаву ВТ14 і зменшується сплаву ВТ16 [68].

Кінетика газонасичення (α+β)-титанового сплаву ВТ6С (рис. 4.32) суттєво відрізняється від такої сплаву ВТ1-0: швидкість приросту маси зразків сплаву ВТ6С приблизно в 5 разів менша при 650...850°С і приблизно вдвічі менша при 1000°С. Порівняно зі сплавом ПТ3В, який має ту саму систему легувальних елементів, але в меншій кількості, швидкість приросту маси зразків сплаву ВТ6С в інтервалі 650...850°С приблизно втричі менша, а при 850°С – в 1,25 рази.

Таким чином, зі збільшенням вмісту β-стабілізаторів, а відповідно і β-фази, швидкість газонасичення (α+β)-титанового сплаву сповільнюється.

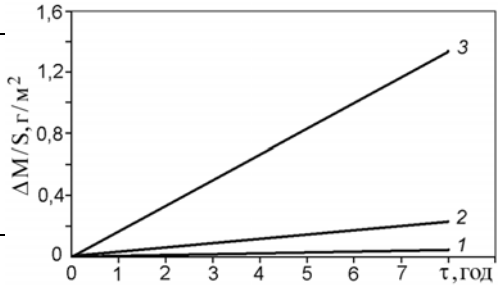


Рис. 4.32. Кінетика зміни маси зразків сплаву ВТ6С під час витримки у вакуумі з тиском $1{,}33\times10^{-3}$ Па залежно від температури:
1 – 650°С; *2* – 850°С; *3* – 1000°С

Інші чинники впливу. Окрім температурно-часових параметрів та тиску газового середовища, на кінетику взаємодії впливають динамічність газового потоку (натікання), кристалографічна текстура деформації, напружений стан, нестаціонарність умов взаємодії. Їх треба враховувати, прогнозуючи наслідки високотемпературної взаємодії титанових сплавів з розрідженим газовим середовищем. Розглянемо детальніше вплив кожного з них.

Натікання. Відпалюють за умов динамічного вакууму, глибину якого визначає динамічна рівновага потоків газу, що відкачується та натікає. Швидкість натікання слід обмежувати, тому що гази, що натікають, взаємодіють з поверхневими шарами відпалюваних деталей, змінюючи кінетику процесів.

Зокрема, зі збільшенням натікання у вакуумну систему від 0,01 до 1 Па·дм^3·см$^{-2}$, за умов залишкового тиску $1{,}33\times10^{-1}$ Па, суттєво інтенсифікується окиснювання та газонасичення промислових титанових сплавів ВТ1-0, ПТ-7М, ВТ5-1, ОТ4-1, ВТ20, ВТ6с, ВТ23 під час відпалу 800°С, 5 год, що за своїми наслідками рівноцінне підвищенню тиску залишкових газів [27, 88]. Після відпалу зі швидкістю натікання 0,01 Па·дм^3·с$^{-1}$ на поверхні зразків з титану ВТ1-0, сплавів ПТ7М та ВТ20 оксидна плівка не виявлена, зразки були блискучі або темні (ВТ1-0), на поверхнях сплавів ВТ23 та ОТ4-1 сформувалася оксидна плівка з Ti_2O_3, а на ВТ6 – TiO_2, до того ж зразки останнього сплаву, на відміну від усіх інших, мали сіро-синє забарвлення. Зі збільшенням швидкості натікання на всіх зразках утворюється оксидна плівка: на ВТ1-0 та ВТ6С – з рутилу, а на решті – Ti_3O_5, який поступово переходить в TiO_2. За швидкості натікання 10 Па·дм^3·с$^{-1}$ на поверхні титанових сплавів формується щільна оксидна плівка з захисними властивостями. За умов натікання 20…35 Па·дм^3·с$^{-1}$ вона розтріскується й інтенсивність газонасичення значно зростає

[27, 88]. Суцільна оксидна плівка суттєво гальмує сублімацію титанової матриці та легувальних елементів.

Якщо виходити з умов газонасичення, то допускна швидкість натікання повинна бути значно менше 1 Па·дм^3·с$^{-1}$. М. В. Мальцев [89] вважає допускною швидкістю натікання під час вакуумного відпалу 0,3...0,5 Па·дм^3·с$^{-1}$.

Текстура деформації. На практиці метали використовують, як правило, в полікристалічному стані. Хоча всі зерна в однорідному металі однакової кристалічної будови, проте взаємна орієнтація кристалографічних осей різна. Аналогом кристалографічної орієнтації площини в монокристалі для полікристала є текстура – переважна кристалографічна орієнтація зерен. Одним з основних технологічних процесів формування кристалографічної текстури є пластичне деформування, коли текстура утворюється внаслідок повороту кристалографічних площин в умовах ковзання та двійникування.

Знаючи кореляційні залежності між кристалографічною текстурою та інтенсивністю фізико-хімічних процесів (дифузії, сублімації, фазоутворення) під час високотемпературної взаємодії титанових сплавів з газами, можна керувати їх інтенсивністю шляхом підбору або формування необхідної текстури, а відтак, цілеспрямовано впливати на експлуатаційні властивості конструкційного матеріалу.

Згідно з результатами праці [90], вихідна кристалографічна текстура деформації впливає на інтенсивність високотемпературної взаємодії титанових сплавів ВТ1-0 та ОТ4-1 з кисневмісними середовищами, особливо на її початкові стадії, внаслідок зміни умов масообміну на межі «метал–газ» та дифузійної рухливості домішок втілення. За однакових умов насичення на поверхні зразків із “базисною” текстурою типу $(0001)[10\bar{1}0]$ (фракція орієнтування 44...62%) в 1,3–1,5 рази пришвидшені зародкоутворення, формування та ріст оксидної плівки, а розмір газонасиченої зони в 1,2–1,3 рази менший, ніж для зразків із “призматичною” текстурою типу $(10\bar{1}0)[11\bar{2}0]$ (фракція орієнтування 50%). Однак на поверхні останніх швидше протікає сублімація та розвивається рельєф. З поліпшенням досконалості кристалографічної текстури (збільшенням фракції орієнтувань даного типу) посилюється її вплив на процеси взаємодії.

Напруження. Під час термообробки вироби часто знаходяться під дією внутрішніх напружень (викликаних попередньою обробкою) або зовнішніх навантажень (заневолення, термоправка). В працях [27, 88] вивчали вплив деформування, викликаного зовнішнім навантаженням, на інтенсивність досліджуваних процесів за таких умов: температура T = 750°С, тиск залишкових газів P = 1,33 МПа, тривалість 10 год. Встановлено, що зовнішнє навантаження інтенсифікує дифузійні процеси (газонасичення, оксидоутворення та сублімацію). Пропорційно напруженню збільшується розмір газонасиченої зони, інтенсифікується сублімація та посилюється рельєфоутворення на поверхні металу. Зокрема, для сплаву ОТ4-1 за дії навантаження 7,3 МПа збіднена марганцем зона збільшується вдвічі (рис. 4.33).

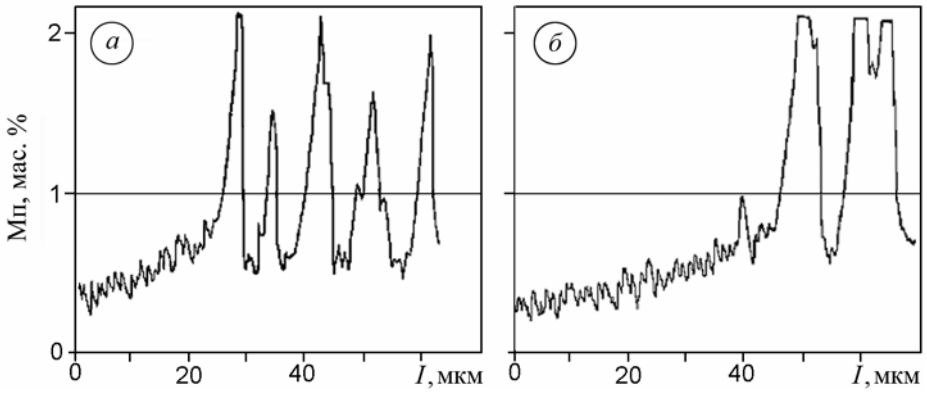


Рис. 4.33. Розподіл марганцю в сплаві ОТ4-1 після витримки у розрідженому газовому середовищі (1,33 МПа) при 750°С протягом 10 год:

а – без навантаження; *б* – із зовнішнім розтягувальним навантаженням 7,3 МПа

Циклічна зміна температури. Взаємодію титанових сплавів з розрідженим газовим середовищем інтенсифікують температура, тиск і час. Однак це можна зробити й іншими способами, зокрема, циклічно змінюючи температуру (термоциклування). В працях [91, 92] на прикладі титанових сплавів ВТ1-0, ВТ5-1, ОТ4-1, ВТ6С показано, що у вакуумі 1,33 мПа в області існування α-фази титану циклічна зміна температури з розмахом 100°С пришвидшує дифузійні процеси, сприяє формуванню товстішого газонасиченого шару з вищим (до трьох разів) приростом поверхневої твердості проти ізотермічних умов, що пояснюють збільшенням дефектності металу за умов термоциклування. Рекомендовано використовувати термоциклування в області існування α-фази титану для інтенсифікації вакуумного оксидування титанових сплавів.

4.6.4.4. Кінетичні параметри газонасичення титанових сплавів

Для більшості сплавів швидкість поглинання газу з розрідженого газового середовища ($p = 1{,}33\times10^{-4} – 1{,}33\times10^{-2}$ Па) контролюють фазово-граничні реакції на межі «метал–газ», про що свідчить лінійний закон зміни маси у часі [64]. У табл. 4.19 і 4.20 наведені кінетичні параметри газонасичення деяких титанових сплавів за ізобарних та ізотермічних умов, визначені за експериментальними даними, що дозволяє адекватно описати кінетику процесу в широкому діапазоні температур та тисків.

Ізобарні умови:

$$\Delta M/S = (k^P \cdot \tau \pm A) \cdot 10^{-2} , [г/м^2], \qquad (4.6)$$

де k^p – коефіцієнт лінійної швидкості за сталого тиску; A – довірчий інтервал з імовірністю 0,98. Коефіцієнт лінійної швидкості за ізобарних умов термічно активованого процесу залежить від абсолютної температури T за рівнянням Арреніуса [63]:

$$k^P(T) = B \cdot \exp(-E_{екс}/RT) \pm C, [г \cdot м^{-2} \cdot год^{-1}], \qquad (4.7)$$

де B – стала, яка не залежить від температури; $E_{екс}$ – загальна енергія активації процесу; C – довірчий інтервал з імовірністю 0,98. Константи до формул (4.6) та (4.7) та експериментальна енергія активації процесу подані у табл. 4.19.

Ізотермічні умови. За даними термогравіметрії в ізотермічних умовах за різних тисків усі кінетичні закономірності задовільно описують лінійні залежності:

$$\Delta M/S = (k^T \cdot \tau \pm F) \cdot 10^{-2}, \text{ [г/м}^2\text{]}, \quad (4.8)$$

де k^T – коефіцієнт лінійної швидкості за сталої температури (1123 K); F – довірчий інтервал з імовірністю 0,98. Залежність коефіцієнта лінійної швидкості за ізотермічних умов від залишкового тиску середовища задовільно апроксимує логарифмічна залежність

$$k^T(P) = [\, H + J \cdot \ln(P) \,] \pm K, \text{ [г·м}^{-2}\text{·год}^{-1}\text{]}, \quad (4.9)$$

де H, J – сталі, які не залежать від тиску; K – довірчий інтервал з імовірністю 0,98. Коефіцієнти до формул (9) та (10) наведені в табл. 4.20.

4.6.5. Вплив вакуумного відпалу на стан поверхневих шарів напівфабрикатів та виробів із титанових сплавів

4.6.5.1. Поверхневе зміцнення

Утворення твердих розчинів втілення в металі під час дифузійного насичення титанових сплавів газами з розрідженого газового середовища (переважно киснем) пов'язано з сильним спотворенням кристалічної ґратка металу та, внаслідок цього, суттєвим підвищенням його твердості. Тому параметри газонасиченого шару визначають за мікротвердістю, яку вимірюють з поверхні та по перерізу шліфа, виготовленого з газонасиченого зразка або вирізаного з деталі. За глибину газонасиченого шару беруть відстань від поверхні, на якій збільшення твердості внаслідок розчинення кисню дорівнює похибці вимірювання (рис. 4.34). В дифузійному шарі виділяють альфований та перехідний шари. Альфований відрізняється за структурою від основного металу підвищеним вмістом α-фази, що легко виявляється за допомогою металографії, часто цей шар представлений лише α-фазою. Перехідний шар за мікроструктурою помітно не відрізняється від основного металу, але його можна оцінити за більшою мікротвердістю проти останнього. За відсутності оксидного шару на поверхні металу глибина дифузійного та газонасиченого шарів однакова.

У технічному титані та сплавах на його основі домішки проникнення (O_2, N_2, C) завжди присутні разом, тому слід враховувати їх сумарний вплив на структуру металу. Вміст азоту, кисню, вуглецю в технічному титані можна наближено оцінити за показником твердості: зі збільшенням їх концентрації твердість зростає. Для визначення з достатньою для практики точністю впливу сумарного ефекту усіх трьох домішок на властивості титану Огден та Джеффі запропонували вираховувати "еквівалент кисню" за рівнянням [56]

$\Sigma O = [O] + 2[N] + 2/3\,[C]$, де [O], [N], [C] – вміст домішок, %.

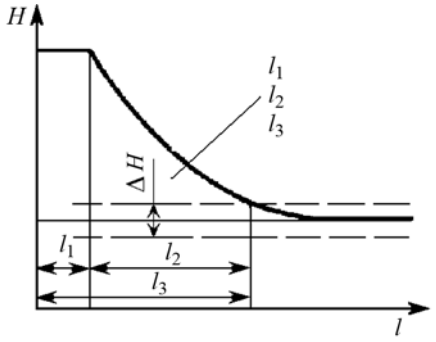


Рис. 4.34. Залежність мікротвердості поверхневого шару, збагаченого киснем, від відстані до поверхні [58]:
l_1, l_2, l_3 – товщини оксидного, дифузійного та газонасиченого шарів

Експериментально Марголін та Нілсен встановили зв'язок між твердістю титану та "еквівалентом кисню" [56]:

$$\text{НВ} = 40 + 310\sqrt{\sum \text{O}}.$$

Максимальна розчинність кисню в α-фазі титану 34 ат.%, у той час як в β-фазі – лише 5 ат.% [63, 72]. З іншого боку, коефіцієнт дифузії кисню в β-титані на порядок вищий, ніж в α-фазі ($D_{\beta\text{-Ti}} = 3\times10^{-10}$ см^2/с; $D_{\alpha\text{-Ti}} = 2\times10^{-9}$ см^2/с при 800°С [63, 72]).

Це сприяє тому, що на сплавах титану з великим вмістом α-фази (α-сплав ВТ1-0 та псевдо-α-сплав ОТ4-1) під час термічної обробки в вакуумі формуються газонасичені шари з високим ґрадієнтом твердості (рис. 4.35). Поверхнева мікротвердість ($H_\mu^{\text{п}}$), як і повний приріст поверхневої мікротвердості ($\Delta H_\mu^{\text{п}}$) α-, псевдо-α-, (α+β)-титанових сплавів, зростає як зі збільшенням температури ізотермічної витримки, так і її тривалості (табл. 4.21). У сплаві ВТ35 (β-сплав) ця закономірність порушується. Зі збільшенням температури ізотермічної витримки поверхнева мікротвердість сплаву зменшується. Час ізотермічної витримки діє на наслідки газонасичення так: при температурах обробки 650 і 750°С мікротвердість $\Delta H_\mu^{\text{п}}$ збільшується, а при 800°С – зменшується (табл. 4.21)

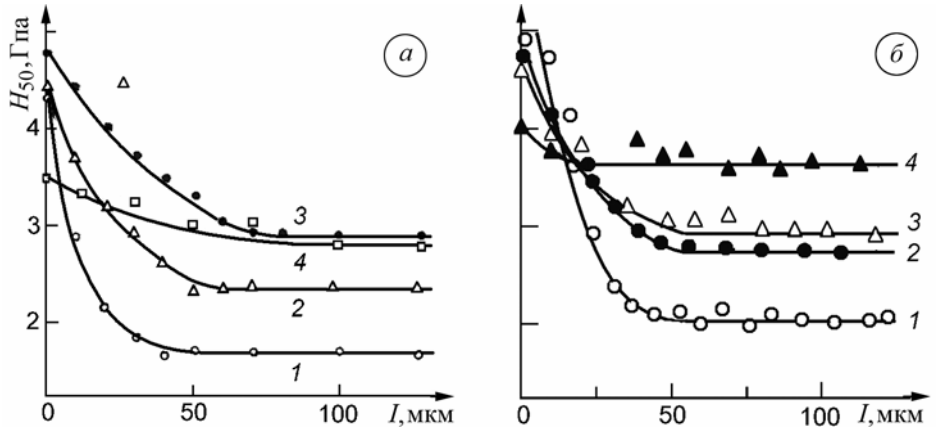


Рис. 4.35. Зміна мікротвердості по перерізу приповерхневих шарів титанових сплавів після відпалу в вакуумі при 750°С (*а*) та 800°С (*б*) протягом 5 год:
1 – ВТ1-0; *2* – ОТ4-1; *3* – ВТ23; *4* – ВТ35

Значення коефіцієнта K, що відображає відносний приріст поверхневої твердості, для α- та псевдо-α-сплавів (ВТ1-0 та ОТ4-1) значно вищі, ніж для (α+β)- та β-сплавів (ВТ23 та ВТ35) за однакових умов насичення (табл. 4.21). Зі збільшенням температури насичення для α-, псевдо-α- та (α+β)-сплавів характерне зростання параметра K (рис. 4.36), хоча швидкість його росту зі збільшенням β-фази у сплавах падає. У β-сплаві ВТ35 відносний приріст поверхневої твердості, як і повний, дуже малі і з підвищенням температури насичення зменшуються (рис. 4.36), що пов'язано зі збільшенням кількості стабільної β-фази, котрій притаманна мала розчинність та велика швидкість дифузії кисню.

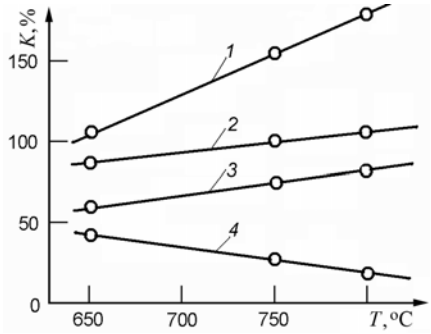


Рис. 4.36. Температурна залежність відносного приросту поверхневої твердості ($K = (\Delta H_{\mu}^{\text{п}}/H_{\mu}^{\text{с}})\times 100\%$) титанових сплавів після відпалу у вакуумі 10^{-2} Па, 5 год.:
1 – ВТ1-0; *2* – ОТ4-1; *3* – ВТ23; *4* – ВТ35

Що стосується глибини проникнення кисню в металеву матрицю, то зі збільшенням у сплаві об'ємного вмісту β-фази розмір газонасиченої зони зростає (табл. 4.21). Зокрема, на сплаві ВТ35 формуються газонасичені шари, глибина яких у 2–2,5 рази більша, ніж на α-сплаві ВТ1-0 (150 мкм проти 60 мкм після обробки в вакуумі 0,1 Па при 800°С впродовж 5 год). Глибина газонасиченої зони у сплавів всіх структурних класів зростає як із збільшенням тривалості газонасичення (табл. 4.21), так і температури ізотермічної витримки (рис. 4.37). На швидкість росту газонасиченої зони зі зміною температури насичення структурний клас (фазовий склад) сплаву практично не впливає.

Таблиця 4.21

Параметри газонасичених шарів титанових сплавів залежно від температури та тривалості витримки (умови насичення: вакуум 0,1 Па, питоме натікання 0,1 м·Па·с$^{-1}$)

Марка сплаву	T, °С	τ, год	$H_{\mu}^{\text{п}}$	$H_{\mu}^{\text{с}}$	$\Delta H_{\mu}^{\text{п}}$	l, мкм	K, %
			ГПа				
1	2	3	4	5	6	7	8
ВТ1-0	650	0,5	3,00	1,35	1,15	10	62
		1	3,30	1,85	1,45	15	73
		5	3,80	1,80	2.00	25	111
	750	0,5	3,60	1,75	1,85	20	106
		1	3,95	1,75	2,20	25	125
		5	4,30	1,70	2,60	40	153
	800	0,5	4,00	1,65	2,35	30	142
		1	4,15	1,65	2,50	35	151
		5	4,50	1,60	1,90	60	180

Продовження табл. 4.21

1	2	3	4	5	6	7	8
ОТ4-1	650	0,5	3,40	2,40	1,00	15	42
		1	3,65	2,40	1,25	25	52
		5	4,25	2,35	1,90	45	80
	750	0,5	3,35	2,35	1,50	25	64
		1	4,20	2,35	1,85	35	79
		5	4,30	2,30	2,00	60	87
	800	0,5	3,90	2,30	1,60	30	70
		1	4,15	2,25	1,90	45	84
		5	4,25	2,25	2,00	70	88
ВТ23	650	0,5	4,00	3,00	1,00	25	33
		1	4,25	3,00	1,25	30	42
		5	4,75	2,95	1,80	50	61
	750	0,5	4,40	2,90	1,50	40	52
		1	4,65	2,85	1,80	50	63
		5	4,80	2,85	1,95	75	69
	800	0,5	4,60	2,95	1,65	50	56
		1	4,85	2,90	1,95	65	67
		5	5,00	2,85	2,15	90	75
ВТ35	650	0,5	4,00	3,00	1,00	40	21,6
		1	3,6	2,95	0,65	60	22
		5	3,65	3,00	0,65	100	40
	750	0.5	3,40	2,76	0,64	50	23
		1	3,42	2,74	0,68	70	25
		5	3,44	2,75	0,69	130	26
	800	0.5	3,37	2,71	0,66	60	24
		1	3,19	2,70	0,49	80	18
		5	3,17	2,75	0,42	150	15

Отже, за ідентичних умов газонасичення параметри газонасичених шарів, що утворюються на титанових сплавах, суттєво залежать від їх фазового складу. На сплавах з великим вмістом α-фази (α-, псевдо-α-сплави) зафіксовано значний приріст поверхневої мікротвердості, формуються шари з великим ґрадієнтом твердості. Із збільшенням кількості β-фази утворюються глибші шари, але з меншим ґрадієнтом твердості. З ростом кількості β-фази в сплавах титану знижується їх чутливість до зміни умов газонасичення. Тобто, за однакових абсолютних змін параметрів контактуючого середовища (температура, час, парціальний тиск хімічно-активних складників) відносна зміна поверхневої твердості, глибини зміцненої зони для сплавів із значною кількістю β-фази менша.

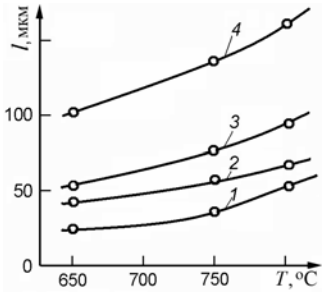


Рис. 4.37. Температурна залежність глибини зміцненої (газонасиченої) зони титанових сплавів за відпалу в вакуумі $P = 1\times10^{-2}$ Па, 5 год
1 – ВТ1-0; *2* – ОТ4-1; *3* – ВТ23; *4* – ВТ35

Оскільки такі чинники, як динамічність газового потоку, текстура деформації, напружений стан та нестаціонарність умов (термоциклування) змінюють кінетику взаємодії титанових сплавів з розрідженим газовим середовищем, природно, що вони впливають й на параметри газонасичених шарів (глибину, градієнт твердості по перерізу, твердість поверхні).

Зі збільшенням швидкості натікання від 0,01 до 1 Па·дм^3·см$^{-2}$ глибина газонасиченого шару на всіх титанових сплавах зростає (рис. 4.38 *б*), а мікротвердість поверхневого шару суттєво підвищується (рис. 4.38 *а*).

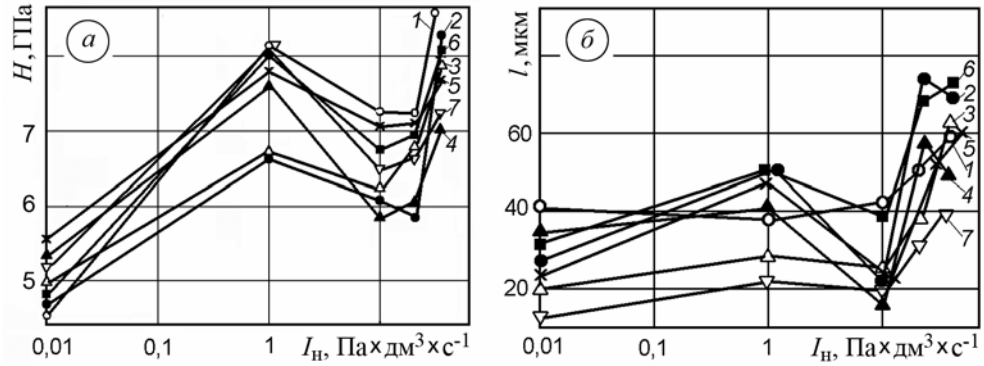


Рис. 4.38. Залежність мікротвердості (*а*) та глибини газонасиченого шару (*б*) від швидкості натікання $J_н$ за вакуумного відпалу (P = 0,13 Па) титанових сплавів при 800°С, 5 год [27, 88]:

1 – ВТ1-0; *2* – ОТ4-1; *3* – ВТ5-1; *4* – ПТ7М; *5* – ОТ4-1; *6* – ВТ23; *7* – ВТ20

Після відпалу зі швидкістю натікання 1 Па·дм^3·с$^{-1}$ мікротвердість поверхневого шару титану ВТ1-0 на сплавах ОТ4-1, ПТ7М, ВТ6с, ВТ20 зростає майже вдвічі, а на сплавах ВТ5-1 та ВТ23 – значно менше (рис. 4.38 *б*). Менше газонасичення сплавів за швидкості натікання 10 Па·дм^3·с$^{-1}$ спричинює й менший приріст поверхневої твердості, а збільшення газонасичення за швидкостей натікання 20 та 35 Па·дм^3·см$^{-2}$ супроводжується суттєвим підвищенням мікротвердості.

4.6.5.2. Зміна шорсткості поверхні

Мікронерівності на поверхні титану та його сплавів утворюються через випаровування титану та легувальних елементів, у тому числі й внаслідок утворення оксидів. Титан та легувальні елементи переважно випаровуються з меж зерен, тому що тут енергія атомів проти досконалої поверхні підвищена. Поступово, з сублімацією титану та легувальних елементів, вздовж меж зерен утворюються заглиблення. Будова металу всередині зерна також неоднорідна, хоча би через неоднорідність структури та хімічного складу. Тому за вакуумного відпалу формуються два види нерівностей поверхні – міжзеренні та внутрішньозеренні.

На поверхні листів з титану та його сплавів у вихідному стані та після відпалу за температури до 700°С переважають невеликі нерівності – порядку 0,2 мкм. З підвищенням температури відпалу за 700°С кількість малих мікронерівностей висотою до 0,2 мкм зменшується та виникають більші (у сплавах ВТ1-0 та ВТ6 – до 1 мм). Після вакуумного відпалу за температур 1000...1200°С практично повністю зникають мікронерівності висотою 0,02…0,04 мкм і переважають висотою 0,06...0,08 мкм, але зустрічаються гребінці до 0,3...1,0 мкм.

З підвищенням температури до 800°С максимальна висота внутрішньозеренних мікронерівностей для усіх досліджених сплавів збільшується, досягаючи максимуму при 800°С, та різко спадає, досягаючи мінімуму за 900°С, потім знов проходить через максимум (рис. 4.39 *а*).

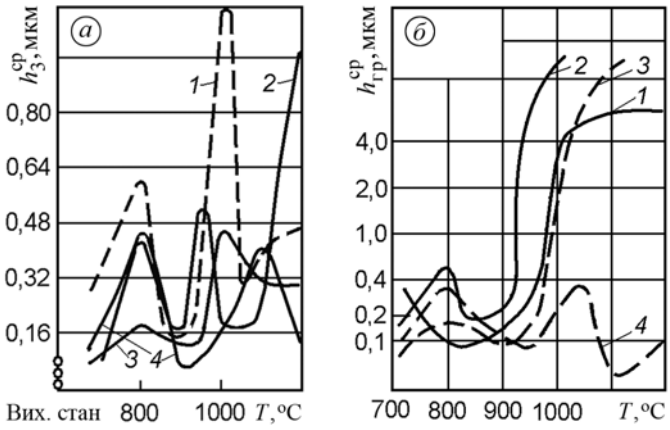


Рис. 4.39. Залежність максимальної висоти внутрішньозеренних (*а*) та міжзеренних (*б*) мікронерівностей на поверхні титанових сплавів ВТ6 (*1*), ВТ1-0 (*2*), ВТ5 (*3*) та ВТ15 (*4*) від температури вакуумного відпалу [93]

Після відпалу в інтервалі 700...950°С висота міжзеренних мікронерівностей досягає 0,5 мкм, але переважають висотою від 0,04 до 0,14 мкм (рис. 4.39 *б*). Після відпалу за 1000...1200°С частотні криві зсуваються в бік мікронерівностей висотою 2 мкм, хоча зустрічаються мікронерівності заввишки до 18 мкм. Нерівності висотою 0,1 мкм відповідають 12-му класу шорсткості поверхні, 0,5 мкм – 10-му, 5 мкм – 7-му та 20 мкм – 5-му. Отже, вакуумний відпал в інтервалі 700...800°С погіршуватиме шорсткість поверхні, вищої за 9-й клас.

З підвищенням температури вакуумного відпалу від 700 до 1200°С спостерігається загальна тенденція до зниження загальної питомої поверхні. Знайдена за методом С. А. Салтикова абсолютна питома поверхня для сплавів ВТ1-0, ВТ5, ВТ6, ВТ15 становить 250...500 мм^2/мм^3 після відпалу при 700°С та 170...250 мм^2/мм^3 при 1200°С. Загальна тенденція до зниження питомої поверхні з підвищенням температури вакуумного відпалу усіх досліджуваних сплавів пов’язана з тим, що з ростом температури зменшується кількість дрібних мікронерівностей та збільшується великих [55].

Встановлено, що під час нетривалих відпалів за температур 650…750°С не слід очікувати різкої зміни хімічного складу та вакуумного розтравлення поверхні. Тому останнє за таких режимів не може спричиняти зміну ресурсних характеристик конструкцій з титанових сплавів.

Після відпалу в β-області структура поверхні листа має ступінчасту будову. Подібну будову поверхні після вакуумного відпалу за високих температур у глибокому вакуумі спостерігали й на інших металах. Цікаво відмітити, що пластинки часто мають форму п'ятикутників, яка не пов'язана з кристалічною структурою металу, тому що елементи симетрії п'ятого порядку законами кристалографії заборонені.

Текстура деформації титанових сплавів суттєво впливає на розвиток поверхневого мікрорельєфу під час вакуумної термообробки [90]. Виявлено, що мікрорельєф сублімації на поверхнях з "призматичною" текстурою розвивається інтенсивніше. Для вихідної текстури T_4 це проявляється у розвитку в часі як міжзеренного (розтравлення меж зерен), так і внутрішньозеренного мікрорельєфів. При цьому вигляд внутрішньозеренного рельєфу найрізноманітніший: ямки травлення, паралельні борозни, сходинки тощо, проте загальним є мала відстань між елементами мікрорельєфу. Це свідчить про те, що сублімація охоплює всю поверхню металу. Шорсткість поверхні при цьому зростає – середньоарифметичне відхилення профілю (R_a) після 15-годинної витримки збільшується втричі порівняно з вихідним станом (табл. 4.22).

На зразках сплаву ВТ1-0 з "базисною" текстурою T_1, T_2 мікрорельєф сублімації розвивається значно повільніше. При цьому зі збільшенням досконалості текстури цей ефект підсилюється, про що свідчать результати профілометричних досліджень ($R_a(T_1) > R_a(T_2)$ на 20% після 5-годинної витримки). Характерною особливістю мікрорельєфу сублімації на зразках з "базисною" текстурою є велика кількість зерен з порівняно плоскою поверхнею, крім того, відстань між елементами рельєфу збільшується порівняно зі зразками з "призматичною" текстурою. Для зразків з подвійною "базисною" текстурою T_3 характерний мікрорельєф сублімації з порівняно плоскими поверхнями зерен, проте значно розтравленими їх межами. Такий мікрорельєф свідчить про різницю у швидкості сублімації з поверхні зерен та міжзеренних границь, що і спричиняє значне збільшення шорсткості поверхні. Зокрема після 15-годинного відпалу параметр R_a на поверхнях з вихідною текстурою T_3 найбільший і в 3–4 рази перевищує вихідні значення.

Таблиця 4.22

Вплив кристалографічної текстури на шорсткість поверхні титанового сплаву ВТ1-0 після вакуумного відпалу ($P = 1\times10^{-3}$ Па) [90]

Тип текстури	R_a, мкм		
	вихідна	750°С, 5 год	750°С, 15 год
$(0001)[10\bar{1}0]$ – 44% ($\boldsymbol{T_1}$)	0,028	0,038	0,081
$(0001)[10\bar{1}0]$ – 62% ($\boldsymbol{T_2}$)	0,026	0,031	0,070
$(0001)[10\bar{1}0]$ – 67% ($\boldsymbol{T_3}$)	0,028	0,054	0,121
$(10\bar{1}0)[11\bar{2}0]$ – 50% ($\boldsymbol{T_4}$)	0,029	0,050	0,091

4.6.5.3. Особливості будови газонасичених шарів титанових сплавів різних структурних класів

Структурний клас титанових сплавів обумовлює характерні особливості газонасичення, а відтак, і формування ідентичних у межах кожного класу газонасичених шарів з певним співвідношенням кількісних параметрів і структури [94].

Хоча абсолютні значення основних характеристик газонасичених шарів зі зміною параметрів термічної обробки і змінюються, як показано вище, проте типовий вигляд зміцненої зони у розрізі H_μ–l для кожного структурного класу сплавів за ідентичних умов насичення зберігається, як і своєрідна будова газонасичених шарів (рис. 4.40).

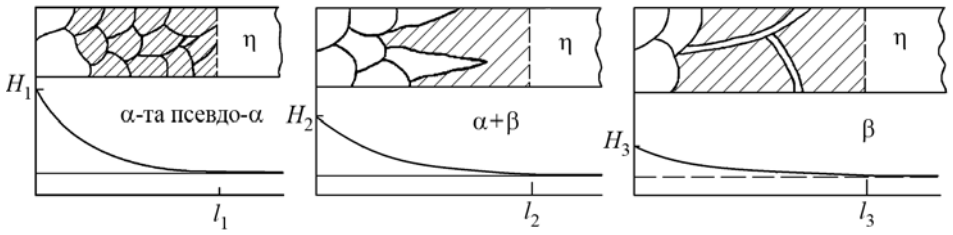


Рис. 4.40. Загальні закономірності формування газонасичених шарів на титанових сплавах різних структурних класів [94]

Газонасичена зона α- та псевдо-α-титанових сплавів – це α-зерна, розмір яких зростає зі збільшенням як тривалості насичення, так і його температури. Порівняно з матрицею сплаву α-зерна газонасиченого шару більші, а ступінь їх травлення менший, що свідчить про значну кількість розчиненого в них кисню і корелює з дюрометричними дослідженнями (H_μ, ΔH_μ, K).

Насичення киснем псевдо-α-титанового сплаву ОТ4-1 супроводжується розпадом у приповерхневому шарі металу з великим ґрадієнтом твердості невеликої кількості β-фази, що міститься в сплаві, та стимулює рекристалізацію зерна в цій зоні. Ця β-фаза розпадається паралельно з виділенням із α-твердого розчину β-стабілізівного елемента – Mn, який обмежено розчинний в α-титані, сегрегацією його на межах зерен і дифузійним відводом в глибші шари металу.

Для (α+β)-титанових сплавів зі збільшенням об’ємного вмісту β-фази, а відтак, і можливості її розпаду з насиченням киснем, формується характерна структура газонасиченого шару. На межі поділу «газ–метал» утворюється шар стабілізованого киснем α-твердого розчину. Виникнення насиченого киснем двофазового (α+β)-шару з пластинами α-фази, що глибокими клинами простягаються в глибину сплаву, пов’язане з дифузійним відводом β-стабілізівних елементів сплаву (V, Mo, Cr, Fe тощо) [94].

Слід зауважити, що в (α+β)-сплаві ВТ23 характерні зміни структури в зоні газонасичення простежуються лише за великих приростів поверхневої твердості та значного ґрадієнта мікротвердості по перерізу, що забезпечується тривалими експозиціями при високих ($T > 850$°C) температурах обробки. У

протилежному випадку спостерігаємо лише натяки на формування цієї структури газонасиченої зони.

У β-сплаві ВТ35 явних змін структури в зоні насичення за досліджуваних температурно-часових параметрів обробки не зафіксовано. Газонасичена зона, як і матриця сплаву, – великі β-зерна з деякою кількістю α-фази на їх межах. Знеміцнення приповерхневих газонасичених шарів (зменшення H_μ, ΔH_μ, K) зі зростанням температури насичення сплаву пов'язане зі збільшенням кількості стабільної β-фази, в якій кисень слабо розчиняється і дуже швидко дифундує.

За вищих температур насичення притаманна кожному структурному класу титанових сплавів будова газонасичених шарів повинна проявлятись яскравіше. Таким чином, структурний клас обумовлює характерні особливості газонасичення, а отже, формування ідентичних у межах кожного класу газонасичених шарів із певним співвідношенням кількісних параметрів і структури.

4.6.5.4. Зміни хімічного та фазово-структурного стану

Під час взаємодії титанових сплавів з розрідженим газовим середовищем (газонасичення та сублімації) змінюються структура та фазовий склад приповерхневих шарів металу внаслідок перерозподілу легувальних елементів та зміни хімічного складу.

За умов вакуумного відпалу та температур, які перевищують деяку критичну, починається інтенсивне випаровування легувальних елементів з поверхневого шару титанових напівфабрикатів. Критична температура початку інтенсивного випаровування дорівнює 850°С для сплаву ВТ6 та 750°С для сплаву ОТ4 [95]. Найсхильніші до сублімації сплави ОТ4, ОТ4-1, ВТ15 та ВТ22.

У сплавах ВТ16, ВТ20 та ВТ30 до температури вакуумного відпалу 900°С яких-небудь помітних змін у вмісті легувальних елементів у поверхневому шарі не зафіксовано. Причини збереження хімічного складу поверхневого шару сплавів ВТ20 та ВТ16 на сьогодні невідомі.

Внаслідок зменшення вмісту легувальних елементів у поверхневих шарах напівфабрикатів їх концентрація може вийти за межі, встановлені технічними умовами. Наприклад, вміст легувальних елементів у поверхневому шарі стає нижче норми після відпалу за температур, вищих 850°С, для сплавів ВТ6, ВТ5, ВТ15, ВТ3-1 та ВТ8 і вище 750°С – для сплавів ВТ22 та ОТ4. У сплавах, які містять ванадій та молібден, їх вміст суттєво зменшується в поверхневому шарі за вакуумного відпалу. Зміна хімічного складу поверхневого шару металу неминуче веде до зміни його фазового стану. Особливо яскраво це проявляється за одночасного насичення металу киснем (α-стабілізатором) та сублімації таких β-стабілізівних елементів, як V та Mo, що призводить до суттєвого збільшення кількості α-фази у поверхневих шарах металу. Кількість α-фази у поверхневих шарах може збільшуватися і в результаті виділення зі стабілізованого киснем α-твердого розчину β-стабілізівних елементів, зниження їх розчинності, скупчення їх межами зерен та відводу в глибину титанової матриці. Тоді у поверхневому шарі псевдо-α- (ОТ4-1) та (α+β)-сплавів формується стовпчаста структура з великими α-зернами.

Найбільше насичення домішками впровадження впливає на β-сплави. Зокрема, кисень сильно пришвидшує евтектоїдний розпад β-фази: може спричинити появу в ній інтерметалідів, які, розташовуючись межами зерен, знижують пластичність сплаву. Підвищений вміст кисню в β-сплаві зумовлює також виділення голчастої α-фази, яка може бути концентратором напружень. Під час старіння кисень та азот переходять в α-фазу та окрихчують її.

Газонасичення під час вакуумної термообробки сприяє виникненню у поверхневих шарах внутрішніх напружень, що за сприятливих температурних умов спричинює рекристалізаційний ріст зерна. Це характерно для сплаву ВТ1-0.

4.6.6. Вплив вакуумного відпалу (поверхневого зміцнення) на механічні властивості титану та його сплавів

Під час вакуумного відпалу перебігають різноманітні фізико-хімічні процеси, які впливають і позитивно, і негативно на службові властивості матеріалу конструкцій. Цей вплив зумовлений багатьма причинами:

- зменшенням вмісту водню в напівфабрикатах та виробах;
- структурними та фазовими перетвореннями, викликаними температурою;
- зніманням шкідливих і корисних залишкових напружень;
- газонасиченням (альфуванням) поверхневого шару;
- розвитком поверхневого мікрорельєфу і зміною хімічного складу поверхневого шару внаслідок сублімації матриці та легувальних елементів.

Присутні два найсуттєвіші ефекти, пов'язані з впливом цих чинників на службові властивості матеріалу [97–101]:

I – зменшення схильності до уповільненого руйнування та КР, підвищення в'язкості руйнування;

II – зміна характеристик міцності та зниження витривалості порівняно з вихідним станом.

Перший ефект пов'язаний, у першу чергу, зі зменшенням вмісту водню у металі. Другий – це результат комплексного впливу решти чинників, частина з яких не пов'язана із взаємодією металу з розрідженим газовим середовищем.

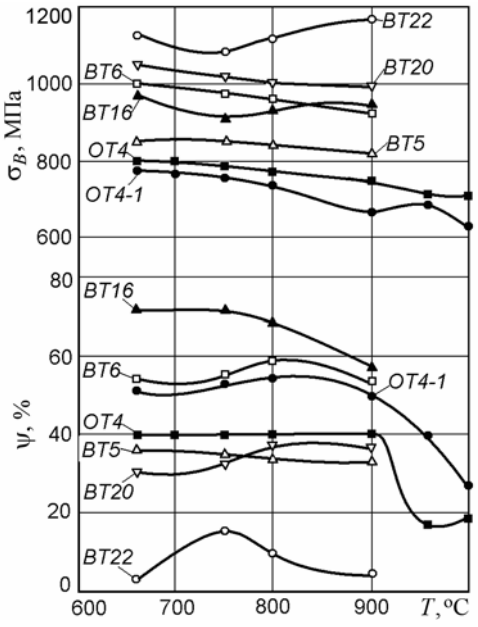


Рис. 4.41. Вплив температури вакуумного відпалу на механічні властивості зразків, вирізаних з прутків титанових сплавів [55]

Дійсно, зі зростанням температури вакуумного відпалу від 650 до 900°С у більшості сплавів несуттєво знижується тимчасовий опір розриву і границі текучості з незначним збільшенням поперечного звуження та відносного видовження (рис. 4.41). Ці зміни зумовлені тим, що відпалений за технічними умовами метал частково нагартований і тому за достатньо високих температур відпалу в ньому протікають процеси повороту та рекристалізації, що викликає зниження міцності та підвищення пластичності [55].

Для сплавів ВТ16 та ВТ22 характерний невеликий мінімум міцнісних властивостей після відпалу при 750°С зумовлений тим, що через більший вміст β-стабілізаторів температура переходу (α+β)-фази в β-фазу в них порівняно низька і суттєві зміни фазового складу та структури починаються за нижчих, ніж в інших, сплавах температур.

Міцність сплаву ОТ4 найінтенсивніше зменшується після відпалу в інтервалі 900…1000°С, а сплаву ОТ4-1 – в інтервалі 950... 1000°С. Поперечне звуження та видовження сплавів ОТ4 та ОТ4-1 мало змінюються після відпалу в інтервалі 600...900°С, однак за вищих температур різко зменшуються. Ці зміни зумовлені структурними перетвореннями: розмір зерна сплавів ОТ4 та ОТ4-1 мало змінюється до 900°С і різко збільшується з подальшим зростанням температури, що викликає різке погіршення їх механічних властивостей після відпалу при температурах, вищих за 900°С [96].

Ударна в'язкість титанових сплавів залишається майже незмінною при температурі відпалу до 800°С, потім підвищується, досягаючи максимуму після відпалу при 950°С, коли внаслідок нагрівання зеренна структура замінюється пластинчастою. Подальше підвищення температури обумовлює зростання β-зерна та огрубіння пластинчастої структури, що викликає деяке зниження ударної в'язкості. Ударна в'язкість титану та високочутливих до водню сплавів (ОТ4 та ОТ4-1) може підвищуватися після вакуумного відпалу внаслідок зменшення вмісту водню [55].

Вакуумний відпал знижує довговічність нагартованого металу: для вихідних нагартованих зразків сплаву ВТ6 кількість циклів до утворення тріщини на 40%, а довговічність на 24% більші, ніж для відпалених при 750°С, 2 год у вакуумі з мінімальним натіканням [97, 98].

Негативний вплив зменшення поверхневих стискальних напружень під час вакуумного відпалу на службові характеристики виробів з титанових сплавів підтвердився й під час вивчення багатоциклової витривалості [55]. Найбільше характеристики витривалості відпаленого металу знижуються з підвищенням температури відпалу від 400 до 600°С (для сплавів ОТ4 та ОТ4-1). Цей ефект пов'язаний з практично повною релаксацією корисних напружень, які закладені у вихідному металі.

Таким чином, зниження циклічної міцності та повторно-статичних характеристик напівфабрикатів з титанових сплавів внаслідок вакуумного відпалу є наслідком не тільки впливу вакууму на метал, а також температурного.

Розглянемо детальніше дію чинників, пов'язаних із взаємодією титанових сплавів з розрідженим газовим (вакуумним) середовищем, зокрема зміц-

нення поверхневого шару внаслідок газонасичення і його пошкодження в результаті сублімації, на міцність та втомні властивості металу.

4.6.6.1. Міцність та пластичність

Під час виготовлення деталей або конструкцій з титанових сплавів внаслідок нагрівання в технологічній атмосфері із достатньо високим залишковим тиском кисню на їх поверхні утворюється газонасичений шар (твердий розчин кисню в титані). Високолегований киснем (зміцнений) шар на титанових сплавах погіршує їх пластичні властивості і за подальшої деформації напівфабрикатів чи експлуатації деталей призводить до утворення поверхневих тріщин і руйнування. Зміцнення і крихкість поверхневих шарів змінюють властивості виробів тим більше, що менший їх переріз. Особливо чутливі до газонасичених шарів листи, стрічки, труби, профілі, дріт тощо. Безумовно, забруднений газами шар негативно впливає і на товстостінні деталі чи напівфабрикати, оскільки сприяє появі поверхневих тріщин.

Глибина шару і, відповідно, ступінь окрихчення металу залежать від температури нагріву та тривалості витримки. За температур, нижчих ~500°С, швидкість взаємодії титану з киснем настільки мала, що навіть за тривалих витримок механічні властивості титану та його сплавів через поглинання кисню помітно не змінюються, якщо метал не тонкостінний і не знаходиться під дією напружень. Практично не впливають на механічні властивості титанових сплавів і газонасичені шари, сформовані після нетривалої витримки при вищих температурах (винятком є газонасичення при температурах, вищих за 1000°С).

Газонасичені шари, які утворилися за високих температур та парціальних тисків кисню, негативно впливають на механічні властивості титанових сплавів: погіршують міцнісні і, особливо, пластичні властивості. Під час випроб на розтяг газонасичений шар розтріскується з утворенням великої кількості мікротріщин, які й полегшують руйнування. Наприклад, зі збільшенням тривалості витримки при 900°С на повітрі від 0 до 5 год зразків сплаву Ti–6Al–4V тимчасовий опір розриву зменшується з 1000 до ~900 МПа, границя текучості залишається практично незмінною, а пластична деформація ε_p зменшується з 12 до 2% [55].

Загальної закономірності зміни механічних властивостей титанових сплавів залежно від натікання не виявлено (табл. 4.23). Із збільшенням швидкості натікання тимчасовий опір розриву та границя текучості титану і сплаву ВТ20 підвищуються, а сплаву ВТ5-1 знижуються; ці ж характеристики сплаву ВТ6С від швидкості натікання не залежать. З її збільшенням відносне видовження сплаву ВТ20 та, особливо, титану падає, а сплавів ВТ5-1 та ВТ6С залишається майже на одному рівні. Кількість циклів до руйнування під час малоциклових досліджень зі збільшенням швидкості натікання від 0,1 до 10 Па·дм^3·с$^{-1}$ зменшується, а потім зростає.

Підвищення температури вакуумного відпалу титану ВТ1-0 та сплавів ПТ7М, ОТ4-1 від 650 до 850°С у вакуумі $1{,}33\times10^{-3}$ Па з натіканням $1{,}3\times10^{-3}$ с$^{-1}$ сприяє зменшенню тимчасового опору розриву та границі текучості, а також

збільшенню відносного видовження через рекристалізацію [88]. Водночас зі збільшенням тривалості відпалу від 1,5 до 15 год характеристики міцності підвищуються, а пластичності через дію газонасичення знижуються.

Таблиця 4.23

Вплив натікання під час вакуумного відпалу на механічні властивості титанових сплавів [88]

Сплав	J_H, Па·дм^3·с$^{-1}$	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ, %	N при ε_a, %			
		МПа			0,5	1	1,5	2
ВТ1-0	0,01	320	240	43	18 250	2 480	710	330
	1	330	250	29	18 280	2 450	440	260
	10	360	290	32	17 100	1 530	410	250
	20	–	–	–	24 170	2 030	560	370
	30	380	280	24	36 373	2 050	510	320
ВТ5-1	0,01	800	760	16	137 930	10 420	2 150	590
	1	780	740	15	125 600	7 600	1 730	505
	10	760	710	16	116 600	5 230	1 270	480
	20	–	–	–	137 690	5 640	1 530	520
	30	790	740	15	123 130	5 530	1 480	530
ВТ20	0,01	1030	980	13	173 220	26 280	2 670	1 150
	1	1010	970	8	174 630	13 520	2 270	990
	10	1070	980	11	144 370	13 630	2 360	950
	20	–	–	–	104 870	13 900	2 940	800
	30	1400	1350	10	133 060	17 730	2 960	840
ВТ6С	0,01	1100	990	11	99 110	20 630	3 360	1 050
	1	1100	990	12	97 170	19 130	2 900	995
	10	1060	980	11	69 980	20 710	6 075	1 040
	20	–1090	–	–	117 660	24 100	8 140	740
	30		970	13	85 330	24 920	2 910	1 200

Примітка: N – кількість циклів до руйнування; ε_a – деформація.

Механічні властивості, визначені при кімнатній температурі, погіршуються у результаті шкідливого впливу газонасичення сильніше, ніж під час випробувань при 600°С. Виходячи з цього, припускають, що за підвищеної температури експлуатації шкідливий вплив газонасиченого шару виявляється слабшим, ніж у звичайних умовах (за кімнатної температури) [82].

З аналізу експериментальних даних можна зробити висновок, що загалом вплив газонасичених шарів на міцність та пластичність титанових сплавів залежить від їх (шарів) відносного приросту поверхневої твердості та відносної глибини, ґрадієнта твердості у металі, і визначається фазово-структурним складом металу та рівнем його зміцнення.

Вплив газонасичених шарів на пластичні властивості металу однозначний: відносне видовження та поперечне звуження знижуються, і зі збільшенням відносної глибини шару та відносного приросту поверхневої твердості – сильніше. Зменшення відносного видовження сплавів проявляється тим більше, що вища пластичність вихідного матеріалу.

Вплив газонасичених шарів на міцність металу неоднозначний. Глибокі шари з малим ґрадієнтом твердості та малим відносним приростом поверхневої твердості підвищують міцність металу. Навпаки, шари з великим відносним приростом поверхневої твердості та ґрадієнтом твердості по перерізу знижують її внаслідок утворення крихких тріщин та втрати несучої здатності поверхневого шару.

4.6.6.2. Втомна довговічність

Деталі під час експлуатації руйнуються, як правило, з поверхні, оскільки поверхневі шари найбільш навантажені за всіх видів напруженого стану та піддаються активному впливу зовнішнього середовища. Цьому сприяють також полегшені умови пластичного течіння металу у поверхневому шарі порівняно зі серцевиною деталі (полегшений вихід дислокацій та вакансій на поверхню, менше треба енергії для генерування дислокацій джерелами Франка–Ріда) та знеміцнювальний вплив на метал поверхневого шару екструзії та інтрузії. Якщо за багатоциклової утоми рівень границі витривалості визначають, в основному, шорсткість поверхні, дефекти та залишкові напруження, то за малоциклового навантаження опір утомі залежить від здатності поверхневих шарів до пластичної деформації та ступеня однорідності перебігу мікропластичних деформацій [97].

Газонасичені шари суттєво знижують довговічність за циклічних випроб. Наприклад, під час випробувань на довговічність за умов двовісного розтягу циліндричних зразків із холодновальцьованої труби сплаву ВТ14 виявлено, що газонасичені шари товщиною 0,05 мм знижують довговічність з ~9000 до 161 циклу внаслідок утворення поверхневих тріщин вже з перших циклів навантаження. Кількість циклів до руйнування зразків з низькотемпературною окалиною у 4 рази більша, ніж з високотемпературною оксидною плівкою. Відпал сплаву Ti–6Al–4V при 800°C на повітрі протягом 3 год, що сприяє формуванню оксидного шару завтовшки 20 мкм та дифузійного шару товщиною 50 мкм, знижує границю витривалості за згину з обертанням з 500 до 280 МПа (рис. 4.42).

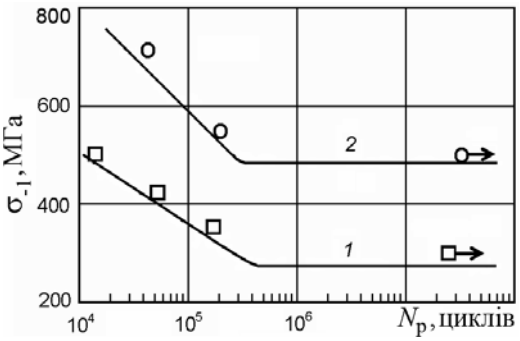


Рис. 4.42. Криві втоми сплаву Ti–6%Al–4%V з дифузійним шаром (*1*) та без нього (*2*) після нагріву зразків при 800°C на повітрі протягом трьох годин [55]

Значно на втомну міцність титанових сплавів впливає хіміко-термічна обробка (ХТО) поверхні для поліпшення антифрикційних властивостей. Найпростішими та найрозповсюдженішими методами ХТО є термічне оксидуван-

ня на повітрі. На рис. 4.43 наведені характерні криві втоми після оксидування та без нього для гладких та надрізаних зразків діаметром робочої частини 6 мм за кругового консольного згину. Оксидували у відкритій електропечі при 800°С та витримці 1 год. Матеріал зразків – сплав Ti–4Al (ВТ5 з дещо зниженим вмістом алюмінію) [103].

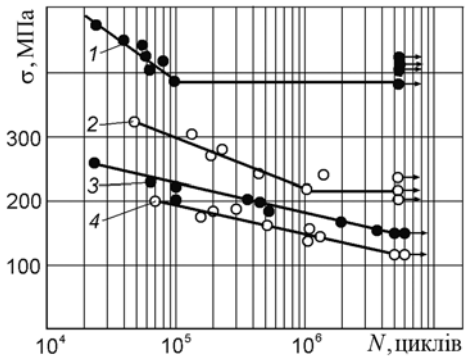


Рис. 4.43. Криві втоми сплаву Ti–4Al до та після термічного оксидування (800°С, 1 год, шар підвищеної твердості 40 мкм):
1, *2* – неоксидовані та оксидовані гладкі зразки; *3*, *4* – неоксидовані та оксидовані надрізані зразки ($\alpha_к$ = 3,5) [103]

З рисунка видно, що термічне оксидування може різко понижувати границю витривалості. Особливо значне (майже вдвічі) зниження під час досліджень гладких зразків: на надрізаних ($\alpha_к$ = 3,5) зразках воно не перевищує 25%. Подібний вплив термічного оксидування на втомну міцність виявлено і для інших сплавів (ВТ3-1, ВТ6 тощо). Узагальнені результати, які характеризують залежність границі витривалості сплаву ВТ5 від режиму оксидування, наведено на рис. 4.44. Як бачимо, з підвищенням температури та збільшенням тривалості ізотермічного оксидування при 750...800°С границя витривалості гладких зразків знижується на 30...50%, а надрізаних – на 25...30%. З підвищенням температури оксидування витривалість гладких зразків знижується суттєвіше, ніж зі збільшенням тривалості процесу. Витривалість надрізаних зразків падає у перші години витримки, а з підвищенням температури (від 750 до 800°С) та збільшенням тривалості оксидування понад 1...3 год практично не змінюється [103].

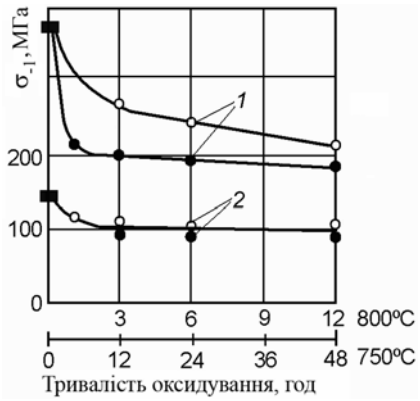


Рис. 4.44. Вплив режиму термічного оксидування на границю витривалості сплаву Ti–4Al:
■ – неоксидований стан; ● – оксидування при 750°С; ○ – оксидування при 800°С;
1 – гладкі зразки; *2* – надрізані

Найбільше витривалість після ХТО знижується у високоміцних сплавів, найменше – у технічно чистого титану. Загальне її зниження після поверхне-

вого хіміко-термічного зміцнення викликане падінням роботоздатності поверхневих шарів та опору втомі основного металу в результаті структурних змін після нагрівів, особливо високотемпературних. Після повного видалення оксидованого шару границя втоми основи нижче вихідного рівня на 10...12% [103].

Зі збільшенням натікання у вакуумну систему негативний вплив вакуумного відпалу на характеристики втоми посилюється. Автори праць [27, 88] припускають, що титанові сплави можна відпалювати зі швидкостями натікання 3...8 Па·дм^3·с$^{-1}$. Однак вже за швидкості 1 Па·дм^3·с$^{-1}$ малоциклова втома титанових сплавів ВТ5-1 та ВТ20 знижується, лише сплаву ВТ6С малочутлива до натікання за вакуумного відпалу (табл. 4.23).

Водночас збільшення тривалості вакуумного відпалу з мінімальним натіканням практично не впливає на довговічність та кількість циклів до зародження тріщини. Неповний відпал на повітрі за нижчих, порівняно з вакуумним, температур сильніше знижує характеристики довговічності. Відмітимо, що за рекомендаціями праці [55] допускна швидкість натікання 3...8 Па·дм^3·с$^{-1}$. Згідно з нашим досвідом, за умов об'єму робочого простору печі 10 м^3 вона не повинна перевищувати 3,2 Па·дм^3·с$^{-1}$. Враховуючи, що газонасичені шари певної товщини та будови позитивно впливають на механічні властивості титанових сплавів, вакуумний відпал доцільно виконувати в деякому заданому інтервалі швидкостей натікання, які забезпечують оптимальне співвідношення механічних характеристик.

З табл. 4.24 видно, що вплив відпалу при 650...700°С (1...2 год) на витривалість сплаву ОТ4-1 незначний. Практично не виявлено помітних переваг відпалу в аргоні або вакуумі, порівняно з відпалом на повітрі.

Таблиця 4.24

Вплив середовища відпалу на витривалість листів зі сплаву ОТ4-1 [103]

Характеристика відпалу	Границя витривалості, МПа	Характеристика розсіювання
Стан постачання листів	342	0,214
Відпал на повітрі: 650°С, 2 год 700 С, 1 год	 325 330	 0,38 0,314
Відпал в аргоні: 650°С, 1,5 год 650°С, 5,0 год 700°С, 1,5 год	 330 305 335	 0,317 0,299 0,436
Відпал у вакуумі (0,133 Па): 650°С, 5 год	 330	 0,601

Отже, готові деталі з титанових сплавів без втрати їх витривалості можна відпалювати на повітрі при температурі до 700°С та тривалості витримки до 5 год. Більш високотемпературну термічну обробку треба здійснювати в аргоні або вакуумі. Найкращий засіб уникнути зниження витривалості – термічна обробка перед кінцевою обробкою різанням, хоча би тих поверхонь, на які

діють циклічні напруження [55].

Довговічність титанових сплавів після вакуумного відпалу можна підвищити не тільки травленням, але й поверхневою зміцнювальною термообробкою, наприклад, дробоструминною. Вона збільшує довговічність листових зразків сплаву ВТ6 під циклічним навантаженням приблизно в 10 разів; при цьому границя витривалості підвищується на 30%.

4.6.6.3. Вплив фазового складу титанових сплавів на зміну їх механічних властивостей під час газонасичення

Чутливість механічних властивостей до газонасичених шарів залежить від їх фазово-структурного стану. В праці [104] на прикладі титанових сплавів ВТ1-0, ОТ4-1, ВТ23 та ВТ35 показано, що однакова відносна зміна параметрів газонасичених шарів по-різному позначається на механічних властивостях сплавів різних структурних класів.

Усі сплави схильні до зміцнення (зростання σ_B), коли поверхнева твердість та глибина газонасиченої зони l ростуть. Вплив газонасичення найбільше проявляється за великих глибин l та великого відносного приросту поверхневої твердості K (відносно твердості серцевини). Із збільшенням вмісту β-фази сплави стають чутливіші до зміни цих параметрів. Зокрема, границя міцності сплаву ВТ1-0 зростає на 15...20 МПа при $K = 90\%$ та відношенні глибини газонасиченої зони до половини товщини зразка $l/l_0 = 0{,}16$. При $K = 24\%$ та $l/l_0 = 0{,}14$ границя міцності сплаву ВТ35 збільшується на 30 МПа, а при $K = 29\%$, $l/l_0 = 0{,}4$ – на 50 МПа. Отже, легування приповерхневого шару сплавів киснем, незалежно від їх фазового складу, підвищує короткотривалу міцність, яка зростає зі збільшенням об'ємного вмісту α-фази (коли однакові інші параметри). Значне зміцнення (α+β)- та β-сплавів пояснюють розпадом метастабільної β-фази з виділенням α'- та α"-фаз.

Вплив газонасичених шарів на відносне видовження δ дещо інший: за певних співвідношень K та l/l_0 (де l_0 – половина товщини металу) воно слабо зростає, але зі збільшенням поверхневої твердості та глибини зони зменшується. Зокрема, для сплаву ВТ1-0 при $l = 20$ мкм і $K < 60...70\%$ (товщина зразка 1 мм) δ не змінюється або на ~1% вище, ніж у вихідних зразків. Для сплаву ВТ23 ($l_0 = 0{,}5$) при $K = 47\%$ та $l = 150$ мкм δ зменшується від 15 до 11%, для ВТ35 ($l_0 = 0{,}5$) при $K = 29\%$, $l = 200$ мкм – на ~43% порівняно з вихідним. Отже, газонасичення сильніше впливає на пластичність (α+β)- та β- сплавів титану.

Залежність обмеженої витривалості відпалених у вакуумі сплавів за малоциклового чистого згину від параметрів газонасичених шарів підтверджує тезу, що з переходом від α- до (α+β)- та β-сплавів чутливість їх опору втомі до газонасичення зростає: допускний відносний приріст поверхневої твердості, що не впливає на довговічність металу, суттєво зменшується і становить для сплавів ВТ1-0 – 35%, ОТ4-1 – 20%, ВТ23 – 15%, ВТ35 – 10%.

Досліджено вплив газонасичених шарів на витривалість зміцнених сплавів ВТ23 та ВТ35. Щоб отримати метал з мінімальними газонасиченими шарами, зразки гартували та зістарювали у контейнері зі спектрально чистим аргоном. У

зміцненому стані сплави мали такі властивості: ВТ23 – σ_B = 1300 МПа, δ = 7%; ВТ35 – σ_B = 1230 МПа, δ = 6,5%. Їх опір втомі ще чутливіший до газонасичених шарів. Втомна довговічність зміцненого сплаву ВТ23 при K = 25% та l/l_0 = 0,17 знижується на 15%, а відпаленого тримається на вихідному рівні. Кількість циклів до руйнування сплаву ВТ35 при K = 10% та l/l_0 = 0,2, тобто в умовах, коли втомні властивості відпаленого металу не погіршуються, зменшилась на 20%.

Таким чином, вплив фазово-структурного та зміцненого станів металу треба обов'язково враховувати, прогнозуючи вплив газонасичених шарів на механічні властивості титанових сплавів та роботоздатність виробів з них.

4.6.6.4. Сукупний вплив газонасичення та корозивного середовища

Вплив газонасичених шарів на механічні властивості титанових сплавів у корозивному середовищі принципово відрізняється від такого на повітрі.

У табл. 4.25 наведено властивості гладких зразків сплаву ВТ5-1 (після термічної обробки в повітряній атмосфері, щоб зняти залишкові напруження) за статичного розтягу на повітрі та в 3%-му розчині NaCl.

Газонасичений шар глибиною ~50 мкм на поверхні зразків після нагрівання (600°С, 50 год) несуттєво впливає на міцність та пластичність під час випробувань на повітрі. Принципово інший результат отримуємо для зразків з газонасиченим шаром у корозивному середовищі: пластичність знижується майже у 4 рази (табл. 4.25). Видалення його сприяє поверненню властивостей до вихідного стану. Огляд поверхні зразків з газонасиченим шаром виявив сітку мікротріщин, які розташовані перпендикулярно до напрямку розтягувального зусилля. Титановим сплавам, як і іншим полікристалічним металам, властивий мікронеоднорідний характер розподілу деформацій мікрообластями. Величину мікронеоднорідностей деформації надійно визначають за результатами вимірів відстаней між відбитками алмазної пірамідки, які нанесено з допомогою приладу ПМТ-3. Коефіцієнт концентрації локальної деформації вираховували за формулою $K_\varepsilon \cdot t = E_i / E_{\text{ср}}$, де E_i – деформація на i-й ділянці на базі 20 мкм; $E_{\text{ср}}$ – середня деформація зразка. На рис 4.45 *а* побудовано графік розподілу коефіцієнта локальних деформацій K_ε вздовж реперної лінії для зразка з газонасиченим шаром, а на рис. 4.45 *б* схематично зображені тріщини, які утворилися на поверхні зразка.

Таблиця 4.25

Механічні властивості гладких зразків сплаву ВТ5-1 за випробувань на повітрі (дані у чисельнику) та в 3%-му розчині NaCl (дані в знаменнику) [97]

Режим термообробки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	ψ	δ
	МПа		%	
Вихідний стан	835,8 / 836,8	755,4 / 735,8	26,6 / 25,2	11,0 / 10,8
Старіння при 600 °С, 50 год	812,3 / 738,9	754,4 / 750,6	21,3 / 6,1	10,3 / 2,9
Старіння при 600 °С, 50 год + + видалення газонасиченого шару	814,3 / 831,1	745,6 / 723,9	22,0 / 22,3	10,2 / 9,3

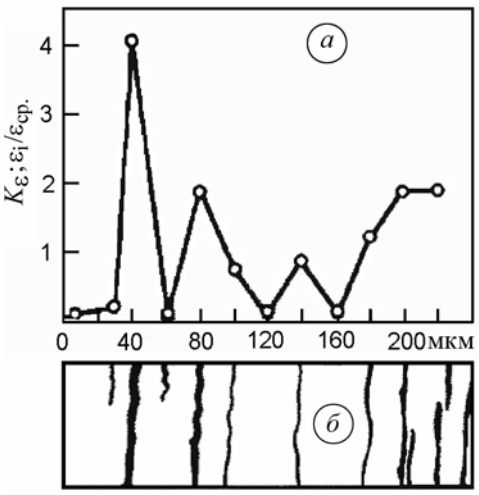


Рис. 4.45. Зміна коефіцієнта локальної деформації K_ε вздовж реперної лінії зразка сплаву ВТ5-1 з поверхневим газонасиченим шаром (*а*) та схема появи тріщин під час деформації (*б*) [97]

Зіставлення даних свідчить про певний взаємозв'язок між мікронеоднорідністю деформації та місцем появи тріщини: що більша локальна деформація, то раніше з'являється тріщина. Перша найбільш розвинута тріщина зародилася на місці найбільшої локальної деформації. З подальшим зростанням навантаження одна або декілька тріщин починають інтенсивно розвиватися, переростаючи у магістральну. У той же час спостереження за ростом поверхневих тріщин свідчать, що на повітрі вони не визначають характер руйнування: не переростають у магістральну і руйнування відбувається від несуцільностей у зоні "шийки". Таким чином, різке зниження характеристик пластичності за наявності газонасиченого шару визначають два фактори: поява поверхневих тріщин та вплив корозивного середовища.

Аналогічно газонасичений шар впливає на характеристики малоциклової втоми сплаву ВТ6 (м'який цикл $R = 0$), отримані під час випроб на повітрі та в 3%-му розчині NaCl (рис. 4.46). На повітрі довговічність гладких зразків з поверхневим газонасиченим шаром (рис. 4.46, крива *1*) приблизно така ж, як у вихідному стані. У корозивному середовищі довговічність зразків з газонасиченими шарами знижується у 10 разів порівняно з вихідним станом (рис. 4.46, крива *2*). Результати випробувань у корозивному середовищі гладких зразків без газонасиченого шару або з видаленим ідентичні одержаним на повітрі. Відповідно за малоциклових випробувань змінюються і характеристики пластичності. Гранична пластичність зразків з газонасиченим шаром після малоциклових досліджень у корозивному середовищі виявилася в 5–20 разів нижче, ніж на повітрі.

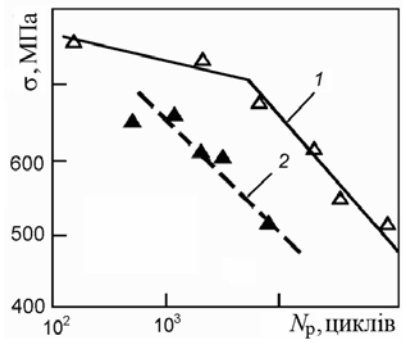


Рис. 4.46. Криві втоми гладких зразків ($R = 0$) сплаву ВТ6 з поверхневим газонасиченим шаром за випробувань на повітрі (*1*) та в 3%-му водному розчині NaCl (*2*) [103]

Дослідження інтенсивності перебігу корозійних процесів у зразках з газонасиченим шаром під навантаженням свідчить,

що перші тріщини виникають у крихкому поверхневому шарі за напружень, які відповідають ¼–⅓ σ_B. На дні тріщини швидко встановлюється потенціал, який відповідає потенціалу активного розчинення. За низького рівня розтягувальних напружень, коли пластичні деформації в об'ємі металу не розвиваються, у вершині тріщини перебігають два конкурентних процеси: ріст тріщини за електрохімічним механізмом та пластична деформація у її вершині. Що вища хімічна активність металу, то швидше розвиток тріщини випереджає пластичну деформацію.

Тривала витримка при 500...600°С сприяє розпаду α-фази з утворенням передвиділень α_2-фази. Такі процеси відбулися у зразках з газонасиченим шаром, сформованим за нагріву до 600°С з 50-годинною витримкою. Метал у такому стані схильний до КР, яке й виникає після утворення тріщин у газонасиченому шарі. Про це свідчить гіллястий характер розвитку тріщини в зразках з газонасиченим шаром, випробуваних під статичними та малоцикловими навантаженнями у корозивному середовищі.

Малоциклова довговічність титанових сплавів з газонасиченим шаром кардинально залежить від чутливості основного металу до корозивного середовища. Коли основний метал має великий запас пластичності та малу чутливість до середовища, зниження тривалої міцності під впливом поверхневих дефектів незначне. Тому використовувана у ряді випадків термічна обробка для зняття залишкових внутрішніх напружень від зварювання, яка пов'язана з нагріванням конструкцій до 600...700°С на повітрі та повільним охолодженням, може призвести до різкого окрихчення певних сплавів за умов експлуатації в агресивних середовищах. Що більше легована α-фаза алюмінієм, домішками проникнення, цирконієм, оловом та іншими елементами, то інтенсивніше вона розпадається під час повільного охолодження і тим відчутніший вплив газонасиченого шару на характеристики роботоздатності металу під час експлуатації в агресивному середовищі.

Таким чином, основний метал, який підлягає поверхневому зміцненню домішками втілення або може бути насичений під час термообробки, повинен бути достатньо стійкий до КР, інакше його використання у зміцненому стані у корозивному середовищі неприпустиме.

4.6.6.5. Особливості впливу газонасичення на зварні з'єднання

Обсяг промислового використання титану та його сплавів залежить від досконалості технологічних процесів виготовлення конструкцій, і в першу чергу – зварювання. Це пов'язано з тим, що під час зварювання титанових сплавів виникають серйозні проблеми через його високу хімічну активність за високих температур. Внаслідок взаємодії з газами атмосфери титанові сплави втрачають пластичність, набувають схильність до уповільненого руйнування. У швах утворюються дефекти. Зокрема, пори, що різко знижують опір втомі зварних з'єднань – основну характеристику, яка визначає надійність та роботоздатність конструкцій літальних апаратів.

Додаткове, порівняно з ОМ, насичення зварних швів киснем, азотом і воднем неприпустиме. Як і в сплавах, домішки проникнення – гази – викликають крихке руйнування зварних з'єднань, збільшують їх схильність до утворення холодних тріщин, уповільненого руйнування, пористості. Водень у швах не впливає на міцнісні характеристики та пластичність металу шва за короткочасних випробувань. Кисень, азот та вуглець підвищують міцність та знижують пластичність металу шва. Через нерівноважність структури та хімічного складу металу зварного з'єднання залишкові напруження та інші фактори домішки проникнення (гази) ще негативніше впливають на властивості швів та ЗТВ, ніж на характеристики титанових сплавів [56].

До вибору режимів вакуумного відпалу тонколистових конструкцій слід підходити особливо обережно, тому що на їх властивості, особливо циклічну витривалість, сильно впливають газонасичені шари через велику відносну товщину (відносно товщини листа) [105, 106]. Тонколистові зварні з'єднання титанових сплавів типу ОТ4 після вакуумного відпалу при 550°С протягом 2 год в установці УВН-1500А з залишковим тиском $6{,}5\times10^{-3}$ Па мають вищу малоциклову та багатоциклову витривалість, а також тривалу міцність, порівняно з відпалом при 660°С, 2 год за тих самих умов. Це пояснюють утворенням в останньому випадку потужнішого поверхневого шару з підвищеним вмістом кисню та вуглецю, а також з менш повним за температури 550°С зняттям корисних стискальних поверхневих напружень.

Після дослідження впливу газонасичення та структурних змін під час вакуумного відпалу [105] на властивості зварних з'єднань титанового сплаву ВТ1-0 можна зробити такі висновки:

а) після відпалу при 550...650°С тимчасовий опір розриву і зварних з'єднань, і основного металу знижується через зниження пластично деформованого під час зварювання металу ЗТВ та нагартованого шару, який формується за теплого прогладжування листів під час виготовлення;

б) зниження під час відпалу при 430...660°С зварних з'єднань та основного металу титану ВТ1-0 зумовлює зниження його малоциклової витривалості. Поверхневе газонасичення при 430...550°С також зменшує повторно-статичні характеристики. За спільного впливу поверхневого газонасичення та структурних змін малоциклова втома на базі $2\cdot10^4$ циклів з $R = 0{,}1$ становить: після зварювання – 300 МПа; після зварювання та відпалу на повітрі при 470; 510 та 550°С з витримкою 1 год – відповідно 370; 350 та 330 МПа; після зварювання та вакуумного відпалу з залишковим тиском $6{,}65\times10^{-3}$ Па за режимами 550°С, 2 год та 660°С, 2 год – 300 та 280 МПа;

в) газонасичені шари та структурні зміни після відпалу при 430...550°С суттєво не впливають на багатоциклову втому. Границя витривалості під знакозмінним згином на базі 10^7 циклів становить 200...220 МПа;

г) вакуумний відпал при 550...660°С впродовж 2 год під залишковим тиском $6{,}6\times10^{-3}$ Па трохи зменшує малоциклову втому зварних з'єднань титану ВТ10, порівняно з відпалом на повітрі.

Згідно з отриманими результатами автори праці [105] доводять доцільність відпалу тонколистових зварних конструкцій з технічно чистого титану на повітрі при 430...450°С, 1 год для забезпечення їх більшої експлуатаційної надійності в умовах повторно-статичних навантажень $R \geq 0$. Цей висновок підтверджений гідравлічними дослідженнями трубчастих зразків з товщиною стінки 0,8 мм на циклічну довговічність пульсівним внутрішнім тиском.

Автори праці [106] стверджують, що вакуумний відпал зварних з'єднань з тонких листів сплаву ОТ4 при 550°С можна замінити відпалом на повітрі за тієї ж температури, що забезпечує вищі повторно-статичні характеристики та порівнянну багатоциклову витривалість під знакозмінним згином. Травлення дещо підвищує малоциклову витривалість зразків, відпалених на повітрі.

Існує ряд гіпотез, які пояснюють з різних позицій утворення холодних тріщин у зварних швах титану, однак, всі вони зводяться до того, що основною причиною руйнування зварних з'єднань є домішки, і, головно, водень. Руйнування починається на ділянках підвищеної концентрації водню, що перебувають під постійним перенапруженням від зовнішнього навантаження. Кисень, азот знижують пластичність, можливість релаксації напружень і ще більше сприяють руйнуванню.

Вплив водню викликаний, в основному, гідридним перетворенням. Встановлено вплив вмісту водню, кисню та азоту на опір зварних швів виникненню тріщин: зі збільшенням концентрації водню від 0,0029 до 0,009 %, кисню – від 0,21 до 0,27% та азоту – від 0,032 до 0,039% стійкість зварних швів до утворення холодних тріщин зменшується в більш ніж 6 разів (витримка до утворення тріщини зменшувалась від 365 до 57 діб). Окрім того, від вмісту кисню та азоту залежить пластичність металу. Наприклад, зі збільшенням вмісту кисню від 0,13 до 0,27% і азоту від 0,02 до 0,39% з підвищенням концентрації водню від 0,0083 до 0,0096% час до утворення тріщини скорочувався у 4,5 рази.

4.6.7. Вакуумний відпал конструкцій з титанових сплавів

4.6.7.1. Особливості вакуумного відпалу габаритних конструкцій

Під час вакуумного відпалу метал взаємодіє з залишковими газами вакуумної печі, що може спричинити окрихчення та погіршує експлуатаційні властивості матеріалу. Однак у реальній конструкції неминуче існують концентратори напружень, наприклад, отвори під болтові з'єднання та для проходу комунікацій, галтелі, ефективний коефіцієнт концентрації напружень для яких $K_e \approx 2{,}6$. Тому, якщо нема взаємодії технологічних та конструктивних концентраторів напружень, то газонасичення (альфування) та інші поверхневі явища, які знижують границю витривалості менше ніж у 2,6 рази, не впливають на роботоздатність конструкцій. Взаємодія конструктивних та технологічних концентраторів, однак, сьогодні вивчена недостатньо.

Зростання розмірів вакуумної печі неминуче супроводжується інтенсивнішим натіканням як внаслідок збільшення довжини стиків, які пропускають атмосферне повітря, так і ускладнення конструкції печі та значного збільшення

місць можливого натікання. Зростає також площа внутрішніх поверхонь, на яких під час відкривання печі адсорбується атмосферна волога, яка випаровується за вакуумного відпалу. Це сприяє підвищеному газонасиченню (альфуванню) поверхні відпалюваних конструкцій (рис. 4.47), а отже, погіршує їх службові властивості. Газонасичення поверхні титанових конструкцій відбувається, в основному, внаслідок взаємодії металу з киснем повітря, який надходить через натікання, та парами води, які десорбуються з внутрішніх поверхонь печі. Тому необхідно зменшувати як рівень натікання, так і кількість адсорбованої вологи.

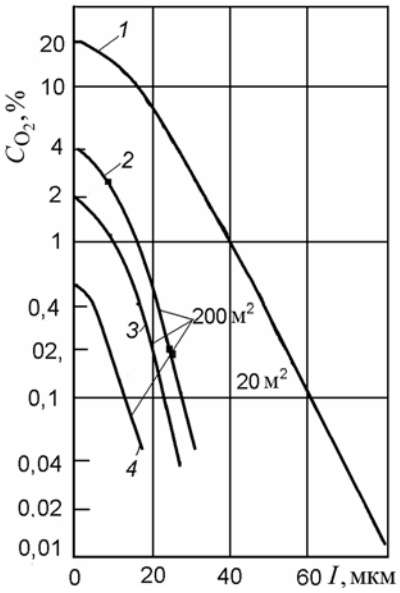


Рис. 4.47. Зміна вмісту кисню у поверхневому шарі титанових конструкцій після вакуумного відпалу при 750°С, 2 год за умов різного натікання та площі поверхні відпалюваного металу 20 та 200 м^3 [55]:
1 – 10,7 кПа·дм^3/с; *2* – 20; *3* – 10,7; *4* – 1,33 кПа·дм^3/с

Газонасичений шар, хоча й має відмінні від основного металу дифузійні характеристики водню, через малу товщину слабо впливає на зневоднювання масивних деталей. Оксидна ж плівка на поверхні уповільнює зневоднювання приблизно на порядок. Таким чином, підвищене натікання неприпустиме не тільки через погіршення втомних властивостей металу, а й тому, що воно створює перешкоди для зневоднювання. Зрозуміло, що для збереження циклічної міцності і полегшення умов зневоднювання актуальний пошук шляхів зменшення джерел газонасичення.

Натікання до печі можна зменшити ретельним контролем можливих місць натікання та усуненням можливих протікань. Простого усунення протікань може виявитися недостатньо, щоб зменшити газонасичення до необхідного рівня. Тоді можна екранувати деталь матеріалом, який поглинає кисень та водяну пару. Газопоглинальне екранування можна здійснити як безпосереднім укриттям деталей листами з титанових сплавів або засипанням їх протравленою титановою стружкою, так і встановленням захисних гетерних екранів з титанових сплавів навколо деталі, або навпроти місць можливого натікання.

Розрахунки свідчать, що навіть часткове екранування деталей може знизити газонасичення на один–два порядки. У той же час показано, що коробка, щілини в якій займають 10^{-3} її площі, практично не сповільнює швидкості зневоднювання деталей. Таким чином, деталь, яку зневоднюють, можна закрити поглинальними екранами, наприклад, листами, які накладають один на

одного з невеликим зазором (~5 мм), без зниження швидкості зневоднювання. Якщо неможливо повністю вкрити деталі, то слід закрити найвірогідніші місця натікання (стики, дверцята печі, щілини в теплоізоляційних екранах тощо).

Для вакуумної печі сучасної конструкції потік газів, які поглинає деталь, можна наближено розрахувати за формулою

$$I_{\partial} = \frac{S_d I_{\text{н}}}{S_o + S_d} \frac{S_{\text{щ}} + (n-1)S_o}{S_{\text{щ}} + 2(n-1)S_o},$$

де $I_{\text{н}}$ – потік газів внаслідок натікання; S_o – сумарна площа отворів насосів; S_d – площа поверхні деталі; $S_{\text{щ}}$ – сумарна площа щілин в одному екрані; n – кількість екранів. У реальних умовах співвідношення $I_d/I_{\text{н}}$ коливається в межах 0,2...0,5.

У табл. 4.26 наведено розраховану за рівняннями глибину газонасиченого шару на титанових сплавах залежно від температури відпалу. При 550°С його глибина досить мала, однак за цієї температури практично неможливе зневоднювання металу, тому треба вибирати компромісні режими вакуумного відпалу.

Одним з небажаних тут явищ є взаємодія поверхні відпалюваних деталей з парами олив, які виходять з пароолівних дифузійних насосів. За умов аварійного відключення електроенергії можливе википання оливи, що спричиняє псування конструкції. Щоб уникнути цього, більшість печей обладнано адсорбційно-іонними насосами замість пароолівних дифузійних. Однак вони не відкачують аргон, який потрапляє у піч внаслідок натікання. Тому їх обладнують невеликими пароолівними дифузійними насосами. За нормальної роботи пара оливи до деталей не доходить, однак під час аварійної зупинки можливе її попадання в гарячу піч.

Таблиця 4.26

Залежність глибини газонасичення (зміни концентрації кисню в металі на 0,1%) від температури відпалу за різного натікання (тривалість відпалу 20 год, $I_d/I_{\text{н}} = 0{,}5$) [55]

Параметри натікання	Глибина газонасичення (мкм) при температурі відпалу, °С				
	550	650	750	850	950
$I_{\text{н}} = 6$ кПа·л/с $S_d = 200$ м^3	1	5	10	30	500
$I_{\text{н}} = 2$ кПа·л/с $S_d = 20$ м^3	1	10	50	150	1500

Поглинальні екрани також закривають від цієї небезпеки. Підвищення мікротвердості поверхневого шару тоді значно менше. Можливе періодичне виключення дифузійних насосів. При цьому відпал відбуватиметься у середовищі аргону з тиском ~10^2 Па. Такий тиск практично не затримує зневоднювання деталі. Водночас аргон зменшує випаровування речовини нагрівників печі.

Таким чином, комплексом заходів, які охоплюють максимальне скорочення тривалості відпалу, зниження натікання та кількості адсорбованої на внутрішніх поверхнях вологи, екранування, зменшення часу роботи дифузійних насосів, відпал у середовищі аргону в умовах працюючих адсорбційно-іонних насосів, можна одночасно досягнути мети вакуумного відпалу та зменшити його шкідливий вплив на поверхню конструкції.

4.6.7.2. Вакуумний відпал зварних з'єднань

Створюючи конструкції з титанових сплавів, перевагу віддають зварюванню, так як усі титанові сплави з α-, ($\alpha+\beta$)-структурою можна зварювати плавленням та отримувати властивості зварного з'єднання, наближені до ОМ, безпосередньо після зварювання або шляхом подальшої термічної обробки. Створення зварних вузлів з титанових сплавів має цілу низку специфічних особливостей, які можуть визначально вплинути на службові властивості як самого матеріалу, так і конструкції. Ці особливості полягають ось у чому:

– великий вплив структури матеріалу на службові характеристики конструкції, особливо на втомну довговічність та в'язкість руйнування;

– високий рівень залишкових напружень у вихідних заготовках, що утруднює їх механічну обробку, тому що під час зняття металу різанням відбувається деформування;

– висока чутливість титанових сплавів до водню, що у поєднанні з залишковими напруженнями може призвести до уповільненого руйнування конструкції;

– виникнення високих залишкових напружень після зварювання, які можуть досягнути межі текучості матеріалу;

– деформація конструкції після зварювання;

– вплив на службові характеристики газонасичення поверхні металу.

Зварні з'єднання найбільш схильні до уповільненого водневого руйнування порівняно з іншими елементами конструкцій. Це можна пояснити тим, що потужні залишкові розтягувальні напруження, які виникають під час зварювання, та дифузія водню спричинюють водневі максимуми. Окрім цього, після зварювання плавленням утворюються пори, які є концентраторами напружень. Водневі максимуми в 2–3 рази перевищують середню концентрацію водню в металі і погано розсмоктуються за відпалу на повітрі в ($\alpha+\beta$)-області. Відпал на повітрі після зварювання знімає залишкові напруження, однак, практично не впливає на водневі максимуми. Таким чином, після відпалу на повітрі зникає небезпека уповільненого руйнування до тієї миті, поки у деталі знов виникнуть напруження, наприклад, внаслідок холодного правлення або після її встановлення в конструкцію, яка піддається експлуатаційним навантаженням. Вакуумний відпал після зварювання зменшує водневі максимуми у деталях достатньо малої товщини, які можна зневоднити наскрізь. У серцевині деталей великої товщини вакуумний відпал має ті ж самі результати, що й на повітрі.

Водневі максимуми у зварних з'єднаннях можна поділити на три види: на лінії сплавлення внаслідок дифузії розчиненого водню з перегрітого рідко-

го металу в холодніший твердий; в ЗТВ, зумовлений термодифузією і максимум в металі, що нагрівається до температур зварного циклу 200...400°С, який виникає, вочевидь, внаслідок дифузій у полях залишкових напружень. Найнебезпечніші два перших, тому що вони розташовані в зоні перегрітого під час зварювання металу, поряд або безпосередньо на лінії сплавлення, на якій можуть утворюватися пори з гострими краями. Для зниження величини перших двох максимумів використовують зневоднювання металу зварювальної кромки на глибину, що перевищує ЗТВ, шляхом вакуумного відпалу перед зварюванням за режимами, наведеними в табл. 4.26. Під час зварювання вакуумованого металу водневі зварювальні максимуми хоча й з'являються, але лишаються нижче критичної концентрації водню, за якої починається уповільнене руйнування. Вакуумний відпал кромок перед зварюванням знижує ще й пористість зварного шва, що також запобігає уповільненому руйнуванню деталей та поліпшує втомні характеристики конструкції.

Для тонких зварних деталей, до яких, зокрема, належать усі, зварені точковим або роликовим зварюванням, достатній вакуумний відпал після зварювання, що забезпечує суцільне зневоднювання металу та зняття залишкових напружень. Для деталей з товщиною зварювальних кромок 10...20 мм та більше необхідний також вакуумний відпал перед зварюванням для зневоднювання зварювальних кромок.

Якщо з якоїсь причини вакуумний відпал після зварювання не вдається виконати достатньо швидко або він запланований після наступної операції, можна після зварювання використовувати неповний повітряний відпал при 500...550°С для часткового зняття напружень. Кінцевою операцією для зварних деталей повинен бути вакуумний відпал незалежно від неповного повітряного відпалу.

Залишкові напруження, які виникають під час зварювання у навколошовній зоні, можуть бути достатні для розвитку уповільненого руйнування, якщо вміст водню у водневих піках перевищує критичні значення. Це руйнування реалізується тим швидше, що більший вміст водню в металі та жорсткіший напружений стан (більша товщина зварних елементів конструкції). Тому відпалювати зварні елементи конструкції слід якнайшвидше після зварювання. Однак у виробничих умовах це не завжди можливо. Тому треба регламентувати тривалість перерви між зварюванням плавленням та вакуумним відпалом згідно з даними про уповільнене руйнування.

У виробничій практиці усі сплави, окрім ВТ6 та ВТ6Л, відпалюють не пізніше ніж через 20–60 діб після початку зварювання. Максимальний проміжок часу між початком зварювання та вакуумним відпалом конструкції зі сплаву ВТ6 призначають залежно від характеру стику (табл. 4.27).

Під час виготовлення силових товстостінних конструкцій зі сплавів ОТ4 та ОТ4-1 геометрія деяких з них спотворюється. Це пов'язано з різною та перемінною в окремих частинах конструкції жорсткістю зварюваних пакетів. Кінцева технологія виготовлення подібних конструкцій звичайно містить такі операції зварювання: рентгенівську дефектоскопію, повний відпал, механічне правлення у холодному стані, рентгенівську дефектоскопію, підварювання,

повний відпал. Найвідповідальнішим є механічне правлення у холодному стані статичним або ударним навантаженнями, коли можливе руйнування зварного з'єднання.

Таблиця 4.27

Максимальний проміжок часу між зварюванням та вакуумним відпалом

Характеристика стиків	Тривалість (доба) за товщини стику (мм)		
	менше 50	50...100	понад 100
Прямолінійні постійного перерізу та з невеликим перепадом товщини по довжині	60	40	20
Прямолінійні складного перерізу, які мають елементи, що перешкоджають вільній усадці та деформації під час зварювання (поперечні ребра, значний перепад товщини стику)	40	20	20
Стики, що перехрещуються з раніше виконаними швами (кільцеві, колові, зварені по замкненому контуру)	20	20	20

Для скорочення терміну виготовлення, зменшення трудомісткості та підвищення якості агрегату доцільно під час вакуумного відпалу термофіксувати елементи конструкцій зосередженими силами. Режим нагрівання слід підібрати так, щоб під час нагріву напруження встигали релаксувати скоріше, ніж матеріал з підвищенням температури досягав межі текучості у місцях максимальних напружень.

4.6.8. Регламентоване газонасичення поверхневого шару – спосіб поліпшення експлуатаційних властивостей виробів з титанових сплавів

Як показано у попередніх розділах, поверхневе газонасичення негативно впливає на технологічність титанових сплавів та роботоздатність конструкцій з них: окрихчує матеріал, полегшує утворення та розповсюдження втомних тріщин. А поєднання таких чинників, як газонасичення та наводнювання, газонасичення та корозивне середовище значно підсилює цей вплив.

Менш відомі експериментальні результати, які свідчать про сприятливий вплив газонасичених шарів певної товщини та будови на механічні властивості титанових сплавів. Ще в 1972 році опубліковано працю, у якій вказано, що опір утомі титанових сплавів можна підвищити відпалом на повітрі та в аргоні за 530...600°С [107]. Такий оксидний шар підвищує межу витривалості на 50%. За нижчих температур відпалу збільшення товщини оксидного шару занадто мале, щоб помітно вплинути на втомні характеристики сплавів. При температурах відпалу, вищих за 600°С, оксидний шар стає крихким та знижує межу витривалості.

Видалення з поверхні листових зразків сплаву ВТ14 оксидного шару та збереження дифузійного, збагаченого киснем шару сприяє майже дворазовому підвищенню повторно-статичної витривалості листових зразків під час досліджень на двовісний розтяг [108–110]. Часткове травлення газонасиченого шару з листів сплавів ВТ6 та ВТ14 підвищує довговічність за повторно-статичного розтягу. Наприклад, травлення листа завтовшки 2 мм зі сплаву ВТ14 на глибину 0,05 мм збільшує довговічність у 3,5 рази, а на більшу глибину або не змінює (сплав ВТ14), або зменшує (сплав ВТ6С) її. За часткового зняття газонасиченого шару травленням у розчині кислот опір сплавів ВТ6 та ВТ14 повторно-статичним навантаженням під одновісним та двовісним розтягами підвищується у 2–4 рази проти вихідного стану, поліпшуються пластичні властивості. З повним ж видаленням газонасиченого шару довговічність знижується.

Виявлено, що неповне зняття газонасиченого шару, що формується під час вакуумного відпалу на поверхні деталей, забезпечує листовим виробам зі сплаву ОТ4 та технічно чистого титану ВТ1-0 підвищену повторно-статичну довговічність, ніж та, що спостерігається після повного його видалення [110].

Викликає практичний інтерес питання, чи розповсюджується цей ефект на високоміцні сплави, як неповне видалення газонасиченого шару позначається на пластичних характеристиках металу та його поведінці за циклічних навантажень. У праці [109] на прикладі титанових сплавів ВТ6ч та ОТ4 показано, що регламентоване неповне знімання поверхневого газонасиченого шару може позитивно впливати на опір повторно-статичному навантаженню листів титанових сплавів, не погіршуючи пластичні властивості металу, які є найважливішими показниками його технологічності. За даними впливу глибини зняття газонасиченого шару на кут загину та результатами випробувань на пробу Еріксона (глибина витягування до утворення тріщини) зроблено висновок, що пластичні властивості сплаву ВТ6ч відновлюються до рівня технічних умов за кута загину ($\alpha_з \geq 30°$) після видалення газонасиченого шару на 30...40%, а для сплаву ОТ4 ($\alpha_з \geq 50°$) – вже з видаленням 25...35% від його вихідної товщини. Показано, що оптимальні глибини зняття газонасиченого шару для забезпечення максимальної циклічної довговічності цих сплавів перевищують глибину травлення, необхідну для відновлення їх пластичних характеристик.

Наведені вище результати свідчать на користь втомних випробувань як критерію впливу газонасичених шарів на експлуатаційні властивості титанових сплавів. А враховуючи, що за багатоциклової утоми рівень границі витривалості залежить в основному від шорсткості поверхні, дефектів та залишкових напружень, а під малоцикловим навантаженням опір утомі визначається здатністю поверхневих шарів до пластичної деформації та ступенем однорідності перебігу мікропластичних деформацій, встановлення довговічності під малоцикловим навантаженням має пріоритет.

Таким чином, ефект позитивного впливу залишкових газонасичених шарів, отриманих регламентованим травленням, є визнаний. На жаль, у жодній з

наведених праць не йде мова про комплекс параметрів цих шарів (їх глибину – абсолютну та відносну до товщини матеріалу, ґрадієнт твердості по глибині, поверхневу твердість та її приріст). Адже, використовуючи такі чинники керування інтенсивністю газонасичення, як температурно-часові та газодинамічні параметри газового середовища, фазово-структурний стан або текстура деформації металу, нестаціонарність умов насичення, напружений стан тощо, можна отримувати газонасичені шари з різним співвідношенням цих величин: однакової глибини, але з різною поверхневою твердістю, однакової поверхневої твердості та різної глибини, однакової глибини та поверхневої твердості, але з різним ґрадієнтом по глибині тощо.

Вплив газонасичених шарів з однаковими параметрами на механічні властивості титанових сплавів різних структурних класів зовсім різний. У підрозділі 4.6.6.3 на результатах праці [104] переконливо доведено, що чутливість механічних властивостей до газонасичених шарів залежить від їх фазово-структурного стану: однакова відносна зміна параметрів газонасичених шарів по-різному позначається на механічних властивостях сплавів різних структурних класів. У праці [109] зауважено, що ефект від регламентованого зняття газонасичених шарів доцільно застосовувати для сплавів малої та середньої міцності. Тобто цей ефект залежить не тільки від фазово-структурного стану титану, але й від рівня зміцнення, або запасу його пластичності.

Це цікаве явище недостатньо вивчене, не має науково-обґрунтованих рекомендацій з визначення оптимальних та допускних параметрів газонасиченого шару для забезпечення роботоздатності виробів із титанових сплавів з газонасиченими шарами.

4.6.8.1. Критерії оцінки експлуатаційної придатності виробів з титанових сплавів з газонасиченими шарами

Аналіз експериментальних даних наштовхує на думку, що слід ввести два критерії для параметрів газонасичених шарів на титанових сплавах, щоб забезпечити роботоздатність виробів. Перший відповідає допускному рівню газонасичення, перевищення якого спричинює зниження роботоздатності металу. Другий – оптимальному газонасиченню, яке забезпечує досягнення найвищого рівня експлуатаційних властивостей металу (витривалість, опір сповільненому руйнуваннюж тощо).

Допускний рівень газонасичення титанових сплавів. Під час експресоцінки експлуатаційної придатності виробів з газонасиченими шарами використовують критерій відносного приросту поверхневої твердості: $K = (H_{\mu}^{\text{п}} / H_{\mu}^{\text{с}}) \cdot 100\%$, де $H_{\mu}^{\text{п}}$ – твердість поверхні металу; $H_{\mu}^{\text{с}}$ – твердість його серцевини. За існуючими нормативами треба усунути газонасичені шари, твердість яких на 25% й більше перевищує твердість матриці. Але такий універсальний підхід має суттєві недоліки, бо не враховує фазово-структурного стану, глибини зміцненої зони, товщини металу конструкцій.

У праці [104] на підставі аналізу літературних та експериментальних даних запропоновано новий підхід до визначення критерію оцінки експлуата-

ційної придатності виробів з титанових сплавів з газонасиченими шарами. Показано, по-перше, що необхідно враховувати особливості газонасичення сплавів з різним фазово-структурним станом і вплив газонасичених шарів на їх механічні властивості. Тобто критерій K повинен бути диференційований за структурним класом титанових сплавів – для кожного із них (α-, псевдо α-, (α+β)- та β-сплави) повинен бути свій критерій. По-друге, запропоновано визначати параметр K як функцію відносної глибини зміцненої зони, що особливо важливо для тонкостінних виробів та напівфабрикатів.

У результаті запропоновано новий критерій оцінки експлуатаційної придатності виробів із титанових сплавів з газонасиченими шарами (K_∂ – допускний рівень поверхневого зміцнення титанових сплавів внаслідок газонасичення), який базується на функціональних залежностях коефіцієнта K (відносного приросту поверхневої твердості металу) від відносної глибини газонасиченої (зміцненої) зони (l/l_0). На основі масиву експериментальних даних дослідження впливу газонасичених шарів з різними параметрами на малоциклову, під чистим згином, втому титанових сплавів різних структурних класів визначені чисельні значенні параметра K_∂ (рис. 4.48).

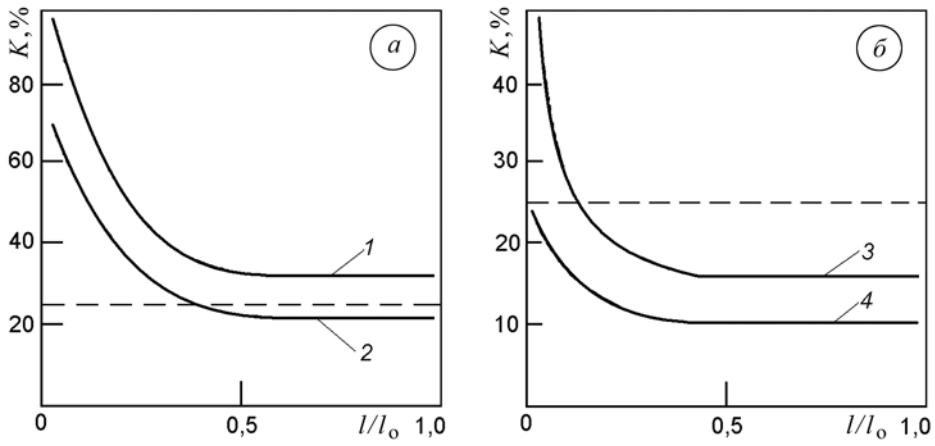


Рис. 4.48. Залежність допускного рівня поверхневого зміцнення титанових сплавів різних структурних класів внаслідок газонасичення K_∂ від відносної глибини газонасиченого шару l/l_0 (l – глибина газонасиченої зони; l_0 – половина товщини металу):

1, *2* – α- і псевдо-α-сплави; *3*, *4* – (α+β)- та α-сплави

Криві на рис. 4.48 відділяють зону допускних значень параметрів газонасичених шарів, або зону безпечної експлуатації виробів з газонасиченими шарами (поле значень нижче відповідної кривої), від зони «небезпеки» – вироби з такими параметрами непридатні до експлуатації. Використовувати такі залежності найкоректніше для тонколистових (1...3 мм) напівфабрикатів чи виробів. Однак з певним наближенням запропонований підхід придатний і для напівфабрикатів та виробів із більшою товщиною. Для газонасичених шарів

великої глибини ($l/l_0 \geq 0{,}5$) рекомендовано фіксовані коефіцієнти K_∂: для α-сплавів $K_\partial \leq 25\%$; для псевдо-α-сплавів $K_\partial \leq 20\%$; для (α+β)-сплавів $K_\partial \leq 17\%$; для β-сплавів $K_\partial \leq 10\%$.

Запропонований підхід дозволяє диференціювати допускні значення K_∂ та l. Зокрема, розширює діапазон допускних значень абсолютного приросту поверхневої твердості сплавів ВТ1-0 та ОТ4-1, особливо за малих глибин газонасиченої зони. Наприклад, при $l/l_0 = 0{,}1$ допускний приріст K_∂ сплаву ВТ1-0 може становити 70%, при $l/l_0 = 0{,}3$ дорівнювати 40%, при $l/l_0 = 0{,}5$ рівний 30...35%, що суттєво збільшує кількість виробів, придатних до експлуатації без поверхневої обробки. Допускні значення K_∂ високоміцних сплавів ВТ23 та ВТ35 за великих l/l_0 набагато менші, ніж загальноприйнятий критерій 25%.

Крім того, за необхідності корекції параметрів газонасичених шарів зі значною поверхневою твердістю стає можливим визначити глибину зняття металу для відновлення експлуатаційних властивостей виробів.

Оптимальний рівень газонасичення титанових сплавів. Залежність як обмеженої витривалості відпалених титанових сплавів під малоцикловим чистим згином [104], так і межі втоми за обертового згину [111–113] від параметрів газонасичених шарів складна (рис. 4.49–4.51, табл. 4.28). Можна акцентувати на таких закономірностях:

– твердорозчинне поверхневе зміцнення титанових сплавів за термодифузійного насичення домішками втілення з контрольованого газового середовища призводить до підвищення границі витривалості за певного співвідношення параметрів зміцнених шарів K та l;

– залежності границі витривалості титанових сплавів від параметрів поверхневого зміцнення $\sigma_{-1} = f(K, l = \text{constant})$ та $\sigma_{-1} = f(l, K = \text{constant})$ мають вигляд кривих з максимумом: тобто для кожного рівня поверхневого зміцнення існує оптимальна глибина зміцненої зони і, навпаки, для кожної глибини зміцненої зони існує оптимальний рівень поверхневого зміцнення, коли метал має найвищий опір втомі (рис. 4.50, 4.51);

– оптимальний рівень поверхневого твердорозчинного зміцнення титанових сплавів залежить від глибини зміцненої зони, вихідного рівня міцності (твердості осердя) металу та його фазового складу (кількості β-фази). Зі зростанням цих параметрів оптимальний рівень поверхневого зміцнення знижується з одночасним зменшенням відносного приросту границі витривалості $\Delta\sigma_{-1}$ металу.

Фізична природа підвищення границі витривалості титанових сплавів за твердорозчинного зміцнення поверхневих шарів металу термодифузійним насиченням полягає у деформації кристалічної гратку металу та виникненні стискальних напружень, зміні субзеренної структури [113, 114]. Максимум границі витривалості внаслідок зміцнення на оптимальний рівень поверхневого твердорозчинного зміцнення обумовлений одночасною дією взаємодоповнювальних чинників: найбільшою деформацією кристалічної гратки металу та виникненням максимального рівня стискальних напружень; максимальним подрібненням субзеренної структури приповерхневого шару металу.

Механізм розповсюдження мікротріщин тут в'язкий переззеренний, а максимальний рівень втомної міцності пов'язаний з подрібненням субзеренної структури і морфології зламу. Вихід за межі оптимального рівня зміцнення призводить до порушення цього оптимуму: вичерпання запасу мікропластичності (метал окрихчується), недостатнього прооблення субзеренної структури тощо. Зокрема, зі збільшенням l за сталого K, або, навпаки, позитивний вплив поверхневого зміцнення на втомні характеристики послаблюється. Тобто існує оптимальне поєднання параметрів K та l, значення яких для кожного зі сплавів різні.

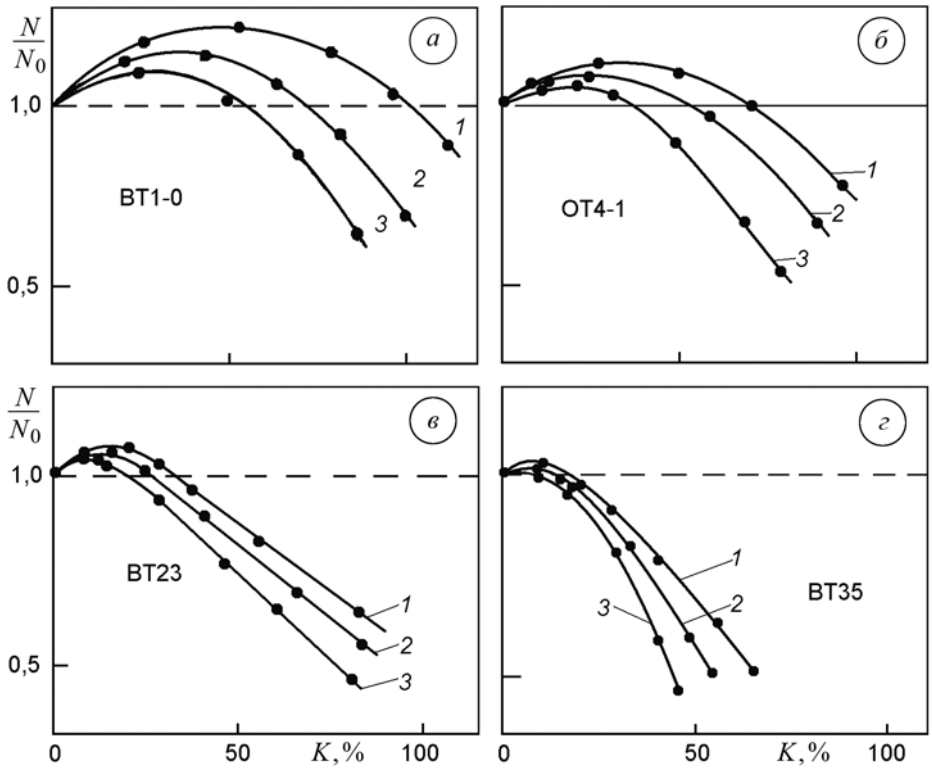


Рис. 4.49. Залежність малоциклової довговічності титанових сплавів ВТ1-0 (*а*), ОТ4-1 (*б*), ВТ23 (*в*) і ВТ35 (*г*) від відносного приросту поверхневої твердості K за різних співвідношень параметрів газонасичених шарів.

а: *1* – l/l_0 = 0,04; *2* – 0,1; *3* – 0,16; *б*: *1* – l/l_0 = 0,05; *2* – 0,12; *3* – 0,26; *в*: *1* – l/l_0 = 0,1; *2* – 0,15; *3* – 0,3; *г*: *1* – l/l_0 = 0,1; *2* – 0,26; *3* – 0,4

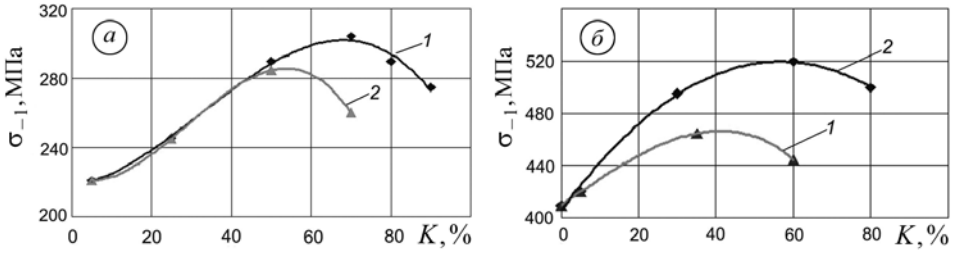


Рис. 4.50. Залежність границі витривалості титанових сплавів ВТ1-0 (*а*) і ВТ5 (*б*) за обертового згину від рівня поверхневого зміцнення за сталої глибини зміцненої (газонасиченої) зони:

а: *1* – *l* = 30 мкм; *2* – *l* = 70 мкм; *б*: *1* – *l* = 30 мкм; *2* – *l* = 65 мкм

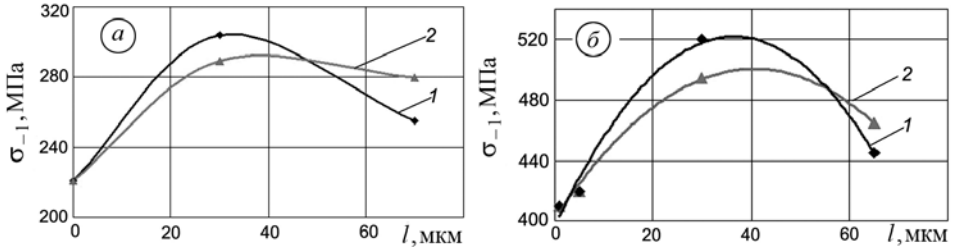


Рис. 4.51. Залежність границі витривалості титанових сплавів ВТ1-0 (*а*) і ВТ5 (*б*) за обертового згину від глибини зміцненої (газонасиченої) зони за сталого рівня поверхневого зміцнення:

а: *1*, *2* – *K* = 50 і 70%; *б*: *1*, *2* – *K* = 30 і 60%

Таблиця 4.28

Границя витривалості титанових сплавів за умов обертового згину залежно від рівня поверхневого зміцнення *K* та глибини зміцненої зони *l*

Сплав	Рівень поверхневого зміцнення *K*, %	Глибина зміцненої зони *l*, μm	Границя витривалості σ_{-1}, MPa	Відносний приріст границі витривалості $\Delta\sigma_{-1}$, %
1	2	3	4	5
ВТ1-0	5*	5*	220*	0*
	25	30…35	245	11,5
	50		290	28,5
	70		310	31,0
	80		285	21,0
	90		275	19,5
	40	70…75	275	19,5
	50		280	27,5
	70		260	15,5
	30	100...110	255	16,0
	40		270	22,5
	50		260	18,0

Продовження табл. 4.28

1	2	3	4	5
ВТ5	5*	5*	420*	0*
	30	30...35	495	18,0
	55		510	21,5
	80		500	19,0
	35	65...70	465	11,0
	40		480	14,0
	60		445	6,0
	90		430	2,0
	20	100...110	440	5,0
	30		445	6,0
	45		435	3,5
ОТ4-1	5*	10*	330*	0*
	20	45...50	420	28,0
	35		455	38,0
	70		475	44,0
	90		465	40,0
	35	70...75	410	29,0
	60		470	42,5
	90		450	36,0
ВТ16	0	0	530	0,0
	15	50...60	545	3,0
	25		565	8,5
	50		540	2,0

* – вихідний стан.

Аналіз експериментальних даних наштовхує на думку, що слід ввести новий критерій для оцінки параметрів ГШ на титанових сплавах, щоб забезпечити работоздатність виробів: $K_{опт.}$ – оптимальний рівень твердорозчинного зміцнення поверхневих шарів титанових сплавів під час газонасичення, який забезпечує досягнення найкращих втомних властивостей металу.

З усього вищенаведеного постають нові задачі:

– визначення оптимального рівня поверхневого твердорозчинного зміцнення титанових сплавів під час регламентованого термодифузійного насичення $K_{опт.}$ з урахуванням таких факторів, як фазово-структурний стан металу, рівень зміцнення та товщина напівфабрикату;

– розробки методів прогнозування параметрів газонасичених шарів за відомими параметрами термообробки та визначення оптимальних температурно-часових та газодинамічних параметрів термообробки за регламентованим рівнем поверхневого зміцнення для конкретного сплаву та виробу з урахуванням товщини напівфабрикату, його фазово-структурного стану, текстури деформації, напруженого стану та нестаціонарності умов взаємодії.

4.6.8.2. Спосіб ХТО для підвищення витривалості виробів з α- та псевдо-α-сплавів титану

Автори праць [112–114] запропонували цей спосіб для виробів, що працюють під циклічними навантаженнями. Він ґрунтується на регламентованому зміцненні поверхневих шарів титанових сплавів шляхом термодифузійного насичення домішками проникнення (твердорозчинне зміцнення) з розрідженого контрольованого кисневмісного газового середовища і полягає у формуванні поверхневого зміцненого шару з певним співвідношенням параметрів зміцнення.

В основу "способу" покладено встановлений ефект підвищення границі витривалості α- і псевдо-α-сплавів титану за певного співвідношення параметрів зміцнених шарів K – відносного приросту твердості поверхні або ступеня поверхневого зміцнення ($K = ((H_\mu^{\text{п}} - H_\mu^{\text{с}})/H_\mu^{\text{с}})\times 100$ %, де $H_\mu^{\text{п}}$ – твердість поверхні металу; $H_\mu^{\text{с}}$ – твердість його серцевини) та l – глибини зміцненої зони.

Запропонований "спосіб" дозволяє:

1. Підвищити втомні характеристик виробів з α- та псевдо-α-сплавів титану на 20…40 %.

2. Порівняно з вихідним станом найбільший відносний приріст границі витривалості ($\Delta\sigma_{-1}$) зразків з ХТО-зміцненим поверхневим шаром зафіксовано для низько- та середньоміцних сплавів ВТ1-0 та ОТ4-1. Зокрема, для сплаву ВТ1-0 $\Delta\sigma_{-1} = 35\%$ за відносного приросту поверхневої твердості $K = 70\%$ та $l = 30$ мкм. Для псевдо-α-сплаву ОТ4-1 $\Delta\sigma_{-1} = 38\%$, коли $K = 35\%$ та $l = 45$–50 мкм. Для α-сплаву ВТ5 $\Delta\sigma_{-1} = 22\%$, якщо $K = 55\%$ та $l = 30$–35 мкм.

3. Суміщати операції зміцнення поверхні виробів зі штатною вакуумною термообробкою.

Згідно з нормативними документами, вироби з α- та псевдо-α-сплавів титану відпалюють у широкому діапазоні температур $520^{\circ}\text{C} \le T \le 850^{\circ}\text{C}$ [54, 55]. Температура вакуумного відпалу залежить від марки титанового сплаву, типу напівфабрикату (табл. 4.29) та призначення відпалу (зняття залишкових напружень, зневоднювання тощо), а його тривалість – від товщини металу. Як видно з табл. 4.29, діапазон нормативних температурно-часових параметрів режимів вакуумного відпалу α- та псевдо-α-сплавів титану повністю збігається з застосованим для регламентованого твердорозчинного зміцнення поверхневих шарів титанових сплавів, щоб підвищити границю витривалості металу.

Суттєвою відмінністю режимів термодифузійного регламентованого твердорозчинного насичення поверхневих шарів металу є необхідність контролювати параметри середовища: загальний тиск P, парціальний тиск кисню p_{O_2}, швидкість натікання в вакуумну систему I. Це вимагає оснащення вакуумного термічного обладнання системами контролю за газодинамічними параметрами середовища та зворотного впливу на них (газоаналізатори, натікачі тощо).

Таблиця 4.29

Температурно-часові параметри вакуумної термообробки напівфабрикатів (листи і листові напівфабрикати, прутки, поковки, штамповки) з α- та псевдо-α-сплавів титану та термодифузійного насичення на оптимальний рівень поверхневого зміцнення

Марка сплаву	Вакуумна термообробка		Термодифузійне насичення	
	температура відпалу, °С	тривалість відпалу, год (за товщини максимального перерізу b = 2–50 мм)	температура ХТО, °С	тривалість ХТО, год
ВТ1-0	520...690	0,5...3	700	4
ВТ5	600…850		750	3
ОТ4-1	640…760		700	3

4.Обробляти вироби складної форми без зміни їх геометрії та розмірів.

Одним з недоліків існуючих методів поверхневого зміцнення, зокрема контактних, є жорсткі обмеження щодо форми та розмірів оброблюваних виробів. Запропонований "спосіб" позбавлений цих недоліків і дозволяє обробляти вироби будь-якої форми, навіть з порожнинами. Окрім того, за обраних температурно-часових та газодинамічних параметрів термодифузійного насичення ($650°C \le T \le 750°C$, 10^{-4} Па $\le P \le 10^{-2}$ Па, 1 год $\le \tau \le$ 5 год) не змінюються геометрія та розміри виробів та не погіршується вихідна шорсткість поверхні.

5. Розширити межі експлуатаційної придатності виробів з газонасиченими шарами.

За існуючими нормативами з виробів з α- та псевдо-α-сплавів титану потрібно видаляти газонасичені шари, твердість яких більш ніж на 25% перевищує твердість серцевини. Цей критерій потребує корекції. Він повинен враховувати вплив фазово-структурного стану металу на його чутливість до газонасичених шарів і вплив відносної товщини зміцненого шару, що переконливо доведено в працях [104, 114].

Для практичного застосування запропонованого "способу" створено **методику вибору параметрів регламентованого твердорозчинного зміцнення поверхневого шару титанових сплавів**, яка поєднує:

– методику визначення оптимального рівня твердорозчинного зміцнення поверхні α- і псевдо-α-сплавів титану залежно від прогнозованої глибини зміцненої зони;

– методику визначення оптимальних температурно-часових і газодинамічних параметрів термодифузійного насичення виробів з α- і псевдо-α-сплавів з розрідженого контрольованого кисневмісного газового середовища для досягнення оптимального поверхневого зміцнення.

Методика визначення оптимального рівня твердорозчинного зміцнення поверхні α- і псевдо-α-сплавів титану. За експериментальними даними побудовані номограми для вибору оптимальних параметрів ($K_{опт.}$, l) поверхневого зміцнення досліджуваних α- та псевдо-α-титанових сплавів ВТ1-0,

ВТ5, ОТ4-1 та визначення відповідної границі витривалості σ_{-1} (рис. 4.52). Запропоновано два можливі алгоритми вибору оптимальних параметрів твердорозчинного зміцнення поверхневих шарів цих сплавів:

– **I** – за одним з прогнозованих параметрів зміцнення поверхневого шару металу (K або l). Тут цей параметр зумовлений режимом термообробки, наприклад, температурою та тривалістю вакуумного відпалу, що зумовлює глибину зміцненої зони, або наперед заданою глибиною зміцненого шару;

– **II** – за досяжною границею витривалості металу. У даному випадку передбачають широкий діапазон температурно-часових параметрів обробки, у межах якого необхідно досягнути якнайвищу границю витривалості металу в результаті поверхневого зміцнення.

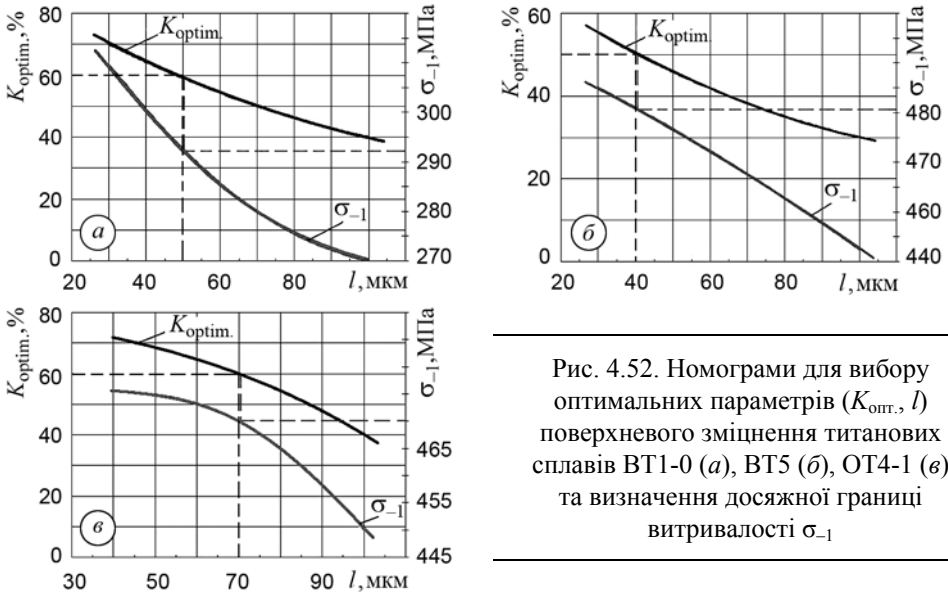


Рис. 4.52. Номограми для вибору оптимальних параметрів ($K_{опт.}$, l) поверхневого зміцнення титанових сплавів ВТ1-0 (*а*), ВТ5 (*б*), ОТ4-1 (*в*) та визначення досяжної границі витривалості σ_{-1}

Наведемо приклади вибору параметрів поверхневого зміцнення за **I** та **II** алгоритмами.

I – за технічними умовами на виріб з титанового сплаву ВТ1-0 глибина зміцненого шару повинна дорівнювати 50 мкм. Для визначення $K_{опт.}$ проектуємо значення 50 мкм з осі X на криву $K_{опт.}$, а з неї – на вісь Y. Знаходимо, що оптимальний рівень поверхневого зміцнення повинен дорівнювати $K_{опт.}$ = 60% (рис. 4.52 *а*). Для визначення очікуваних значень границі витривалості проектуємо точку перетину на кривій $K_{опт.}$ на криву σ_{-1}, а з неї – на праву вісь Y. Знаходимо, що за вибраних параметрів поверхневого зміцнення очікуваний рівень границі витривалості дорівнюватиме 292 МПа.

II – задана границя витривалості для сплаву ОТ4-1 становить 470 МПа. Необхідно визначити параметри твердорозчинного зміцнення поверхневого шару металу. Проектуємо значення σ_{-1} = 470 МПа з правої осі Y на криву σ_{-1}, а з неї – на криву $K_{опт.}$. Знаходимо, що для досягнення заданого рівня границі

витривалості необхідно створити зміцнений шар глибиною 70 мкм з рівнем поверхневого зміцнення $K_{опт.} = 60\%$.

Методика визначення температурно-часових і газодинамічних параметрів термообробки виробів з α- і псевдо-α-сплавів титану.

Ця методика призначена для визначення температурно-часових і газодинамічних параметрів вакуумної ХТО виробів з α- і псевдо-α-сплавів титану для досягнення регламентованого (оптимального за втомними властивостями) рівня поверхневого зміцнення, визначеного за методикою, описаною у попередньому підрозділі.

Вона ґрунтується на фізико-математичній моделі, за якою можна розв'язувати не тільки пряму задачу – визначати ступінь поверхневого зміцнення та розмір газонасиченого шару залежно від газодинамічних та температурно-часових параметрів ХТО, а й зворотну – за необхідним ступенем поверхневого зміцнення та розміром газонасиченого шару знаходити газодинамічні та температурно-часові параметри ХТО. Тобто розв'язувати задачу оптимізації режимів ХТО.

За експериментально отриманими оптимальними співвідношеннями ступеня твердорозчинного зміцнення до розміру газонасиченого шару для α- і псевдо-α-сплавів титану розв'язано зворотні задачі. Для цього знаходили розв'язки системи рівнянь для заданого оптимального відношення K/l.

За визначенням

$$K = ((H(0, t) - H_0)\times 100\%)/H_0,$$

$$H(x,t) = K_\alpha \cdot C_0 \cdot [\mathrm{erfc}(x/2\sqrt{Dt}) - \exp(hx + h^2 Dt)\cdot \mathrm{erfc}(x/2\sqrt{Dt} + h\sqrt{Dt})] + H_0\,,$$

де $h = \alpha/D$ – константа фазово-граничної реакції $\alpha(T,P) = \left[a\cdot\ln(P) + b\right]\times$ $\times\exp(-E/RT)$ [см/с]; a, b, E – наведені у табл. 4.30 для кожного сплаву; $D = D(T)$ – коефіцієнт дифузії кисню в титані.

Таблиця 4.30

Коефіцієнти та енергія активації для визначення константи фазово-граничної реакції для деяких титанових сплавів

Сплав	a, см/с	b, см/с	E, Дж/моль
ВТ1-0	0,077	0,65	131 000
ВТ5	0,098	0,82	133 000
ОТ4-1	0,059	0,58	125 000

Розмір газонасиченого шару розраховували як відстань від поверхні ($x = 0$) до точки перетину розподілу твердості з верхньою межею розкиду твердості серцевини ($H_0 + \delta$), де δ – розкид твердості серцевини, визначений експериментально [56]:

$$l = x_i, \quad H(x_i, t) = H_0 + \delta.$$

Таким чином, сумісним розв'язуванням рівнянь визначали оптимальні параметри режимів вакуумної термічної обробки:

$$\begin{cases} K/l = \text{optimum} \\ H(x,t) = K_\alpha \cdot C_0 \cdot [\text{erfc}(x/2\sqrt{Dt}) - \exp(hx + h^2 Dt) \cdot \text{erfc}(x/2\sqrt{Dt} + h\sqrt{Dt})] + H_0 \\ \alpha_0(T,P) = [a \cdot \ln(P) + b] \cdot \exp\left(\dfrac{-E_\alpha}{RT}\right) \\ D(T) = D_0 \cdot \exp\left(\dfrac{-E_D}{RT}\right) \\ l = x_i, \quad H(x_i,t) = H_0 + \delta \end{cases} \Rightarrow T, P, t.$$

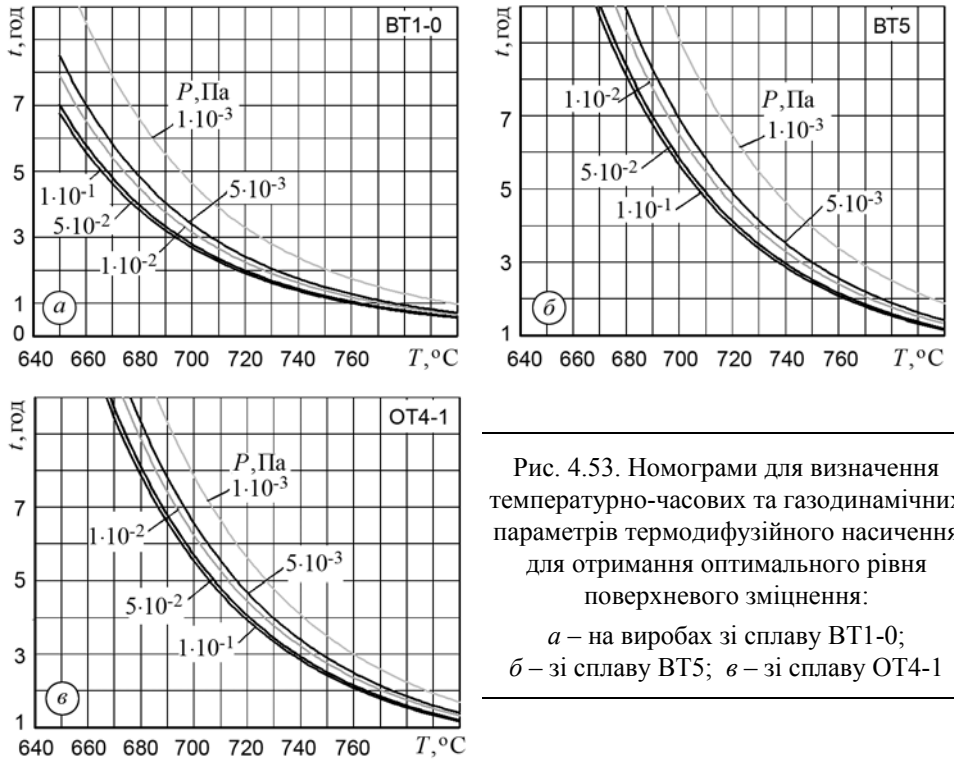


Рис. 4.53. Номограми для визначення температурно-часових та газодинамічних параметрів термодифузійного насичення для отримання оптимального рівня поверхневого зміцнення:

а – на виробах зі сплаву ВТ1-0;
б – зі сплаву ВТ5; *в* – зі сплаву ОТ4-1

За цими розв'язками побудовані номограми (рис. 4.53), за якими можна визначати оптимальні режими вакуумної ХТО виробів із α- і псевдо-α-сплавів титану, щоб досягти регламентованого рівня поверхневого зміцнення.

За цією методикою можна не тільки призначати температурно-часові та газодинамічні параметри ХТО виробів, щоб досягти заданий рівень поверхневого зміцнення, але й корегувати існуючі режими їх вакуумної термообробки за допускним рівнем поверхневого зміцнення $K_д$. Це дозволяє забезпечити

експлуатаційну надійність виробів з титанових сплавів з газонасиченими шарами. Алгоритм дій для корегування існуючих режимів вакуумної термообробки наведений на рис. 4.54.

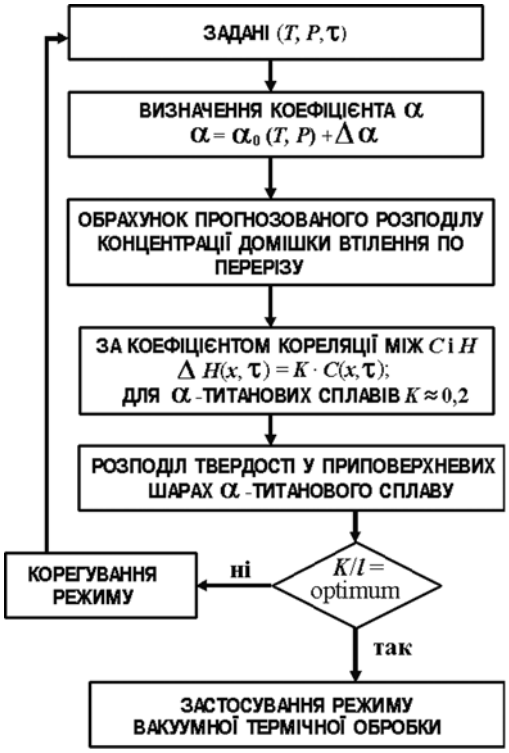


Рис. 4.54. Алгоритм корегування існуючих режимів вакуумної термообробки виробів з α- і псевдо-α-сплавів титану для досягнення оптимального рівня твердорозчинного зміцнення поверхневого шару металу

ЛІТЕРАТУРА до розділу 4

1. *Добаткин В.И.* Слитки алюминиевых сплавов. – М.: Металлургиздат, 1960. – 175 с.
2. *Фридляндер И.Н.* Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
3. *Микляев П.Г., Нешпор Г.С., Кудряшов В.Г.* Металловедение и литье легких сплавов. – М.: Металлургия, 1977. – 290 с.
4. *Staley I.T., Truckner W.G., Bucci R.I.* Improving fatigue resistance of aluminium aircraft alloys // Aluminium. – 1977. – **53**, № 11. – P. 657–669.
5. *Кишкина С.И.* Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1981. – 280 с.
6. *Лещинер Л.Н., Федоренко Т.М.* Влияние состава и структуры на свойства алюминиевого деформируемого сплава типа Д16 // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1982. – № 3. – С. 33–36.
7. *Развитие* усталостных трещин в листах из алюминиевых сплавов Д16А и В95А / С.Я. Ярема, О.П. Осташ, В.П. Рычик и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1977. – № 1. – С. 46–51.
8. *Низкотемпературная* циклическая трещиностойкость высокопрочных алюминиевых сплавов на стадиях зарождения и роста трещины / О.П. Осташ, Е.М. Костык, В.Г. Кудряшов и др. // Там же. – 1990. – № 3. – С. 40–49.
9. *Осташ О.П.* Влияние микроструктуры алюминиевых сплавов Д16 и В95 на развитие усталостных трещин при нормальной и низкой температурах // Там же. – 1978. – № 2. – С. 38–42.
10. *Вовнянко А.Г., Семенец А.И.* Остаточная прочность сборно-монолитных конструкций из прессованных панелей сплава Д16чТ и его модификаций // Там же. – 1983. – № 2. – С. 88–92.
11. *Ярема С.Я., Зинюк О.Д., Вовнянко А.Г.* Исследование периода зарождения и роста трещин усталости в прессованных панелях из алюминиевых сплавов // Там же. – 1983. – № 5. – С. 75–80.
12. *Вовнянко А.Г., Дриц А.М.* Влияние состава на сопротивление усталости и трещиностойкость прессованных полуфабрикатов из сплавов системы «Al–Cu–Mg» и «Al–Zn–Mg–Cu» // Изв. АН СССР. Металлы. – 1984. – № 1. – С. 124–128.
13. *Вовнянко А.Г.* Долговечность и трещиностойкость новых алюминиевых сплавов, используемых в конструкции планера самолета: Автореф. дис… канд. техн. наук. – Львов: ФМИ АН УССР, 1985. – 22 с.
14. *Мильман Ю.В.* Влияние скандия на структуру, механические свойства и сопротивление коррозии сплавов алюминия // Прогресивні матеріали і технології: у 2-х т. – К.: Академперіодика, 2003. – Т. 1. – С. 335–360.
15. *Ищенко А.Я.* Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций // Прогресивні матеріали і технології: у 2-х т. – К.: Академперіодика, 2003. – Т. 1. – С. 50–82.

16. *Influence* of different minor additions on structure and properties of high-strength Al–Zn–Mg–Cu alloy sheets / O.G. Senatorova, A.N. Uksusnikov, S.G. Ledoshina et al. // Mater. Sci. Forum. – 2000. – **331**–**337**. – P. 1249–1254.
17. *Ивасишин О.М*. Оптимизация микроструктуры и механических свойств высокопрочных титановых сплавов методами скоростной термообработки // Прогресивні матеріали і технології: у 2-х т. – К.: Академперіодика, 2003. – Т. 1. – С. 361–381.
18. *Lutjering G.* Property optimization through microstructure control in titanium and aluminium alloys // Proc. Xi'an International Titanium Conference, China, September 15–18, 1998. – P. 342–347.
19. *US Patent*, 5366570 / V. I. Mazur, Y. N. Taran, S. V. Kapustnikova et al. – 1994.
20. *Фірстов С.О.* Нове покоління матеріалів на базі титану // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: ФМІ НАНУ, 2004. – С. 609–616.
21. *Вплив* структури та асиметрії циклу навантаження на циклічну тріщиностійкість композитів системи Ti–Si / О.П. Осташ, А.Д. Івасишин, Б.Д. Василів та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – № 1. – С. 46–50.
22. *Кінетика* корозійно-втомних тріщин у металокерамічному композиті Ti–Si / Б.Д. Василів, А.Д. Івасишин, О.П. Осташ, В.І. Мазур // Там же. – 2002. – № 2. – С. 53–56.
23. *Підвищення* високотемпературної міцності і циклічної тріщиностійкості металокерамічного сплаву системи Ti–Si–Al–Zr / А.Д. Івасишин, Б.Д. Василів, О.П. Осташ та ін. // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: ФМІ НАНУ, 2004. – С. 831–838.
24. *Промышленные* алюминиевые сплавы: Справ. / С.Г. Алиева, М.В. Альтман, С.М. Амбарцумян и др. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.
25. *Бокштейн С.З., Бронфин М.Б.* Процесс сублимации и влияние вакуума на механические свойства металлов. – М.: Машиностроение, 1973. – 33 с.
26. *Испарение* и парообразование в алюминиевых и медноцинковых сплавах / С.З. Бокштейн, А.А. Чиунашвили, Т.И. Гудкова, С.Т. Кишкин // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1966. – № 8. – С. 2–6.
27. *Термическая* обработка титановых и алюминиевых сплавов в вакууме и инертных средах / Г.Г. Максимович, В.Н. Федирко, Я.И. Спектор, А.Т. Пичугин. – К.: Наук. думка, 1987. – 184 с.
28. *Федирко В.Н., Тарлупа Т.С., Крохмальный А.М*. Влияние обработки в вакууме на коррозионную стойкость сплава В95 // Физ.-хим. механика материалов. – 1987. – № 1. – С. 11–14.
29. *Федирко В.Н., Тарлупа Т.С., Крохмальный А.М.* Влияние длительности вакуумной обработки на коррозионно-электрохимические свойства сплава Д16 // Там же. – 1984. – № 6. – С. 92–93.
30. *ПИ 1.2.255-83*. Термическая обработка полуфабрикатов и деталей из алюминия и алюминиевых деформируемых сплавов. – М.: Типография МАП, 1983. – 14 с.
31. *ПИ 1.2.136-79*. Применение полуфабрикатов из сплава Д16 в искусственно-состаренном состоянии – М.: Типография МАП, 1983. – 12 с.
32. *Кишкин С.Т.* Металловедение алюминиевых сплавов. – М.: Наука, 1985. – 238 с.

33. *Авиационные* материалы: Справ. Т. 4: Алюминиевые и бериллиевые сплавы. – М.: ОНТИ, 1973. – 627 с.

34. *Алюминиевые* сплавы при низких температурах / Пер с англ. под ред. И.Н. Фридляндера. – М.: Металлургия, 1967. – 292 с.

35. *Влияние* глубокого охлаждения на трещиностойкость и низкотемпературное упрочнение алюминиевых сплавов / С.И. Писаренко, В.А. Стрижало, О.Я Значковский и др. // Пробл. прочности. – 1984. – № 11. – С. 27–31.

36. *Фридляндер И.Н.* Конструкционные алюмниеволитиевые сплавы// Металловедение и терм. обработка. – 1990. – № 4. – С. 2–8.

37. *Механические* свойства конструкционных материалов при низких температурах / Пер. с англ. под ред. И.Н. Фридляндера. – М.: Металлургия, 1983. – 429 с.

38. *Влияние* поверхностного пластического деформирования на зароджение усталостных трещин / О.П. Осташ, П.И. Грицишин, Е.М Костык, И.М. Андрейко // Физ.-хим. механика материалов. – 1988. – № 6. – С. 111–112.

39. *Ромашов А.А.* Упрочнение сменного штампового инструмента в вибрационной установке с повышенными амплитудами // Вопр. технологии отделочной и упрочняющей механической обработки. – Ростов-на-Дону: РИСКМ, 1975. – С. 55–67.

40. *Панасюк В.В., Осташ О.П., Костык Е.М.* О связи характеристик циклической трещиностойкости материалов на стадиях зарождения и роста трещины // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – № 6. – С. 46–52.

41. *Новые* высокопрочные экономнолегированные стали / А.Ф. Петраков, Н.Г. Покровская, Л.Н. Беляков и др. // Вопросы авиационной науки и техники. Сер. Авиационные материалы. – 1986. – С. 7–11.

42. *Исследование* выносливости и трещиностойкости стали ВКС-9 с учетом структурных и металлургических факторов // Отчет ФМИ АН УССР № 1369-955 (отв. исп. О.П. Осташ). – Львов, 1988. – 102 с.

43. *Pickering F.B.* The spectrum of micro-alloyed high strength low alloy steels // Proc. Int. Conf. Technol. and Appl. of HSLA steels, ASM. – 1984. – P. 6–14.

44. *Романив О. Н.* О закономерностях роста трещин при коррозионной усталости сталей // Физ.-хим. механика материалов. – 1980. – № 3. – С. 14–29.

45. *Suresh S., Zamiski G.F., Ritchie R.O.* Oxide-induced crack closure: an explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior // Metallurgical Transactions. – 1981. – **17A**, № 8. – P. 1435–1443.

46. *Романів О.М., Зима Ю.В., Карпенко Г.В.* Електронна фрактографія зміцнених сталей. – К.: Наук. думка, 1974. – 207 с.

47. *Повышение* циклической трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей // Отчет ФМИ АН УССР № 1263-641 (отв. исп. О.П. Осташ). – Львов, 1987. – 51 с.

48. *Циклическая* трещиностойкость сварных соединений высокопрочных сталей / О.П. Осташ, А.Б. Куновский, В.Е. Лазько и др. // Автомат. сварка. – 1990. – № 7. – С. 8–12.

49. *Циклическая* трещиностойкость сварных соединений мартенситно-стареющей стали / О.П. Осташ, В.Е. Лазько, А.Б. Куновский, В.Г. Ковальчук // Сварочное производство. – 1989. – № 6. – С. 12–13.

50. *Разработка* присадочной проволоки для сварки стали с 8%Ni / Л.Л. Старова, Ю.М. Должанский, Н. Г. Покровская и др. // Автомат. сварка. – 1984. – № 9. – С. 32–34.
51. *Выбор* присадочного материала для аргоно-дуговой сварки стали 30ХГСН2А / В.Е. Лазько, И.Ю. Бересневич, В.Г. Федоров и др. // Там же. – 1982. – № 6. – С. 32–36.
52. *Джабб П.* Механические свойства некоторых высокопрочных сталей // Высокопрочная сталь (Пер. с англ. под ред. Л.К. Гордиенко). – М.: Металлургия, 1965. – С. 140–150.
53. *Романив О.Н.* Структурная концепция порогов усталости конструкционных сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – № 1. – С. 106–116.
54. *ПИ 1.2.139-80*. Вакуумная термообработка деталей и сборочных единиц из деформируемых титановых сплавов. – НИАТ–ВИАМ, 1980. – 16 с.
55. *Вакуумный* отжиг титановых конструкций / Б.А. Колачев, В.В. Садков, В.Д. Талалаев и др. – М.: Машиностроение, 1991. – 224 с.
56. *Гуревич СМ., Замков В.Н., Блощук В Е*. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов. – К.: Наук. думка, 1986. – 240 с.
57. *Колачев Б.А., Габидуллин Р.М., Пигузов Ю.В.* Технология термической обработки цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 280 с.
58. *Колачев Б.А., Фишгойт А.В.* Определение равновесных давлений водорода над титаном ВТ1-0 и сплавом ВТ6 // Технология легких сплавов. – 1979. – № 4. – С. 53–56.
59. *Полуфабрикаты* из титановых сплавов / В.К. Александров. Н.Ф. Аношкин, Г.А. Бочвар и др. – М.: Металлургия, 1978. – 383 с.
60. *Мусин Р.А., Анциферов В.Н., Квасницкий В.Ф.* Диффузионная сварка жаропрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
61. *Ковалёв М.Н., Васильев Ю.Э.* Вакуумные системы электропечей и их инженерный расчёт. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 112 с.
62. *Кучеренко Е.Т.* Получение и измерение вакуума. – К.: Вищ. шк., 1973. – 203 с.
63. *Фромм Е., Гебхард Е*. Газы и углерод в металлах. – М.: Металлургия, 1980. – 711 с.
64. *Лук'яненко О.Г.* Закономірності термодифузійних процесів у високому вакуумі та їх вплив на структуру і властивості поверхневих шарів титанових сплавів. – Дис... канд. техн. наук. – Львів: Фіз.-мех. ін-т НАНУ, 2001. – 160 с.
65. *Герасимов Я.И.* Химическая термодинамика в цветной металлургии. – М.: Металлургия. – Т. 3. – 1963. – 284 с.; Т. 4. – 1966. – 428 с.; Т. 5. – 1973. – 296 с.
66. *Казенас Е.К., Чижиков Д.М.* Давление и состав пара над окислами химических элементов. – М.: Наука, 1976. – 342 с.
67. *Куликов И.С*. Термическая диссоциация соединений. – М.: Металлургия, 1969. – 576 с.
68. *Лук'яненко О.Г.* Закономірності термодифузійних процесів у високому вакуумі та їх вплив на структуру і властивості поверхневих шарів титанових сплавів. Автореф. дис... канд. техн. наук. – Львів: Фіз.-мех. ін-т НАНУ, 2001. – 20 с.
69. *Murray J.L., Wriedt H.A.* The oxygen-titanium system // Bulletin of alloy phase Diagrams. – 1987. – **8**, № 2. – P. 148–165.

70. *Лазарев Э.М., Корнилова З.И., Федорчук Н.М.* Окисление титановых сплавов. – М.: Наука, 1985. – 140 с.

71. *Куликов И.С.* Раскисление металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 504 с.

72. *Цвиккер У.* Титан и его сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с.

73. *Окисление* титана и его сплавов / А.С. Бай, Д.И. Лайнер, Е.И. Слесарева и др. – М.: Металлургия, 1970. – 317 с.

74. *Безокислительный* нагрев редких металлов и сплавов в вакууме / Б. А. Линчевский, А.В. Крупин, Б.К. Опара и др. – М.: Металлургия, 1985. – 184 с.

75. *Диффузионная* сварка титана / Э.С. Каракозов, Л.М. Орлова, В.В. Пешков и др. – М.: Металлургия, 1977. – 272 с.

76. *Константы* взаимодействия металлов с газами / Я.Д. Коган. Б.А. Колачев, Ю.В. Левинский и др. – М.: Металлургия, 1987. – 250 с.

77. *Кофстад П.* Высокотемпературное окисление металлов. – М.: Мир, 1969. – 392 с.

78. *Coddet C.* La corrosion seche a houte temperature, processue diffusionnels at properties mecaniques // Cas des Alliaged a Base Titane: These Doct. Univ. et Med. Inst. Politechn. – Grenoble, 1977. – 236 p.

79. *Бенар Ж.* Окисление металлов. – М.: Металлургия, 1968. – Т. 1. – 423 с.; 1969. – Т. 2. – 444 с.

80. *Томсинский В.С.* Газонасыщение поверхности титанового сплава ВТ6 // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1973. – № 11. – С. 74–76.

81. *Karabi Das, Pritha Choudhury, and Siddhartha Das*. The Al–O–Ti (Aluminum–Oxygen–Titanium) System // J. of Phase Equilibria. – 2002. – **23**, № 6. – P. 525–536.

82. *Пульцин Н. М.* Взаимодействие титана с газами. – М.: Металлургия, 1969. – 216 с.

83. *Фасетирование* поверхности арсенида галлия, близкой по ориентации к (100), в условиях неравновесного массопереноса / М.В. Кайзер, В.Ю. Витухин, И.В. Закурдаев, А.И. Руденко // Физика и техника полупроводников. – 1998. – **32**, № 5. – С. 527–530.

84. *Бронфин М.Б., Жуховицкий А.А., Маричев В.А*. К вопросу о влиянии окисных плёнок на кинетику сублимации // Физика твёрдого тела. – 1965. – **7**, вып. 9. – С. 2603–2606.

85. *Особенности* сублимации металла при наличии окисленного слоя на его поверхности / С.З. Бокштейн, М.Б. Бронфин, А.А. Жуховицкий и др. // Изв. АН СССР. Сер. Металлы. – 1966. – № 2. – С. 177–187.

86. *Афонин В.К., Пульцин Н.М., Горбунов С.А.* Исследование титановых сплавов при высоких температурах в вакууме // Новый конструкционный материал – титан. – М.: Наука, 1972. – С. 151–157.

87. *Несмеянов А.Н.* Давление пара химических элементов. – М.: Изд–во АН СССР, 1961. – 396 с.

88. *Федирко В.Н., Зима М.Н.* Влияние скорости натекания при высокотемпературной вакуумной обработке титановых сплавов на процесс окисления и механические свойства // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – **22**, № 3. – С. 71–75.

89. *Вакуумная* металлургия тугоплавких металлов и твердых сплавов / М.В. Мальцев, Л.И. Клячко, Е.Д. Доронькин и др. – М.: Металлургия, 1981. – 273 с.

90. *Федірко В.М., Пічугін А.Т., Лук'яненко О.Г.* Вплив текстури деформації на високотемпературну взаємодію титану з розрідженими газами // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1996. – **32**, № 5. – С. 28–36.

91. *Вплив* термоциклування на високотемпературну взаємодію титану з газами / О.Г. Лук'яненко, В.С. Павлина, А.Т. Пічугін, В.М. Федірко // Там же. – 1997. – **33**, № 6. – С. 7–14.

92. *Федирко В.Н., Пичугин А.Т., Лукьяненко А.Г.* Термоциклирование как способ интенсификации диффузионных процессов при оксидировании титановых сплавов в вакууме // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов в машиностроении (Сб. докл. 2-го Междунар. симп. «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов в машиностроении» (ОТТОМ-2) Харьков, сентябрь 10–14, 2001. – Харьков: ИПЦ «Контраст», 2001. – Ч. 2. – С. 15–17.

93. *Шевченко В.В., Лобанова Н.Н., Иванищева Г.А.* Влияние температуры нагрева в вакууме на рельеф поверхности листов из титановых сплавов // Физ.-хим. механика материалов. – 1985. – № 5. – С. 12–14.

94. *Сірик З.О.* Особливості будови газонасичених шарів титанових сплавів різних структурних класів // Там же. – 1993. – № 6. – С. 110–112.

95. *Колачев Б.А., Арцибасов Ю.Н.* Испарение легирующих элементов из титановых сплавов при вакуумном отжиге // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 1975. – № 4. – С. 114–117.

96. *Влияние* вакуумного отжига на механические свойства сплавов ОТ4-1 и ОТ4 / Б.А. Колачев, Ю.В. Горшков, В.В. Шевченко и др. // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1972. – № 5. – С. 6–10.

97. *Горынин И.В., Чечулин Б.Б.* Титан в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.

98. *Борисова Е.А., Шашенкова И.И., Захарова М.В.* Влияние состояния поверхности деталей из титановых сплавов на их работоспособность после отжига в различных средах // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1986. – № 8. – С. 3–4.

99. *Влияние* режимов вакуумного отжига и водорода на вязкость разрушения и усталость плит из сплава ВТ6 / Б.А. Колачев, В.А. Гринберг, А.В. Фишгойт, В.В. Садков // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 1982. – № 6. – С. 76–81.

100. *Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А.* Механические свойства титана и его сплавов. – М.: Металлургия, 1974. – 544 с.

101. *Выбор* режимов вакуумного отжига для титановых сплавов / Е. А. Борисова, И. И. Шашенкова, А. И. Кривко, Т. В. Барышева // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1975. – № 4. – С. 37–41.

102. *Перлецкий В.Э., Чеховский В.Я., Белецкая Э.А.* Теплофизические свойства титана и его сплавов: Справ. / Под. ред. акад. А.Е. Шейндлина и др. – М.: Металлургия, 1985. – 104 с.

103. *Титановые* сплавы в машиностроении / Под ред. Г.И. Капырина. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.

104. *Оцінка* експлуатаційної придатності виробів з титанових сплавів різних структурних класів з газонасиченими шарами / В.М. Федірко, А.Т. Пічугін, О.Г. Лук'яненко, З.О. Сірик // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1996. – **32**, № 6. – С. 49–54.

105. *Влияние* режимов отжига на циклическую прочность сварных соединений технического титана ВТ1-0 / А.Б. Коломенский. И.И. Муравьев, Б.А Колачев и др. // Автомат. сварка. – 1983. – № 8. – С. 8–10.

106. *Влияние* режимов отжига на циклическую кратковременную прочность листов титана и сплава ОТ4 / А.Б. Коломенский. И.И. Муравьев, Б.А Колачев и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. – № 4. – С. 120–122.

107. *Солонина О.П., Никишов О.А.* Повышение усталостной прочности деталей из титановых сплавов // Структура и свойства титановых сплавов. – М.: ВИАМ, 1972. – С. 38–42.

108. *Дроздовский Б.А., Проходцева Ю.В., Новосильцева Н.И.* Трещиностойкость титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.

109. *О влиянии* глубины съема газонасыщенного слоя на повторно-статическую долговечность и пластичность титановых сплавов ОТ4 и ВТ6ч / А.Б. Коломенский, Б.А. Колачев, А.В. Дегтярев, А.Н. Рощупкин // Физ.-хим. механика материалов. – 1991. – № 3. – С. 25–28.

110. *Повторно-статическая* выносливость листового сплава ОТ4 с неполностью удаленным поверхностным газонасыщенным слоем / А.Б. Коломенский, Б.А. Колачев, А.Н. Рощупкин, А.В. Дегтярев // Там же. – 1989. – № 5. – С. 112–114.

111. *Ревякин А.В.* К вопросу о кинетике окисления титана // Титан и его сплавы. – М.: Изд. АН СССР, 1962. – Вып. 8. – С. 175–190.

112. *Твердорозчинне* зміцнення поверхні титанових сплавів вакуумною термообробкою / В.М. Федірко, А.Т. Пічугін, О.Г. Лук'яненко, В.С. Онуферко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2005. – **41**, № 2. – С. 63–70.

113. *Витривалість* титанового сплаву ВТ1-0 після термодифузійного поверхневого зміцнення / А.Т. Пічугін, В.М. Федірко, О.Г. Лук'яненко, В.С. Онуферко // Там же. – 2005. – **41**, № 3. – С. 119–122.

114. *Повышение* усталостных свойств α- и псевдо-α- сплавов титана регламентированным твердорастворным упрочнением поверхностных слоев метала / В.Н. Федирко, А.Т. Пичугин, Д. Эйлон, А.Г. Лукьяненко // Ті–2005 в СНГ. Сб. тр. междунар. конф. (22–25 мая 2005 г., г. Киев). – К.: РИО ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, 2005. – С. 36–42.

РОЗДІЛ 5

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОТРИВКОСТІ ВИРОБІВ З ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

5.1. АНТИФРИКЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНУ ТА ЙОГО СПЛАВІВ

Сучасна авіаційна техніка характеризується великими швидкостями, експлуатаційними температурами, питомими навантаженнями на вузли та агрегати, тривалим ресурсом роботи в різних кліматичних умовах. Тому до застосовуваних матеріалів ставляться особливі вимоги.

Традиційні матеріали (сталь, алюмінієві сплави) не здатні вирішити весь комплекс питань і забезпечити всі властивості, необхідні для деталей конкретного вузла чи агрегату, де можуть поєднуватись вимоги високої міцності, надійності, довговічності, корозійної тривкості, опору фретинг-корозії, корозії під навантаженням, зносотривкості тощо. Вимогам міцності, надійності і корозійної тривкості відповідають високоміцні титанові сплави.

Проте з усіх металів, що застосовують у літакобудуванні, вони мають найгірші антифрикційні властивості і високу схильність до задиру [1], що перешкоджає їх широкому використанню у вузлах тертя літака.

5.1.1. Антифрикційні властивості титану.

Середнє значення статичного коефіцієнта сухого тертя для пари титан–титан становить 0,61 (0,65...0,68), а динамічного – 0,47...0,49 (за швидкості 1 см/с).

Під час ковзання титану по титану зношування практично не залежить від температури до ~400ºС [2]. Правда, вище 200ºС проявляється схильність до задиру.

За малих навантажень коефіцієнт тертя між моно- і полікристалічним титаном у площині призми $\{10\bar{1}0\}$ менший, ніж у базисній {0001}. З підвищенням навантаження його значення вирівнюються.

На рис. 5.1 і 5.2 порівняно значення статичного коефіцієнта тертя титану ВТ1-0 по різних матеріалах, а також у різних пар тертя, одержані на лабораторній машині системи А.К. Зайцева, в якій випробовують зразки у вигляді плоскої п’яти (швидкість переміщення площин не перевищувала 0,05 м/с; питоме навантаження 10 МПа).

Під час тертя титану по титану коефіцієнт тертя вищий, ніж різних контртіл і однорідних пар тертя.

Випробування титану під різними навантаженнями (1; 10; 30 МПа) показали, що коефіцієнт його сухого тертя, як і більшості технічних матеріалів, дещо зменшується зі збільшенням питомого навантаження [1].

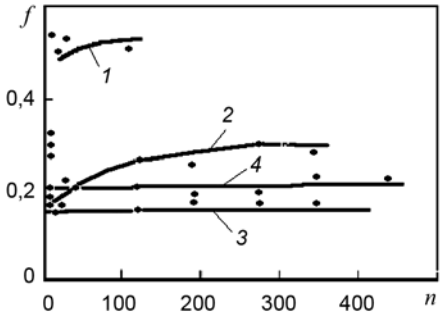


Рис. 5.1. Залежність коефіцієнта тертя (*f*) титану ВТ1-0 від кількості зсувів (*n*) за сухого ковзання по:

1 – титану ВТ1-0; *2* – відпаленій сталі 2Х13; *3* – латуні ЛО62-1; *4* – гартованій і відпущеній сталі 2Х13(НВ 450) [1]

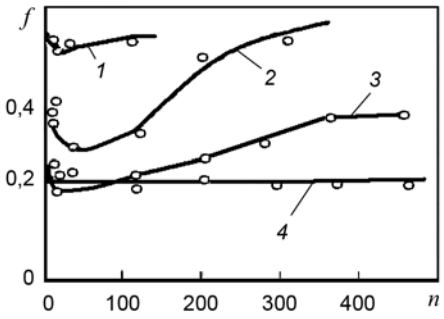


Рис. 5.2. Зміна коефіцієнта сухого тертя (*f*) від кількості зсувів (шляху тертя) (*n*) для деяких пар металів:

1 – титану по титану; *2* – сталі Ст3 по сталі Ст3; *3* – сталі 2Х13 по сталі 2Х13; *4* – бронзи по латуні [1]

5.1.2. Вплив легування

Поліпшити антифрикційні властивості титану раціональним легуванням не вдалося. Незначно підвищити характеристики тертя можна, використовуючи міцніші сплави, тобто з твердішою поверхнею. Тоді дещо зростає критичне навантаження схоплювання, але практичне значення це має лише для різнорідних пар тертя. Адгезійна здатність до мастильних матеріалів, коефіцієнт тертя і знос під час роботи однорідних пар із різних конструкційних сплавів на основі титану близькі до характеристик тертя однорідних пар з технічно чистого титану [1].

У табл. 5.1 і 5.2 подано антифрикційні характеристики титанових сплавів різного фазового складу у парі з бронзою БрАЖ9-4 і текстолітом марки ПТК, які визначали на машині тертя типу МИ в умовах тертя ковзання зі сталою швидкістю 0,46 м/с за тисків 5; 7; 10 та 12 МПа і неперервної подачі змащувального матеріалу МС-20 [3]. Схема тертя ролик–колодка. Коефіцієнт перекриття 0,24.

Перед початком випробувань зразки припрацьовували під навантаженням 275 Н до утворення постійної площі контакту. Під час випробувань навантаження збільшували ступіньчасто через однакові проміжки часу, що відповідали 22 тис. обертів ролика. На кожному ступені навантаження вимірювали момент тертя, за яким визначали коефіцієнт тертя.

Таблиця 5.1

Антифрикційні характеристики пар тертя з бронзою БрАЖ9-4 [3]

Марка сплаву і вид обробки	Тиск, МПа	Інтенсивність зношування, мг/(см^2×км)		Коефіцієнт тертя
		ролик	колодка	
ВТ20, відпал	5 12	6,99 31,12	130,44 984,79	0,17 0,20
ВТ3-1, ізотермічний відпал	5 10*	8,42 9,40	93,25 316,50	0,25 0,22
ВТ22, відпал	5 12	0,03 0,08	36,45 127,25	0,18 0,21
ВТ22, гартування	5 12	0,07 0,23	6,00 282,20	0,10 0,22

*Подальші випробування припинені через великий лінійний знос пари тертя і різке підвищення температури.

Таблиця 5.2

Антифрикційні характеристики пар тертя з текстолітом марки ПТК [3]

Марка сплаву і вид обробки	Тиск, МПа	Інтенсивність зношування, мг/(см^2×км)		Коефіцієнт тертя
		ролик	колодка	
ВТ20, відпал	50 75*	8,00 8,41	53,05 102,45	0,081 0,09
ВТ3-1, ізотермічний відпал	50 75*	11,01 44,70	69,19 179,75	0,11 0,19
ВТ22, відпал	50 75*	5,60 7,34	107,58 150,81	0,06 0,08

*За тисків, вищих 7 МПа, не випробовували через сильний лінійний знос пар тертя.

Інтенсивність зношування зразків визначали за формулою

$$I = \Delta p / SL,$$

де Δp – ваговий знос зразка (мг); S – площа поверхні тертя зразка (см^2); L – шлях тертя (км). Ваговий знос визначали зважуванням зразків на аналітичних вагах до і після випробування на кожному ступені навантаження.

Під час випроб у парі з бронзою інтенсивність зношування сплаву ВТ22 приблизно в 100 разів нижча, ніж сплавів ВТ3-1 і ВТ20. Навіть істотне погіршення міцнісних властивостей сплаву ВТ22 після гартування не змінює його значної переваги за зносотривкістю. Сплав ВТ20 як у парі з бронзою, так і з текстолітом зношується менш інтенсивно, ніж ВТ3-1.

Інтенсивність зношування всіх сплавів у парі з текстолітом суттєво вища, ніж у парі з бронзою. Для сплаву ВТ22 вона значно підвищується в парі з

текстолітом, але все таки зберігається перевага цього сплаву за зносотривкістю, проти інших сплавів. Отримані закономірності автори [3] пояснюють у межах теорії водневого зносу.

На рис. 5.3 *а, б* проілюстровано вплив тиску (питомого навантаження) на тертя та знос пари ВТ5–ВТ5 за сталої швидкості ковзання 0,2 м/с. Досліджували за схемою вал–колодка на машині тертя МИ1-Н [4].

Залежність інтенсивності зносу від тиску лінійна: зі збільшенням питомого навантаження вона зростає.

Середнє значення коефіцієнта тертя у воді і в оливі становить 0,35, на повітрі – 0,4…0,45 і практично не змінюється зі збільшенням навантаження.

На рис. 5.3 *в, г* проілюстровано вплив швидкості ковзання на тертя і знос пари ВТ5–ВТ5 за сталого тиску 1 МПа.

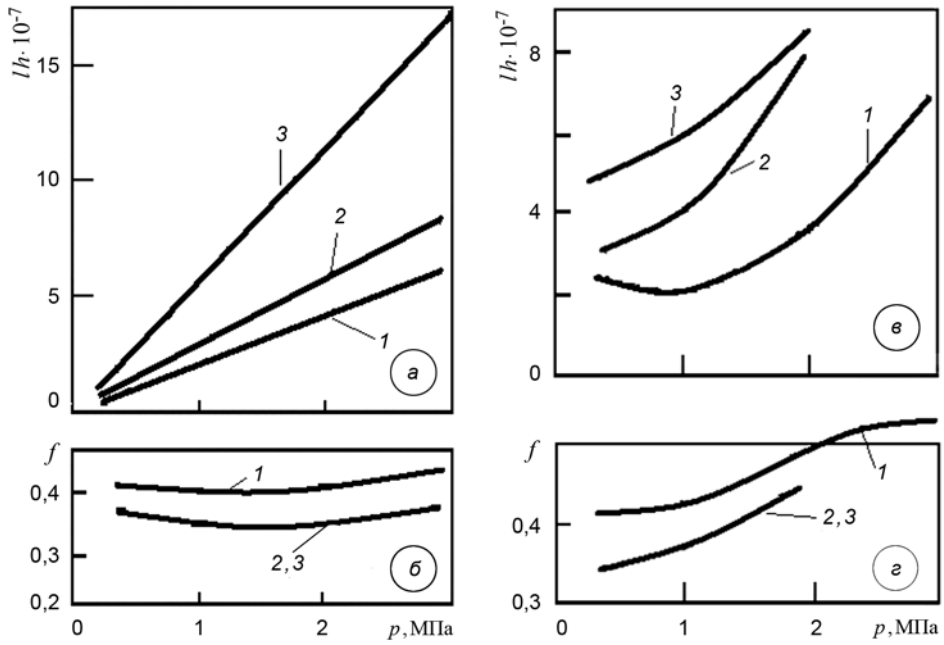


Рис. 5.3. Інтенсивність зносу I_h (*а,в*) та коефіцієнт тертя f (*г*) пари ВТ5–ВТ5 залежно від тиску (*а, б*) та від швидкості ковзання (*в, г*):

1 – на повітрі; *2* – у морській воді; *3* – у трансформаторній оливі [4]

З ростом швидкості ковзання інтенсивність зносу збільшується за експоненціальним законом, що можна пояснити, в основному, підвищенням температури у місцях контакту. Це спричиняє схоплювання і підвищення коефіцієнта тертя.

5.1.3. Ефективність використання мастильних матеріалів

Змащування поверхонь тертя деталей машин необхідне, щоб зменшити сили тертя, інтенсивність зношування і нагрівання деталей та захистити

поверхні від корозії під час зупинки машин. Окрім цього, змащувальний матеріал має демпфувальну і охолоджувальну дію. Потоком змащувального матеріалу відводиться теплота, що виникає під час тертя, а також із зони тертя виносяться продукти зношування [5].

Завдяки високій поверхневій активності титан дуже інтенсивно утворює оксидні плівки (хемосорбція кисню) і адсорбує гази з довкілля (активована фізична адсорбція газів), в результаті чого активна поверхня титану втрачає здатність адсорбувати застосовувані в промисловості види мастил.

Мінеральні мастила (в тому числі з різними антифрикційними додатками) та похідні вуглеводнів з довгим ланцюгом неефективні. Коефіцієнт тертя під час їх використання знаходиться на рівні пари титан–титан без мастила (табл. 5.3). Малоефективні, як і інші рідини з низькою точкою кипіння, чотирихлористий вуглець, а також такі вуглеводні, як спирти з довгим ланцюгом, кислоти, мила. Поліхлорфторсилоксенові рідини з різною в'язкістю та вмістом хлору і фтору неефективні під час тертя пари з титану та титану і сталі [1, 6].

Таблиця 5.3

Коефіцієнти тертя пари титан–титан за використання різних мастильних матеріалів [1, 6]

№ за/п	Мастильний матеріал	Коефіцієнт тертя
1	Без змащування	0,47...0,49
2	Мінеральні мастила, в тому числі з антифрикційними додатками	0,45...0,47
3	Похідні вуглеводнів з довгим ланцюгом	0,47
4	Чотирихлористий вуглець	0,34
5	Йод з нормальним бутилфенолом	0,19...0,40
6	Трибромпропан	0,27
7	Поліетиленові гліколі	0,26
8	Комплексні сполуки йоду	0,24...0,25
9	Дихлоретан	0,21...0,23
10	Пари йоду	0,20...0,30
11	Йодистий метилен	0,18
12	Порошок йоду	0,15
13	Йодистий кадмій	0,04
14	Хлорпарафін	0,03...0,06

Реагуючи з поверхнею титану, неорганічні речовини (міцний розчин каустичної соди у воді, розчин йоду у спирті, розчин сірководню у воді тощо)

значно понижують коефіцієнт тертя, проте через низьку в'язкість та випаровування складників практичне їх застосування як мастила неможливе. Синтетичні сполуки з довгим ланцюгом (силіконові мастила, поліетиленові та поліпропіленові гліколі, розчини цукру, патока, мед тощо) знижують коефіцієнт тертя. Найефективніші з них – поліетиленові гліколі (табл. 5.3). Знижують коефіцієнт тертя також вуглеводні, що містять галогени [6].

Йодистий метилен і трибромпропан сприяють зменшенню коефіцієнта тертя (табл. 5.3). Вуглеводні з довгим ланцюгом – відносно ефективні мастила тоді, коли кожен атом вуглецю галогенізований.

Такі тверді мастила, як графіт і дисульфід модібдену здатні забезпечувати задовільне, хоча і недовговічне, змащування титану.

Сполука йоду (масова частка 9%) з нормальним бутилфенолом знижує коефіцієнт тертя пари титан–титан в 2,5 рази проти мінерального мастила. Низькомолекулярні хлоровані продукти (наприклад, дихлоретан $C_2H_4Cl_2$) зменшують коефіцієнт тертя титану по титану майже вдвічі порівняно з мінеральними мастилами. Таку ж ефективність мають мастила, що містять йод і комплексні сполуки $K(CdI_4)$, проте викликають корозію сталі, бронзи, алюмінію; володіють низькою теплотривкістю та розчинні у воді.

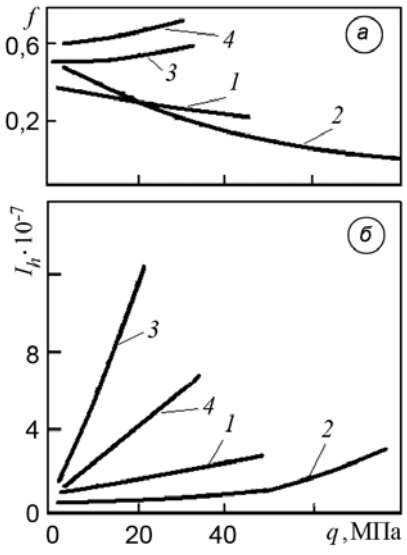


Рис. 5.4. Залежність коефіцієнта тертя f (*а*) і інтенсивності зносу I_h (*б*) від питомого навантаження q:

1, 2 – CH_2Cl_2; *3* – мінеральне мастило; *4* – без мастила; *1* – сталь ВТ5 по сталі 30ХГСА; *2–4* – ВТ5 по ВТ5; v = 0,2 м/с [6]

Хорошу адгезію до титану має 40%-й хлорпарафін, який значно знижує коефіцієнт тертя (табл. 5.3).

Досліджували як мастило і ряд вуглеводнів з відкритим вуглецевим ланцюгом (парафіни), у яких деякі атоми вуглецю заміщені хлором: хлористий метилен CH_2Cl_2 з одним атомом вуглецю і хлорпарафіни з різним вмістом хлору (від 28 до 70%), що одержували хлоруванням нафтових парафінів, вуглецевий ланцюг яких складається в середньому з 15 атомів. Коефіцієнт тертя зі збільшенням тиску під час змащування хлористим метиленом зменшувався (рис. 5.4). Особливо це помітно для пари сплав ВТ5–гартована сталь 30ХГСА (HRC 45…50). Суттєво знижується і інтенсивність зносу (рис. 5.4).

Під час тертя титанового сплаву в умовах змащування парафінами ХП-40 і ХП-470 (навантаження 1 МПа і вище) у початковий період випробувань коефіцієнт тертя коливається від 0,3 до 0,5; починається схоплювання і температура підвищується до 80ºС. Проте після зупинки, охолодження зразків і додаткового змащування він зни-

жується до 0,04...0,06 і це значення стабілізується зі збільшенням навантаження до 5 МПа. Встановлено, що припрацюванням за малого питомого навантаження можна зняти верхній шар на металі, не викликаючи його інтенсивного розігрівання, і після додаткового змащування знизити коефіцієнт тертя від 0,4 до 0,04…0,06. В таких умовах знос зменшується в ~30 разів порівняно із змащуванням мінеральним мастилом [6].

Позитивний результат у підборі мастильних матеріалів для титану одержали, коли його перед тертям покривали шаром галоїдних сполук. Подвійні галоїди титану мають кристалічну структуру, подібну до структури сульфіду молібдену MoS_2 – речовини, що відома своїми хорошими змащувальними властивостями. Достатньо ефективні як мастила сполуки CdI_2 і $CdCl_2$. Після обробки поверхні титану в парах йоду коефіцієнт тертя титану по титану істотно знижується (табл. 5.3). Тут на поверхні утворюється порівняно недовговічна плівка TiI_2. Знижує коефіцієнт тертя і натирання поверхні металу порошком йоду та йодистим кадмієм. Проте, як свідчить аналіз, більшість застосовуваних мастил мають властивості (реактивність, випаровуваність, низька в'язкість), що перешкоджає їх використанню на практиці. Тому вважають, що для титану без спеціальної поверхневої обробки довговічні змащувальні матеріали практично відсутні [1].

5.1.4. Тертя титанових сплавів у парі з різними матеріалами

Під час тертя титанових сплавів у парі з іншими металічними матеріалами вирішальне значення має перенос і намазування частинок одного металу (менш міцного) на інший [1]. Під час тертя титанових сплавів по сталях, як правило, титан намащується на сталь і тоді титан треться по титану. Довкілля, як правило, мало впливає на характер тертя, хоча в деяких випадках дещо сповільнює перенесення частинок, а в деяких – збільшує знос внаслідок взаємодії титану з середовищем. В результаті цих явищ вузол тертя титан–сталь практично роботоздатний. Такі пари тертя можна допускати лише в різьбових з'єднаннях за одиничних збирань-розбирань з обов'язковим застосуванням твердих мастил на основі графіту чи MoS_2. Ці з'єднання не можна експлуатувати в корозивних середовищах через вимивання мастила.

Тертя титанових сплавів по мідних, які зазвичай мають нижчу міцність (твердість), призводить до налипання і намазування частинок мідних сплавів на титанові і в подальшому мідні сплави труться по мідних сплавах. Це принципово змінює характер взаємодії поверхонь тертя. Припрацьовані поверхні починають нормально сприймати змащувальний матеріал, коефіцієнт тертя знижується і вузол тертя стає роботоздатним, проте недовговічним. Найроботоздатніші в парі з титановими сплавами високоолов'янисті бронзи БрОЦ10-2, БрОФ6,5-0,15, БрОФ10-1 і БрОЦ8-4. Зазвичай на результати тертя суттєво впливає довкілля (рис. 5.5).

За тертя титану в парі з неметалами (пластмаси, вуглеграфіти і т.п.) утворені під час зношування частинки титану втілюються в поверхню неметалу,

після чого титан починає інтенсивно зношуватися, а в результаті виникнення наростів інтенсивно зношується і неметалевий матеріал. Проте у деяких випадках з допомогою мастил вдається одержати досить роботоздатні пари тертя (табл. 5.4), які, правда, поступаються за довговічністю антифрикційним парам тертя із традиційних металів і сплавів.

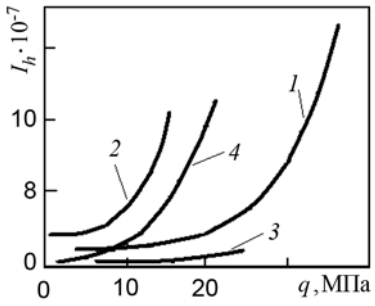


Рис. 5.5. Залежність інтенсивності зношування бронзи під час тертя по титанових сплавах у 3%-му водному розчині NaCl (*1, 3*) і мінеральному мастилі (*2, 4*):
1, 2 – сплав ВТ5–БрОЦ8-4;
3, 4 – сплав ВТ3-1–БрОЦ10-2 [1]

Таблиця 5.4

Результати випробувань неметалевих матеріалів на тертя в парі зі сплавом ВТ5 [1]

Антифрикційний матеріал	Питоме навантаження, МПа	Змащувальний матеріал	Шлях тертя, км	Інтенсивність зношування $I \cdot 10^8$	Коефіцієнт тертя
Фторопласт-4 (тефлон)	25	3%-й водний розчин NaCl	10	2,4...4,4	0,088...0,1
Епоксиліт (епоксидна смола з наповнювачами (графіт, дибутилфторид, поліетилен поліамід)	25	3%-й водний розчин NaCl	25	3,4...7,0	0,14...0,25
Капрон	15 15 50	Без мастила; 3%-й водний розчин NaCl; мастило “велосіт”	0,82 6,0 6,0	675 11,2 0,63	– 0,14...0,5 0,06...0,15
Капрон з 5% графіту	15 15 50	Без мастила; 3%-й водний розчин NaCl; мастило “велосіт”	2,7 6,0 6,0	176 6,0 0,65	– 0,12...0,44 0,07...0,16
Поліамід П-68	15 50	Без мастила; 3%-й водний розчин NaCl; мастило “велосіт”	1,15 6,0 6,0	500 2,5 0,56	– 0,18...0,30 0,06...0,15

Таким чином, довговічність і надійність деталей і вузлів літальних апаратів прямо залежить від роботоздатності їх поверхні, тому деталі та вузли з титанових сплавів, що працюють в умовах контактного навантаження, потребують додаткового поверхневого зміцнення.

5.2. МЕТОДИ ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНІ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Оскільки триботехнічні характеристики деталей визначаються властивостями поверхні, зокрема фізичними та хімічними, то для застосування титанових сплавів у вузлах тертя необхідно змінити ці властивості в потрібному напрямку. Розглянемо основні методи зміцнення поверхні титанових сплавів.

5.2.1. Гальванічні покриття

У вузлах тертя АТ для деталей з титанових сплавів (зовнішня частина штока гідроакумулятора, внутрішня поверхня гідроциліндра) найбільш розповсюджені *електролітичне хромування* і *хімічне нікелювання*. Проте ці методи зміцнення поверхні часто неефективні. Оксидна плівка, що утворюється на титані на повітрі та в електролітах, істотно знижує адгезію покриттів. Тому їх якість, в основному, визначає попередня підготовка поверхні. Недоліком хромування є також зниження втомної міцності внаслідок дефектів структури хромових осадів (мікротріщини і залишкові внутрішні напруження), що є концентраторами напружень [1, 5].

Загалом недоліками *гальванічних* покриттів, що істотно звужує діапазон їх використання, є:

- недостатня однорідність і стабільність властивостей;
- обмежений діапазон фізико-механічних характеристик;
- складність процесів;
- висока собівартість через використання таких елементів, як хром і нікель;
- великий процент браку;
- відносно слабке зчеплення з основою;
- висока пористість, а відтак, чутливість до агресивних середовищ;
- екологічна шкідливість.

5.2.2. Газотермічні методи нанесення покриттів

Варті уваги *газотермічні методи* нанесення зносотривких і антифрикційних покриттів. Газотермічне напилення – це методи одержання покриттів шляхом нагрівання та пришвидшення дисперсних частинок напилювального матеріалу високотемпературним газовим струменем і осадження їх на поверхню [7–12]. Газотермічне напилення є: газоплазмове; газодугове; плазмове; детонаційне.

Газоплазмове напилення – метод, за якого для нагрівання і переносу напилювального матеріалу використовують струмінь продуктів згорання сумі-

ші горючих газів (ацетилену, водню, пропану) з киснем. Розпилювальні матеріали можуть бути у вигляді дроту чи порошку.

Температура полум'я (~3000ºС для суміші ацетилен–кисень) обмежує коло напилювальних матеріалів. Для цього застосовують цинк, алюміній, мідні сплави, сплави на основі заліза і нікелю. Покриття отримують пористі, слабо зчеплені з основою.

Дугове напилення – метод, коли матеріали нагрівають і плавлять електричною дугою, а диспергування і перенос виконують потоком стиснутого газу, як правило, повітря. Напилювальні матеріали можуть бути електропровідними, у вигляді дроту, стрічки, прутка. Цим методом наносять покриття з цинку, алюмінію, сплавів на основі заліза і нікелю.

Плазмове напилення – метод, за якого нагрівання, плавлення, диспергування і перенос напилювального матеріалу здійснюють плазмовим струменем нагрітого в електричному дуговому розряді потоку газу. Цим способом одержують покриття з металів і сплавів, оксидів, карбідів, боридів, нітридів.

Детонаційне напилення – метод, коли частинки розпилювального матеріалу нагрівають, пришвидшують і транспортують струменем продуктів детонаційного згорання сумішей горючого газу (ацетилену) з киснем. Висока міцність зчеплення (до 170 МПа) і щільність (~98%) отриманих покриттів визначається значною кінетичною енергією частинок розпилювального матеріалу. Цей метод застосовують для нанесення покриттів на основі карбіду вольфраму, оксидів алюмінію, хрому, карбіду хрому.

Прямими газотермічними методами нанесення покриттів вважають плазмове і детонаційне напилення. Саме вони швидко розвиваються, так як дають можливість одержати шари значних розмірів (1 мм і більше) при невисоких температурах розігріву (200...300ºС) покривальної деталі, хорошу адгезію і використати як матеріал покриттів різні матеріали [11, 13–15]. Газотермічними методами можна одержувати багатошарові покриття, досягаючи хорошої адгезії з основним металом і високої когезії покриття навіть за його гетерогенності. Проте і вони вимагають додаткової обробки.

Детонаційно напилюють вибуховою хвилею газової суміші, в яку подають порошок для покриття. В результаті вибуху частинки розігріваються (до 2000...3000ºС), розм'якшуються, розганяються до високих швидкостей (1000 м/с) і, ударяючись об поверхню, що покривають, міцно з нею зв'язуються. Адгезія детонаційного покриття вища, ніж після плазмового напилення, особливо за напилення оксидами, карбідами, нітридами і іншими тугоплавкими сполуками. Вибираючи матеріали для детонаційного напилення, щоб одержати зносотривкі покриви, перевагу віддають твердосплавним: карбідам, нітридам і оксидам.

Хорошої адгезії досягають завдяки багатошаровості покриттів, коли першим шаром є м'який споріднений до титану метал (молібден, тантал, ніобій, нікель чи їх сплави). Найбільш зносотривкі покриття (зовнішній шар) з оксиду алюмінію, двооксиду титану і цирконію, часто із зв'язуючими додатками порошків металів. Важливо тут вибрати пару тертя. Найроботоздатніші пари

– це різнорідні матеріали, що забезпечують перепад твердості, кращі умови притирання і, як правило, зменшення адгезійної взаємодії. Прикладом такого вузла тертя є пара оксид алюмінію (Al_2O_3) – твердий сплав (ВК10, ВК6). Достатньо роботоздатна і однорідна пара Al_2O_3–Al_2O_3. Такі вузли тертя можна використовувати і в корозивних середовищах. Коефіцієнт їх тертя відносно високий.

Даючи загальну оцінку детонаційним покриттям, слід відмітити їх найбільш цінні якості:

- порівняно низька пористість;
- добре зчеплення з основним металом;
- можливість додаткових технологічних операцій (тонке шліфування, полірування, алмазне вигладжування тощо).

Звичайно, у тих випадках, коли можна застосувати і плазмовий, і детонаційний методи, перевагу надають останньому, як надійнішому. Але він має ряд недоліків:

- відносно висока вартість;
- порівняно низька продуктивність;
- необхідність спеціального обладнання і приміщення;
- вузькі межі грануляції порошків для забезпечення якості покриттів.

Загалом істотними недоліками покриттів, нанесених газотермічним напиленням, є:

- досить висока пористість (від 8 до 20%) і порівняно низька міцність зчеплення з основою;
- зміна хімічного і фазового складу матеріалу після напилення.

5.2.3. Електроіскрове поверхневе легування

Серед електрофізичних методів зміцнення поверхні металів і сплавів найефективніше *електроіскрове поверхневе легування*, за якого в результаті розряду між електродом (анод) і виробом (катод) матеріал електрода переноситься на поверхню виробу [16–19].

Під час нанесення покриттів можна використовувати довільні струмопровідні матеріали, в тому числі з неструмопровідними частинками. Завдяки різноманітності електродних матеріалів можна змінювати склад і структуру покриттів у широкому діапазоні. Цим методом можна зміцнювати інструмент і створювати покривття у вузлах тертя. Електроіскрове легування застосовують для нанесення тонких (10...15мкм) шарів електропровідного матеріалу.

На титані та його сплавах за електроіскрового легування одержують танталом, хромом, залізом, нікелем і кобальтом, а також карбідами NbC, Cr_3C_2 найякісніші покриття (шорсткість поверхні R_z не менше 20...40 мкм, щільність покриття 60...80%, товщина більше 20 мкм, мікротвердість 8...10 ГПа). Позитивним для цього методу є висока адгезія покриття з основним металом (70 МПа) без попередньої обробки поверхні. Проте неможливість одержати 100% щільність покриття, невелика глибина шару, значні залишкові напру-

ження і зниження (на 40...50%) втомної міцності виробів, а також низька продуктивність процесу обмежують застосування електроіскрового легування для поліпшення антифрикційних властивостей титанових сплавів. Окрім цього, така обробка вимагає додаткових технологічних операцій після нанесення покриттів.

Недоліками методу є:

- нерівномірність товщини шару;
- висока шорсткість поверхні;
- значне зниження втомної міцності, пов'язане з ерозією поверхні металу (підложки);
- низька продуктивність процесу і технологічні труднощі з нанесенням покриттів на деталі складної форми.

5.2.4. Наплавка

Для зміцнення поверхні металів і сплавів використовують і *наплавку* – метод нанесення на оброблювану поверхню шару розплавленого матеріалу. Завдяки сплавленню наплавлювального матеріалу з основним забезпечується добре їх зчеплення. Розрізняють газову, електродугову, електрошлакову і вібродугову наплавки. Переваги методу полягають у:

- високій продуктивності;
- простоті обладнання;
- можливості нанесення покриттів значних товщин на великі за площею поверхні.

Недоліком методу є зміна хімічного складу і структури матеріалу оброблюваної поверхні через високу температуру.

Різні методи наплавки для титанових сплавів неприйнятні внаслідок зневуглецювання і окиснення матеріалу основи через проплавлення на велику глибину (2...6 мм), складність чи неможливість одержати склад наплавленого покриття в порівняно вузькому діапазоні, значну шорсткість наплавленої поверхні.

5.2.5. Іонна імплантація

Для підвищення зносотривкості, корозійної тривкості, втомної міцності титану та його сплавів перспективна *імплантація*, з допомого якої в приповерхневі шари матеріалу вводять іони майже всіх хімічних елементів, не змінюючи геометричні розміри деталей.

Іонні пучки проти інших форм іонізованих середовищ, в тому числі плазми тліючого розряду, ВЧ-розряду, вигідно вирізняються специфічними властивостями, зокрема: вдається вимірювати та змінювати енергію іонів в них, а також густину струму, можна скеровувати в довільну точку простору тощо. Крім цього, пучки іонів можуть переміщатись на досить великі віддалі у високому вакуумі [20]. Для іонного легування (іонної імплантації) необхідно одержати та пришвидшити в електричному полі пучок іонів легувального елемента досить високої інтенсивності (впродовж 1 с через 1 $см^2$ перерізу

пучка повинно проходити $10^{13}...10^{15}$ іонів) [21]. До переваг методу відносять [22]:

- збільшення розчинності в твердому стані;
- незалежність утворення сплавів від констант дифузії;
- можливість швидкої зміни складу сплаву; незалежність від процесів в об'ємі матеріалу;
- можливість процесу при низьких температурах;
- незначна зміна розмірів оброблюваної деталі;
- відсутність проблеми адгезії, тому що не існує яскраво вираженої поверхні поділу;
- контрольована глибина розподілу концентрації;
- вакуумна чистота;
- висока контрольованість і відтворюваність.

Недоліками є:

- мала глибина втілення іонів;
- відносно низька продуктивність;
- необхідність глибокого вакууму;
- великі габарити, складність та висока вартість обладнання.

Вибір методу поверхневого зміцнення матеріалів залежить від конкретних умов роботи заданого вузла тертя (трибоспряження).

З-поміж методів, що застосовують в авіаційній промисловості, вигідно вирізняються такі методи поверхневого зміцнення титанових сплавів, як термодифузійне насичення киснем і азотом; дифузійна електрохімічна обробка та іонно-плазмове напилення. На них зупинимось детальніше.

5.3. ТЕРМОДИФУЗІЙНЕ НАСИЧЕННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ КИСНЕМ І АЗОТОМ

Методи термодифузійного зміцнення поверхні титанових сплавів, зокрема термічне оксидування та азотування, вигідно вирізняються з-поміж інших методів, коли умови експлуатації не передбачають високих контактних навантажень ($\leq$ 4 МПа) [1, 23]. Вони технологічно прості, забезпечують надійні фізико-хімічні характеристики оброблених поверхонь, не потребують додаткових технологічних операцій. На відміну від покриттів, тут не виникають проблеми зчеплення зміцнених шарів з матрицею, пористості, а відтак, чутливості до дії агресивних середовищ.

Підвищення продуктивності та ефективності вказаних технологічних процесів поверхневого зміцнення передбачає пошук шляхів їх інтенсифікації, оскільки термодифузійне насичення титанових сплавів, зокрема домішками втілення (кисень, азот, вуглець, бор), для одержання достатнього рівня зміцнення вимагає високих температур і тривалих витримок. На сьогодні намагання інтенсифікувати термодифузійне насичення титанових сплавів киснем

втілені у нових технологіях термічного оксидування, які освоєні в авіаційній промисловості. Зменшити тривалість і знизити температуру процесу для одержання заданих глибини і рівня зміцнення дифузійного шару можна оксидуванням в киплячому шарі та вакуумі [1].

5.3.1. Термічне оксидування

Після оксидування в киплячому шарі поверхня деталей насичується киснем з утворенням твердого зносотривкого шару, що складається з двох зон: шар оксиду титану TiO_2 зі структурою рутилу (товщина 3...7 мкм) і газонасичений шар (твердий розчин кисню в титані глибиною 20...70 мкм). Глибина дифузійного шару і його мікротвердість залежать від температури і тривалості ізотермічної витримки, а також марки сплаву (табл. 5.5). Термодифузійне насичення титанових сплавів киснем в умовах оксидування в киплячому шарі інтенсифікується внаслідок активації поверхні деталей під час контактування (тертя) з крупинками піску, що пришвидшує абсорбцію та адсорбцію [24–26].

Таблиця 5.5

Глибина (l_{min}) і мікротвердість (H_μ) газонасиченого шару після оксидування в киплячому шарі [1]

Сплав	Режим оксидування		Оптимальний режим		l_{min}, мкм	H_μ, ГПа
	T, °С	τ, год	T, °С	τ, год		
ВТ1-0	600...650	4...5	650	5	20	6,0...7,5
ОТ4	680...750	4...5	700	5	25	6,5...8,0
ВТ6	700...800	4...5	730	5	20	7,0...8,5
ВТ5-1	650...700	4...5	680	5	20	6,5...7,5
ВТ3-1	750...800	4...5	750	5	20	7,5...8,5
ВТ8	700...800	4...5	750	4	25	7,5...8,5
ВТ8У	690...710	4...5	700	5	20	8,0...8,5
ВТ20	750...800	4...5	750	5	20	7,5...8,5
ВТ22	700...800	4...5	700	5	25	7,5...8,5
ВТ23	700...800	4...5	730	5	25	7,5...8,0

Порівняно з термічним оксидуванням в киплячому шарі має такі переваги:

- вищу стабільність, оскільки створюються сприятливі умови для вирівнювання концентрації реакційного газу і температури по всьому об'єму робочої зони реактора;
- меншу тривалість і нижчу температуру для одержання заданої глибини і мікротвердості дифузійного шару;
- запобігає утворенню плям на поверхнях деталей, оскільки тут немає постійного контакту деталі з піском;
- меншу можливість короблення деталей, оскільки в робочій зоні реактора температура практично постійна.

Проте нерівномірне кипіння піску та недостатня його дисперсність сприяють утворенню раковин та пор на робочих поверхнях деталей.

Оксидування у вакуумі полягає в нагріванні та витримці деталей у вакуумній печі під залишковим тиском 133×10^{-2} Па при 700...1050ºС впродовж 0,3...7 год з наступним регламентованим охолодженням: до 500ºС зі швидкістю 150...200 град/год, а далі – з довільною швидкістю до кімнатної температури. Охолоджують у вакуумі.

Під час оксидування титанових сплавів у вакуумі поверхня деталей насичується киснем, азотом і вуглецем, і на ній утворюється твердий зносотривкий шар, що складається з двох зон: верхньої – складна сполука нітридів, карбідів та оксидів титану і дифузійної – твердий розчин втілення цих елементів у титані. Характеристики цих шарів після вакуумного оксидування наведено в табл. 5.6.

Таблиця 5.6

Глибина газонасиченого шару і поверхнева мікротвердість титанових сплавів залежно від режимів оксидування у вакуумі [1]

Марка сплаву	Режим оксидування		l, мкм	$H_{\mu}^{\text{п}}$, ГПа
	T, °С	τ, год		
ВТ5-1	700	7	30...40	6,8
	800	3	30	6,8
	1000	0,3	50	7,5
	1050	0,3	100	9,6
ВТ3-1	750	5	30...40	7,8
	800	4	40	8,9
	950	2	50	8,9
	1000	0,6	130	8,7
	1050	0,6	130	10,9
ВТ8	750	7	30	9,5
	800	5	30	9,5
	950	2	50	9,5
	1000	0,6	60	10,3
	1050	0,6	80	10,9
ОТ4	750	5	30	8,0
	800	3	20	7,0
	950	2	50	8,0
	1000	0,6	50	7,8
	1050	0,6	60	8,3
ВТ22	750	7	30	8,9
	800	5	40	9,8
	950	2	50	9,8
	1000	0,3	70	7,5
	1050	0,6	150	10,0

Для якісного оксидування рекомендують такі технологічні операції [1]. По-перше, варто попередньо ретельно очистити і знежирити деталі (промити органічними розчинниками, хімічно чи електрохімічно очистити), оскільки, нагріваючись, титан легко хімічно взаємодіє з різними речовинами, внаслідок чого погіршується якість поверхні. По-друге, щоб забезпечити точність деталей у межах 6...10 квалітету, необхідно так продумати технологічне виготовлення деталі, щоб геометричну точність і необхідну шорсткість поверхням тертя задати до оксидування. Показник шорсткості поверхні R_a деталей повинен не перевищувати 1,25 мкм. Кінцевій механічній обробці перед оксидуванням піддають лише поверхні тертя без дефектів, оскільки це може викликати корозійне руйнування та фретинг-корозію під час роботи деталей у парах тертя. На поверхнях, де оксидований шар небажаний, після попередньої механічної обробки залишають припуск, який видаляють різанням після оксидування.

5.3.2. Азотування в молекулярному азоті

Велика міцність потрійного зв'язку в молекулі азоту обумовлює його слабу хімічну активність [27]. Для інтенсифікації азотування титанових сплавів у молекулярному азоті використовують високі температури (≥ 950ºС).

Азотування при високих температурах. Азотують титанові сплави при температурах близько 950ºС в азоті атмосферного тиску (10^5 Па) чи розрідженому до 10^2 Па протягом 15…30 год [28]. За цих умов поверхня деталей насичується азотом з утворенням твердого шару (*HRC* = 58...68) різної глибини залежно від тиску і марки сплаву (табл. 5.7).

Перед азотуванням деталі нагрівають у нейтральній атмосфері (гелій чи аргон) протягом 1 год за температури, що на 10...15ºС перевищує температуру азотування. Попередня термічна обробка потрібна, щоб зняти напруження, спричинені гарячою і механічною обробками, а отже, мінімізувати деформацію деталей під час насичення.

Після азотування деталі відпалюють у вакуумі для зменшення крихкості шару і серцевини. Режими відпалу: температура 775...825ºС, час витримки 2 год, вакуум $3\times10^{-2}...6\times10^{-2}$ Па.

Таблиця 5.7

Глибина азотованого шару титанових сплавів [28]

Марка сплаву	Глибина азотування за нормального тиску, мм	Глибина азотування за зниженого тиску, мм
ВТ1	0,06...0,08	0,11...0,12
ВТ5	0,08...0,10	0,13...0,14
ВТ3-1	0,05...0,06	0,08...0,10
ВТ4	0,10...0,12	0,14...0,17
ВТ8	0,12...0,14	0,15...0,18

Тривала ізотермічна витримка при високих температурах спричиняє незворотний ріст зерна титанової матриці, а отже, суттєве падіння механічних характеристик азотованих деталей. Особливо чутливі до високотемпературної обробки пластичність і втомна довговічність матеріалу (табл. 5.8). Зокрема, пластичність нелегованого титану ВТ1-0 після азотування [28], порівняно з оксидуванням у вакуумі [1], нижча у 2,3 рази, а втомна довговічність – у 3–6 разів залежно від рівня деформації.

Таблиця 5.8

Механічні характеристики титанових сплавів після оксидування [24] та азотування [28]

Обробка	Сплав	σ_B, МПа	δ, %	Втомна довговічність N за деформації ε, цикли	
				ε = 1,0 %	ε = 1,5 %
Без обробки	ВТ1-0	450	34,5	2500	900
	ОТ4-1	790	19,3	10100	2200
	ВТ6с	1040	15,3	33700	6500
Оксидування	ВТ1-0	374	21,7	1000	300
	ОТ4-1	729	5,9	2600	250
	ВТ6с	975	7,2	11700	2000
Азотування	ВТ1-0	395	9,3	300	50
	ОТ4-1	735	5,1	2700	230
	ВТ6с	950	4,8	4200	1500

Таким чином, азотування при високих температурах має ряд негативних моментів. Один з них – погіршення механічних характеристик азотованих деталей, зокрема втомної міцності і пластичності, через необоротний ріст зерна титанової матриці і структурну та концентраційну неоднорідність (за азотом та легувальними елементами) приповерхневих шарів внаслідок активних дифузійних процесів. Другий – катастрофічний ріст крихкості азотованого шару та шорсткості поверхні в результаті формування товстої нітридної плівки з характерним рельєфом. Все це вимагає обмеження температури азотування, яка за висновками багатьох дослідників не повинна перевищувати 950ºС.

За енергоємністю та продуктивністю, а також рівнем механічних характеристик деталей високотемпературне азотування [28] поступається оксидуванню [24]. Але через різницю в іонних радіусах елементів втілення (0,148 нм для азоту і 0,136 нм для кисню) зміцнювальний ефект азоту вищий, ніж кисню. Більше того, для нітридів титану характерні значно менші відношення Піллінга–Бедворта (1,1 для TiN і 1,7 для TiO_2), коефіцієнт термічного розширення, а відтак, і менший рівень залишкових напружень у поверхневому шарі нітридів, що виключає порушення цілісності сформованої плівки [29]. Крім того, корозійна тривкість азотованого шару вища, ніж оксидованого. Тому за інтенсифікації, що забезпечить зниження температурно-часових параметрів обробки і збереження в'язкої основи матеріалу, азотування можна рекомен-

дувати як ефективний та економічний спосіб хіміко-термічної обробки титанових сплавів для зміцнення їх поверхні, щоб підвищити зносотривкість.

Азотування за зниженого парціального тиску азоту. Параболічний характер кінетики високотемпературної взаємодії титанових сплавів з азотом обумовлений формуванням на поверхні нітридної плівки, коефіцієнт дифузії азоту в якій на 2–4 порядки менший, ніж у титані ($D_{TiN}^{N} = 3{,}95\times10^{-13}$ см^2/с; $D_{\alpha\text{-}Ti}^{N} = 1{,}81\times10^{-11}$ см^2/с; $D_{\beta\text{-}Ti}^{N} = 9{,}03\times10^{-9}$ см^2/с при 850ºС [30]). Кількість азоту, що дифундує через нітридний шар під час його росту, неперервно зменшується, а нові порції, в основному, витрачаються на збагачення самого нітриду, ще більше перешкоджаючи проникненню азоту в метал.

Підраховані і зіставлені швидкості дифузії азоту в титані та подачі азоту до поверхні металу свідчать про те, що за певних умов навіть всіх молекул азоту, що потрапляють на поверхню, може забракнути, щоб забезпечити максимальний потік атомів азоту від поверхні в глибину титану [31]. Крім цього, далеко не всі молекули азоту, що зіткнулися з поверхнею металу, взаємодіють з ним. Тоді лімітуючими стають процеси, пов'язані з підводом азоту до зони реакції газ–метал, і вдається контролювати максимальну концентрацію азоту на поверхні титану, перешкоджаючи досягненню необхідної для нітридоутворення. Відсутність нітридної плівки на поверхні чи суттєво менша її товщина істотно послаблюють дифузійний бар'єр, а відтак, проникнення азоту в титанову матрицю інтенсифікується. Умови для зміни лімітуючої ланки насичення створюються зі зниженням парціального тиску азоту [32].

Розглянемо загальні тенденції протікання газонасичення та нітридоутворення під час азотування титанових сплавів у розрідженій динамічній атмосфері азоту.

Зниження тиску від 10^5 до 100 Па (швидкість подачі газу 0,03 л/хв) зі зростанням приросту маси зразків супроводжується збільшенням глибини азотованого шару та суттєвим зменшенням товщини нітридної плівки (рис. 5.6). При цьому питомий приріст маси зразків зростає в 2–3 рази. Зі зміною розрідження газу до 10 Па товщина поверхневого нітриду стабілізується і глибина проникнення азоту в титан зменшується. Коли швидкість подачі газу знизити на порядок, приріст маси та глибина азотованого шару зростають, а товщина нітридної плівки зменшується, тобто ефект аналогічний зниженню парціального тиску азоту. За зниження тиску до 0,1...1 Па для інтенсифікації насичення знову необхідна зміна швидкості подачі азоту. Слід зауважити, що ріст глибини азотованого шару зі зменшенням швидкості подачі азоту сповільнюється (рис. 5.7). У цьому діапазоні розрідження газу висока інтенсивність дифузійних процесів зберігається за швидкостей подачі азоту 0,03...0,003 л/хв.

Спостережувані закономірності і загальні тенденції в процесах насичення титанових сплавів у розрідженій динамічній атмосфері азоту вказують на те, що в діапазоні розрідження 0,1...10 Па (швидкість подачі газу 0,03...0,003 л/хв, відповідно питома швидкість натікання $7\times10^{-2}\ldots7\times10^{-4}$ Па×с$^{-1}$), кінетика азотування стає чутливою до процесів, пов'язаних з підводом азоту до зони реакції газ–метал.

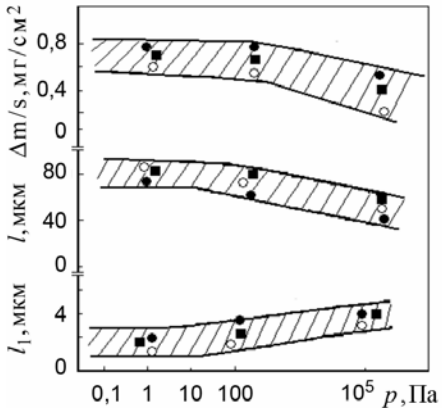


Рис. 5.6. Залежність приросту маси ($\Delta m/S$), глибини азотованого шару (l) та товщини нітридної плівки (l_1) титанових сплавів ВТ1-0 (●), ОТ4-1 (■) та ВТ23 (○) від парціального тиску азоту (p) (950ºС, 8 год, 0,3 л/хв)

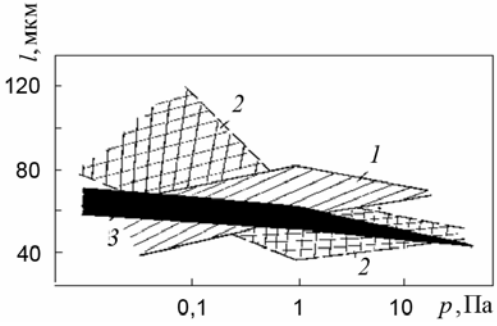


Рис. 5.7. Залежність глибини азотованого шару (l) від парціального тиску азоту (p) за різних швидкостей подачі газу, л/хв:
1 – 0,03; *2* – 0,003; *3* – 0,0003

Поверхня зразків досліджуваних сплавів після обробки в такому розрідженому середовищі азоту якісна, без помітного окиснення, світло-золотиста з різними відтінками. Вона дещо тьмянішає (втрачає блиск) зі збільшенням тривалості ізотермічної витримки і світлішає (до кольору металу зі золотистим відблиском) зі збільшенням розрідження.

Зі зниженням тиску динамічної атмосфери азоту кількість нітридної фази на поверхні азотованих зразків зменшується, про що свідчить невелика кількість та невисока інтенсивність інтерференційних максимумів на рентгенограмах, що відповідають ε- і δ-нітридам титану. Як і в умовах азотування під атмосферним тиском газу, зерна ε-фази орієнтовані переважно площиною [002]. Текстура ε-фази в дослідженому діапазоні розріджень активного газу фіксується після п'ятигодинної експозиції. Під час азотування сплаву ВТ1-0 під тиском 0,1 Па (тривалість експозиції 8 год) ε-фаза не утворюється, а нітрид титану TiN представлений лише реперними лініями (111), (200) та (220). На рентгенограмах, знятих з поверхні азотованих зразків сплавів ВТ1-0 та ВТ6с, фіксуються слабкі поодинокі інтерференційні максимуми, які відповідають ε- та δ-фазам титану (рефлекси ліній (200) TiN та (111), (200) і (002) Ti_2N). Слід зауважити, що текстура ε-фази до 25-годинної експозиції у вказаному діапазоні тисків активного газу не виявляється, що, поряд з невеликою кількістю рефлексів цієї фази, опосередковано свідчить про невелику кількість нітриду Ti_2N на поверхні зразків. За тривалих експозицій (25 год), навіть за великих розріджень (0,1 Па), спостережуваний перерозподіл максимумів інтенсивності, що відповідають тетрагональній ґратці Ti_2N, свідчить про збільшення ε-фази на поверхні азотованих зразків.

Оскільки зі зниженням парціального тиску азоту відносно атмосферного нітридоутворення гальмується за активізації дифузійних процесів, то з'являється можливість знизити температуру ізотермічної витримки під час азотування в розрідженій динамічній атмосфері азоту, а отже, уникнути небажаного незворотного росту зерна титанової матриці, що супроводжує процес у β-області. Під час азотування в розрідженому азоті при нижчих, ніж за атмосферного тиску, температурах навіть за сумірної глибини газонасиченої зони якість азотованої поверхні сплавів і їх механічні характеристики поліпшуються.

Вплив термокінетичних параметрів на інтенсивність насичення. Інтенсифікувати насичення під час азотування титану та сплавів на його основі в молекулярному азоті можна, створюючи значний ґрадієнт концентрації азоту в приповерхневих шарах [33]. Один із шляхів – пульсівна подача великої кількості азоту на початковій стадії обробки, коли забезпечуються оптимальні умови для абсорбції і дифузійних процесів [34]. Внаслідок зменшення часу активного поглинання азоту оброблюваною поверхнею тривалість обробки скорочується в 2–3 рази.

Підвищити температуру тільки поверхневого шару без неконтрольованого росту зерна титанової матриці, оптимальні структура і властивості якої задані попередньою обробкою, можна за індукційного та електроконтактного нагрівів [35, 36], що забезпечують температурний режим під час ХТО. Температура серцевини зразків за такої обробки не перевищує 800ºС (температура активної взаємодії титану з азотом), що дозволяє максимально уникнути негативних наслідків високотемпературного азотування.

В умовах швидкісного нагрівання завдяки каталітичному впливу розігрітої поверхні металу на утворення активних атомів азоту в холодному реакційному просторі, постійній конвекції газу в результаті перепаду температур у реакційній зоні (підвід свіжих порцій азоту), сприятливим внаслідок нагрівання з високою швидкістю структурним особливостям матеріалу утворення нітридів на поверхні титанових сплавів активізується [36]. За час досягнення температури насичення (1070ºС) на поверхні зразків встигає сформуватись суцільна нітридна плівка значної товщини (0,5…1 мкм), що пригнічує утворення зони твердих розчинів азоту в титані. Що товстіша нітридна зона, то повільніше виникають тверді розчини. Під час ізотермічної витримки нітридна плівка росте. За 7 хв на сплавах ВТ6 та ВТ23 її товщина 4…5 і 3…4 мкм відповідно. При цьому зона α-твердого розчину азоту в титані металографічно не виявляється. За ізотермічних витримок порядку 20 хв при температурах β-області товщина зони нітридів на поверхні досягає до 15 мкм [35]. Однією з причин слабшого впливу легування на інтенсивність азотування за швидкісного нагріву вважають саме практично повну відсутність під нітридною плівкою зони твердого розчину азоту в титані.

Таким чином, азотування за швидкісного нагріву активізує нітридоутворення і формує зміцнені нітридні шари з відповідним розподілом мікротвердості по їх перерізу.

Ще один шлях послабити негативні наслідки високотемпературного азотування – скоротити час перебування матеріалу в високотемпературній зоні термоциклуванням. Азотування титану за циклічної зміни температури в області $\alpha \Leftrightarrow \beta$ переходу і вище інтенсифікується: приріст маси зразків збільшується в 1,3–1,5 рази порівняно з ізотермічною витримкою при середній температурі термоциклу [37]. Воно активізується і за циклічної зміни температури на стадії нагрівання зразків до температури ізотермічної витримки: за циклічного нагріву до 800; 900 і 1000ºС швидкість азотування відповідно у 1,4; 2,1 та 3,5 рази вища, ніж за неперервного. Глибина сформованого азотованого шару при цьому в 1,5–1,8 рази більша. Спостережувані під час термоциклування ефекти (збільшення концентрації дефектів, виникнення ґрадієнтів напруження, підвищення дисперсності структури) підсилюють масоперенесення і реакції на міжфазних межах і, врешті, сприяють інтенсифікації дифузійних процесів [38].

Використання елементів вакуумної технології під час азотування. Висока хімічна активність титанових сплавів до кисню обумовлює формування на їх поверхні в результаті технологічних операцій виготовлення і термічної обробки тонких стабільних оксидних плівок. Будучи дифузійним бар'єром, вони за ХТО сповільнюють дифузію газу в глибину титанової матриці. Ліквідувавши цей бар'єр, можна інтенсифікувати насичення.

Нагрів титанових сплавів у вакуумі $10^{-2}...10^{-4}$ Па, коли парціальний тиск кисню становить біля $10^{-5}...10^{-6}$ Па, унеможливлює утворення оксидних плівок на поверхні [39]. До того ж, за вказаного парціального тиску кисню і відповідних температурно-часових параметрів процесу можна створити умови для дисоціації і розчинення існуючих на поверхні сплавів перед азотуванням оксидних плівок [40]. При цьому поверхня активується і, як наслідок, за подальшого напуску азоту збільшиться швидкість його адсорбції та дифузійного проникнення в метал за помітного гальмування нітридоутворення. Верхня межа тиску залишкових газів вакуумної атмосфери обумовлена інтенсивною сублімацією [41], що сприяє вакуумному розтравленню поверхні сплавів, а нижня – активними процесами окиснення і насичення киснем [39]. Тобто нагрів титанових сплавів перед азотуванням у вакуумі за тиску залишкових газів вакуумної атмосфери $10^{-2}...10^{-4}$ Па створює необхідні передумови для інтенсифікації азотування.

Достатні передумови забезпечуються температурно-часовими параметрами нагріву та витримки у вакуумі. При температурах вище 600...700ºС і розрідженні $10^{-2}...10^{-3}$ Па починається розчинення оксидних плівок на титані і ефективно знімаються внутрішні напруження [42, 43], чим обумовлена нижня межа температур витримки у вакуумі. Щоб одержати оптимальний комплекс механічних характеристик, не бажано використовувати температури вище температури поліморфного перетворення сплавів, що задає верхню межу інтервалу температур витримки у вакуумі.

Нагрів та витримка у вакуумі перед азотуванням у вказаному інтервалі температур сприяють збільшенню насиченості приповерхневих шарів азотом,

глибини зміцненої зони, якості поверхні азотованих зразків, і тим більше, що вища температура. З підвищенням температури розподіл твердості по перерізу приповерхневих шарів азотованих сплавів плавніший.

Витримка у вакуумі не потребує тривалих експозицій. Лише нагрів у ньому вже дає позитивний результат, оскільки оксидна плівка під час нагрівання не формується. У технічно чистому азоті, де кисню не менше 0,01%, забарвлення поверхні зразків після ізотермічної витримки при 800ºС свідчить про часткове окиснення, а рентгенівський фазовий аналіз підтверджує присутність оксиду титану TiO_2 у модифікації рутилу. Зі зниженням температури насичення результати азотування ще більше погіршуються. Тобто, якщо не ставити особливих вимог до чистоти газу, реалізувати низькотемпературне азотування в молекулярному азоті неможливо. Це обумовлено тим, що активна взаємодія з титаном для азоту обмежена температурою ~800ºС, тоді як кисень взаємодіє з металом, вже починаючи від 250…300ºС. Таким чином, температуру азотування визначає парціальний тиск кисню в азоті: вищий парціальний тиск кисню вимагає вищої температури ізотермічної витримки для дисоціації утворених до температури активного азотування оксидних плівок і самого азотування.

Нагріваючи у вакуумі перед азотуванням, можна знизити вимоги до чистоти азоту під час високотемпературної обробки і азотувати при низьких ($\leq$ 800ºС) температурах. Зокрема, після азотування при 750ºС у технічно чистому азоті атмосферного тиску, коли зразки нагрівають у вакуумі (~10^{-3} Па), на поверхні формуються лише нітриди титану TiN і Ti_2N. За даними Оже-спектрального аналізу кількість кисню в поверхневому шарі титану, азотованому за режимом з вакуумним нагрівом, зменшується вдвічі.

Додатковим стимулом для інтенсифікації азотування з використанням нагріву в вакуумі є циклічна зміна температури, оскільки розсмоктування оксидів під час термоциклування пришвидшується [44]. Циклічний нагрів зразків у вакуумі до температури насичення сприяє збільшенню глибини азотованого шару сплаву ВТ1-0 у 1,3 рази, приросту поверхневої мікротвердості на 2,0 ГПа.

Таким чином, ХТО титанових сплавів за схемою нагрів та витримка у вакуумі (0,1…10 мПа, 750…950ºС, $0 \leq \tau \leq 2$ год); напуск азоту та ізотермічна витримка (P_{N_2} = 0,1...10 Па; $7\times10^{-2}...7\times10^{-4}$ Па×с$^{-1}$; $\tau \leq 8...10$ год); охолодження інтенсифікує насичення, а відтак, дає можливість азотувати при температурах $750 \leq T \leq 950$ºС, що позитивно позначається на пластичності, втомній довговічності азотованих зразків (табл. 5.9).

Розглянуті підходи до інтенсифікації термодифузійного насичення у системі титан (титанові сплави)–молекулярний азот є основою технології поверхневого модифікування титанових сплавів у контрольованому азотовмісному середовищі. З допомогою цих підходів можна виконувати інженерію поверхні титанових сплавів, керувати структурно-фазовим станом приповерхневих шарів і рівнем поверхневого зміцнення, забезпечуючи високу зносо- і корозійну тривкість азотованих деталей. На базі створених підходів розроблена і введена в дію технологічна інструкція ТІ 16-654-02 “Азотування високоміцного титанового сплаву ВТ22”.

Таблиця 5.9

Пластичність (δ) та втомна довговічність (*N*) титанових сплавів після азотування

Сплав	Характеристики	Режим азотування (τ = 10 год)			
		нагрів у вакуумі		нагрів в азоті	
		950°С	850°С	950°С	850°С
ВТ1-0	δ, %	11,8	13,8	24,3	32,0
ОТ4-1		8,4	9,0	17,5	21,5
ВТ1-0	*N*, цикли (ε = 0,5 %)	4100	13400	24700	29700
ОТ4-1		11900	14800	28200	41600

Таким чином, дифузійні покриття, отримані ХТО, практично безпористі, міцно зчеплені з основою, рівномірні за товщиною. Азотуючи в молекулярному азоті, можна керувати параметрами азотованого шару, обробляти вироби довільної форми, в тому числі з отворами і габаритні, без додаткових технологічних операцій. Проте основними недоліками термічного оксидування та азотування є:

- висока температура нагріву оброблюваних поверхонь, що може спричинити деформацію виробів;
- зниження механічних характеристик основного металу.

5.3.3. Тертя і зношування титанових сплавів після термічного оксидування та азотування

Випробовували на тертя та зношування на установці СМЦ-2 за схемою "диск–колодка" за граничного тертя ковзання в гідрорідині АМГ-10 (ГОСТ 6794-75). ХТО (азотування та оксидування) піддавали диски з титанового сплаву ОТ4-1 діаметром 42 мм і товщиною 10 мм, які попередньо шліфували до R_a = 0,52...0,64 мкм. Зразки-колодки виготовляли з бронзи БрАЖ-9-4л. Контактне навантаження 2 МПа. Швидкість ковзання 0,6 м/с. Шлях тертя 10 км. Для досягнення у спряженні площі контактування 90% і більше пари тертя припрацьовували на шляху 200 м.

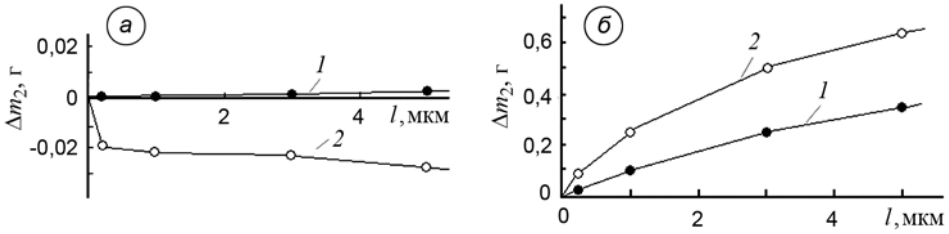


Рис. 5.8. Залежність втрати маси під час тертя азотованого (*1*) і оксидованого (*2*) дисків титанового сплаву ОТ4-1 (*а*) та колодок з бронзи БрАЖ-9-4л у парі з цими дисками (*б*) від шляху тертя

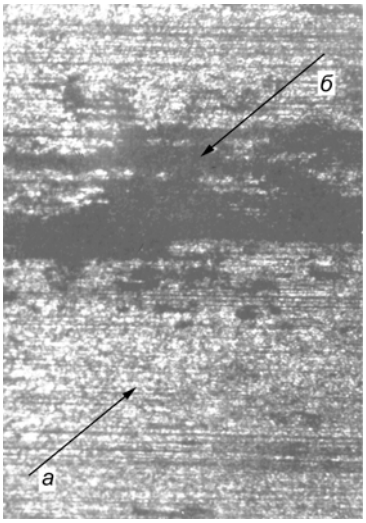


Рис. 5.9. Поверхня азотованого сплаву ОТ4-1 після тертя в парі з бронзою БрАЖ-9-4л (× 100):
а – борозни на поверхнях тертя;
б – сліди намащування

Сплав ОТ4-1 після азотування за контактного навантаження 2 МПа на досліджуваному шляху тертя практично не зношується (рис. 5.8*а*). На спряжених поверхнях відсутні елементи схоплювання, характерні для титанових сплавів [1, 23]. При цьому знос контртіла (бронзова колодка) суттєвий і більше ніж на два порядки перевищує знос азотованого диска (рис. 5.8*б*). Інтенсивність зношування бронзи БрАЖ-9-4л у парі з азотованим диском становить 0,070 г. Це обумовлено високою шорсткістю поверхні зразків після азотування внаслідок формування характерного поверхневого рельєфу [45]. Під час тертя мікровиступи (елементи рельєфу) відколюються, потрапляють у зону контакту і закріплюються у порівняно м'якому матеріалі контртіла. Подібно абразиву ці тверді частинки нітриду проорюють азотовану поверхню, залишаючи неглибокі борозни (рис. 5.9 *а*). Тому, забезпечивши високу якість азотованої поверхні (низьку шорсткість), можна суттєво послабити цей ефект. У зв'язку з цим перед ХТО необхідно ретельно готувати вихідну поверхню і намагатися реалізувати азотування при якомога нижчих температурах, застосовуючи відповідні методи та технологічні прийоми для його інтенсифікації [46], оскільки зниження шорсткості азотованої поверхні пов'язано зі зниженням температури обробки.

На етапі припрацювання коефіцієнт тертя пари азотований сплав ОТ4-1–бронза БрАЖ-9-4л невисокий (0,185). Під час тертя він зростає (0,215), а згодом знижується до 0,171 і стабілізується (рис. 5.8*а*). Такий характер його зміни можна пов'язувати зі зміною фазового складу поверхневих шарів азотованого титану в результаті фрикційної взаємодії. Локальні температурні спалахи за тертя, що підвищують температуру в поверхневих шарах вище ніж 500...700ºС, та кисеньвмісне середовище (випробування в АМГ-10 на повітрі) зумовлюють окиснення нітридного шару. Пошаровий рентгенофазовий аналіз азотованих зразків виявив диоксиди титану в модифікаціях рутилу та анатазу на глибині до 2 мкм, причому можна стверджувати, що їх структура шарувата: на поверхні (до 1 мкм) фіксується лише рутил, а у глибшому шарі (до 2 мкм) – суміш рутилу та анатазу (рис. 5.10). Аналіз глибших шарів (2...5 мкм) не виявляє оксидної фази. Це свідчить про те, що нітриди під час тертя окиснюються лише в тонкому приповерхневому шарі. Під час тертя азотований шар, окрім окиснення, ще й деформується, що вказує на перерозподіл інтенсивностей основних ліній та зміщення міжплощинних віддалей нітридів Ti_2N, TiN та α-титану (рис. 5.11).

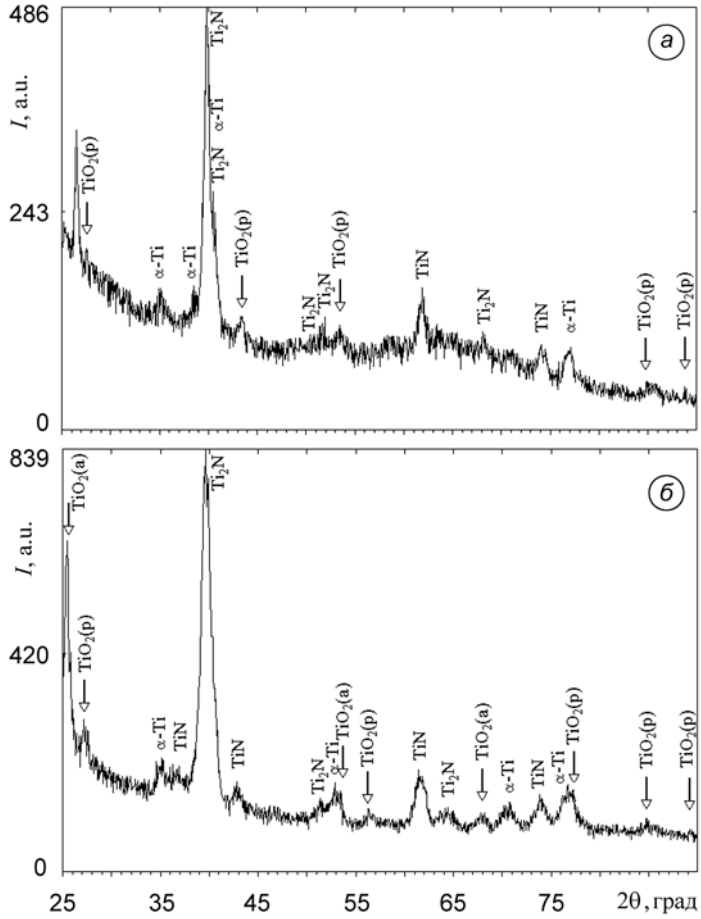


Рис. 5.10. Дифрактограми азотованого диска з титанового сплаву ОТ4-1, зняті за кутів ковзання первинного пучка відносно поверхні зразка 1 (*а*) та 5 (*б*) градусів

За окиснення нітридного шару кисень проникає в ґратку нітриду, утворюючи оксинітриди титану TiN_xO_y [47]. У праці [48] під час досліджень зносотривкості покриттів із нітриду титану в умовах фретинг-корозії, базуючись на забарвленні поверхні, фіксували утворення оксинітридної фази $TiN_{0,4–0,5}O_{0,6–0,5}$ з високою мікротвердістю 26...27 ГПа, оскільки колір оксинітридів відтворює їх склад і властивості. Ймовірно, що у нашому випадку саме формування оксинітридів змінного складу під час тертя і окиснення нітридного шару і сприяє стабілізації коефіцієнта тертя на низькому рівні, забезпечуючи високу зносотривкість азотованих титанових сплавів, а спостережуваний сіруватий наліт на поверхнях тертя свідчить про утворення оксинітридів.

Під час тертя оксидованого диска в парі з бронзою збільшується його маса внаслідок фрагментарного переносу м'якого матеріалу контртіла на оксидовану поверхню (рис. 5.8*а*). Бронза натирається на диск, формує нестабільні вторинні структури, які під час тертя частково руйнуються (відколю-

ються), і процес повторюється знову. Коефіцієнт тертя після припрацювання високий і становить 0,215, а далі знижується до 0,200. Проте через інтенсивне натирання бронзи на оксидовану поверхню він знову зростає до 0,229.

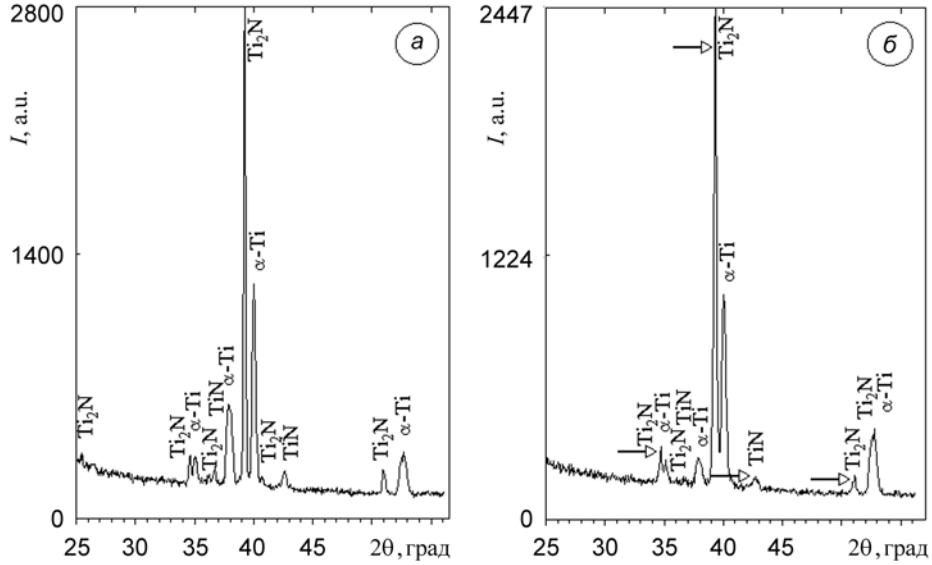


Рис. 5.11. Фрагменти дифрактограм азотованого диска з титанового сплаву ОТ4-1, зняті перед (*а*) і після (*б*) тертя

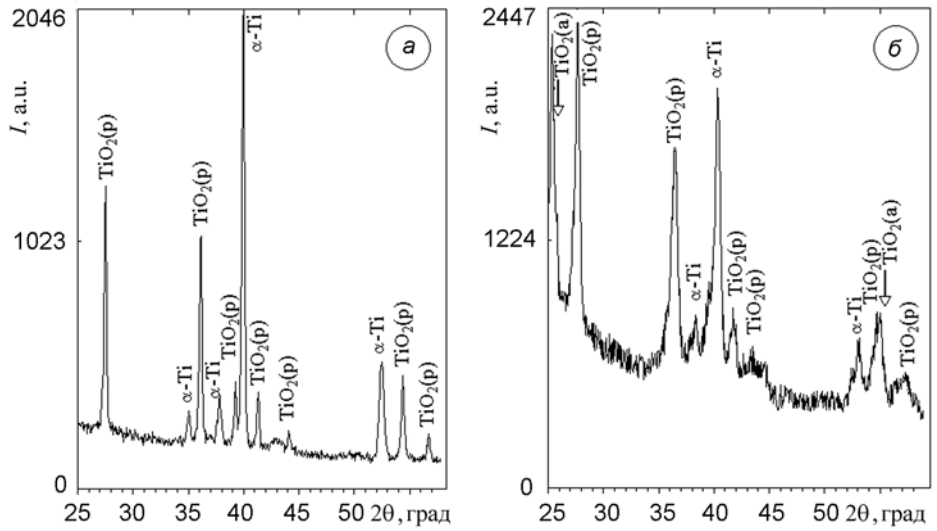


Рис. 5.12. Фрагменти дифрактограм оксидованого диска з титанового сплаву ОТ4-1, зняті в режимі θ – 2θ (*а*) та за кута нахилу поверхні зразка до падаючих променів 5° (*б*)

Знос контртіла у парі оксидований диск–бронза майже вдвічі більший, ніж у парі азотований диск–бронза (рис. 5.8*б*): інтенсивність зношування бронзи тут дорівнює 0,127.

Фазовий аналіз оксидованих зразків свідчить про те, що під час зношування у тонкому приповерхневому шарі (до 2 мкм) поряд з диоксидом титану TiO_2 у модифікації рутилу, який сформований ХТО (оксидування), утворюється диоксид у модифікації анатазу (рис. 5.12), а загальна кількість оксидної фази порівняно з незношеними зразками зменшується, що, очевидно, є наслідком інтенсивного натирання бронзи на оксидовану поверхню.

Не виключено, що інтенсивний знос контртіла під час тертя по азотованій чи оксидованій поверхнях сплаву ОТ4-1 пов'язаний з наводнюванням бронзи внаслідок трибодеструкції мастила [4]. На цю думку наштовхує утворення бронзової пудри, що може бути результатом диспергування гідратованої бронзи.

Таким чином, особливості тертя і зношування титанових сплавів після азотування та оксидування визначає зміна фазово-структурного стану тонких приповерхневих шарів під час напрацювання. Окиснення нітридного шару з формуванням диоксиду титану TiO_2 різних структурних модифікацій через утворення оксинітридних фаз змінного складу сприяє такій еволюції азотованої поверхні під час тертя, яка забезпечує високу зносотривкість.

5.4. ДИФУЗІЙНА ЕЛЕКТРОХІМІЧНА ОБРОБКА ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

У працях [49–52] встановлено, що залежно від умов і параметрів електролізу на поверхні титану можна отримати оксидні, оксигідридні і гідридні шари, які відрізняються складом, фізико-механічними і хімічними властивостями. Окрім цього, на поверхні титанових сплавів вдається сформувати шари глибиною до 40...50 мкм, які не можна віднести до жодного з перелічених вище станів. Вони збільшують твердість поверхні, не відшаровуються, не розтріскуються і характеризуються низьким коефіцієнтом тертя. При цьому механічні випробування плоских зразків сплаву ОТ4 і спеціальних сплаву ВТ22 показали, що пластичні властивості і ударна в'язкість зберігаються на вихідному рівні, а втомна міцність збільшується: плоских зразків – на порядок, а металоємких з концентраторами напружень – у 3–3,5 рази. Ці тверді шари мало відрізняються від основи, водню у них на порядок менше, ніж у вихідних зразках, а за електропровідністю займають проміжкове положення між гідридними і оксидними шарами (відповідно з відносно малим і досить високим омічним опором). Власне оксидні плівки за змінного струму формуються за напруг вище 30 В і осциляцій струму 0,1…0,5 А/дм^2. У цьому випадку на електродах утворюються оксидні плівки з характерними для діелектриків властивостями. Тверді шари, що займають проміжкове положення між гідридними і оксидними шарами, можна сформувати лише за змінного струму.

5.4.1. Твердофазне відновлення титану з анодних оксидів за змінно-струмової обробки поверхні

Дифузійну електрохімічну обробку (ДЕХО) промислових титанових сплавів для поліпшення їх зносотривкості і антифрикційних властивостей здійснюють в електролітах на основі ортофосфорної кислоти за поляризації змінним струмом промислової частоти [53]. Результатом є формування на поверхні деталей твердих шарів завтовшки до 40...50 мкм, що збільшують мікротвердість в 1,5–2 рази порівняно з основою. За допомогою ДЕХО в 1,5–2 рази підвищують і втомну міцність, при цьому інші механічні характеристики деталей залишаються без змін.

Товщина зміцненого шару, що формується під час ДЕХО на сплавах титану, залежить від густини змінного струму і часу обробки і може досягати 40...50 мкм.

Ванну для ДЕХО виготовляють із нержавної сталі марки Х18Н10Т і футерують хлорвініловим пластикатом. Навгрівачі ванни виготовляють з освинцьованої нержавної сталі чи титану і покривають кислототривкою емаллю К4-7-101. Струмопровідні штанги – з міді марки М1.

Пристосування (підвіски) для деталей виготовляють з титанового сплаву ВТ1-0. Монтаж деталей на підвіски повинен забезпечувати жорсткий контакт і вільний відтік газів (кисню та водню) від поверхні деталей, щоб запобігти утворенню газових мішків. Співвідношення площ оброблюваних деталей і протиелектрода необхідно витримувати 1:10. При цьому забезпечується рівномірність збільшення мікротвердості всієї поверхні. Віддаль 15...100 мкм між протиелектродом і оброблюваною деталлю обумовлює конфігурація деталі. Слід уникати дотику деталі і протиелектрода під час ДЕХО.

Об’єм ванни для ДЕХО передбачений із розрахунку 5 л електроліту на 1 дм^2 оброблюваної поверхні. Режим обробки: густина струму 10...20 А/дм^2; температура електроліту 70...75ºС; час обробки 60...120 хв; частота струму 50 Гц.

Необхідну густину змінного синусоїдального струму і напругу встановлюють за допомогою трансформатора і підтримують сталою впродовж всього процесу.

Якість контролюють, перевіряючи технологічний режим кожної операції і оглядаючи оброблену деталь. Після ДЕХО забарвлення поверхні не змінюється. На оброблених деталях не повинно бути подряпин, забоїн, розтравів і припалів. Товщину зміцненого шару контролюють на зразках-свідках на приладі ПМТ-3, вимірюючи мікротвердість на косих шліфах.

Під час ДЕХО зменшуються лінійні розміри оброблюваних деталей, що залежить від часу обробки і густини струму. Зміну лінійних розмірів деталей слід враховувати, складаючи технологічну карту на виготовлену деталь.

ДЕХО базується на впливі змінного струму на електродні процеси на титані у водних розчинах електролітів.

Вплив змінного струму на електродні процеси на титані у водних електролітах. Відомо [54], що вплив катодного напівперіоду під час поля-

ризації змінним струмом металів пояснюють переполюсуванням подвійного електричного шару і його перебудовою зі зміною полярності, в результаті чого зі зміною заряду електрода усуваються дифузійні обмеження в приелектродному просторі і підвищується концентрація носіїв кисню. Окрім цього, частина протонів, що виникають під час розкладу води і утворення оксидів в анодний півперіод, відновлюється за час дії катодної півхвилі, що сприяє зниженню кислотності і забезпеченню переважальних умов формування щільних безпористих оксидних шарів з діелектричними властивостями

Проте вплив катодного імпульсу на електрохімічну поведінку титанового електрода на змінному струмі виявляється значно складнішим. Проаналізуємо катодні реакції і механізм їх протікання на титані.

Електродні процеси на титані складні, а природу сформованих шарів нової фази, в основному, визначають різні області заданих потенціалів. Тонкі оксидні плівки, що утворюються на поверхні титану під час анодної поляризації, є напівпровідниковими з широкою забороненою зоною. Залежно від типу провідності пасивних оксидних плівок електрохімічні процеси на титані, пов'язані з перенесенням електронів через пасивний шар, сповільнюватимуться по-різному. Напівпровідникова оксидна плівка з провідністю *n*-типу гальмує анодні процеси, а з *p*-провідністю – катодні. Оксидні плівки на титані володіють вільною електронною і обмеженою іонною провідністю, при цьому в оксидних шарах малої товщини електронна провідність забезпечує електрохімічні реакції на межі оксид–електроліт.

Змінно-струмова поляризація може повністю гальмувати один процес і ініціювати інший. Вплив змінного струму на поверхневі властивості титану однозначної інтерпретації не має і зводиться, в основному, до каталітичної дії катодної півхвилі. Проте необхідно враховувати, що під час формування на поверхні титанового електрода оксидів титану різної валентності $Ti_2O \rightarrow TiO \rightarrow Ti_2O_3$ утворюються недосконалі напівпровідники зі зміною типу провідності від *n* до *p*. Поляризація від'ємним катодним імпульсом відповідає прямому включенню з вільним протіканням електричного струму через межу поділу фаз. Зміна полярності імпульсу на "+" відповідає зворотному включенню *p*-переходу, і протікання електричного струму утруднюється.

Утворення і участь колоїдів в електродних процесах на змінному і імпульсному струмах. Під час електролітичної обробки змінним струмом метали диспергують у твердій фазі з одночасним формуванням проміжних сполук нижчої валентності у вигляді твердої провідної фази. Інтенсивність диспергування супроводжується утворенням частинок в електроліті.

Під час електрохімічної обробки титану виявлено, що поляризація змінним струмом частотою 50 Гц у водних розчинах фосфорної кислоти змінює не тільки фізико-механічні і хімічні властивості поверхні металу, а й зумовлює накопичення в електроліті продуктів електролізу. При цьому утворюються колоїдні частинки, які за тривалої витримки (~ 60 діб) випадають у вигляді аморфного осаду. Забарвлення електроліту спочатку стає голубого відтінку,

на просвіт – рожевим і зі збільшенням концентрації колоїдів змінюється на яскраво-фіолетовий.

Під час електролізу в системі Ті–Ті накопичується дрібнодисперсний аморфний осад. Після прокалювання осаду в інертній атмосфері рентгенівським фазовим аналізом встановлено його склад: TiO, TiH_2, Ti_3O_5, $TiH_2P_2O_8$ і металічний Ті. Кількісний відсоток виявлених в осаді форм залежить від амплітуди заданих імпульсів і їх співвідношення. Варто відмітити, що анодні процеси забезпечують утворення кисеньвмісних сполук титану і протікають з підлужуванням приелектродного шару і формуванням пероксидної сполуки $TiH_2P_2O_8$.

Іонізація титану $Ti \rightarrow Ti^{3+} + 3e$ з наступним окисненням в приелектродному просторі атомарним киснем забезпечує в об'ємі електроліту накопичення дрібнодисперсних колоїдних частинок у вигляді оксидів титану, на яких адсорбовані іони Ti^{3+} [55]. Біля цих частинок обов'язково розміщуються аніони електроліту.

Механізм електродних реакцій на змінному струмі, які забезпечують формування на титані шарів нової морфології. Таким чином, за змінно-струмової поляризації титанового електрода у водних розчинах фосфорної кислоти при pH 0…2,5 на його поверхні формується шар завтовшки 40...50 мкм, що володіє підвищеною твердістю, корозійною тривкістю, меншим вмістом розчиненого в ньому водню, підвищеними значеннями втомної міцності і ударної в'язкості зі збереженням вихідних значень пластичності. Надбані нові фізико-хімічні властивості поверхні значно розширюють можливості використання титану як конструкційного матеріалу.

Згідно з результатами рентгеноструктурного і фазового аналізів після електрохімічної обробки змінним струмом на поверхні титану виникає модифікований безструктурний шар титану, покритий тонкою бездефектною оксидною плівкою, який змінює поверхневі і об'ємні фізико-механічні характеристики.

Відомо, що за змінно-струмової поляризації титанового електрода в анодному півциклі за електродного потенціалу +0,2 В утворюється пасивна плівка, яка містить адсорбований кисень і оксид, зв'язаний з металом. За швидкої зміни напрямків поляризації зв'язки оксидного типу стають міцнішими і не руйнуються, в результаті чого збільшується водневе перенапруження. Проте періодична активація електрода в катодному півциклі показує, що такий зв'язок не спричиняє повної пасивації, хоча сповільнює швидкість розчинення титану в електроліті. Таким чином, початковою стадією електродної пасивності за потенціалів від 0,2 до 0,9 В є утворення адсорбованих плівок. Створений такою плівкою з електронно-іонною провідністю енергетичний бар'єр дозволяє реалізувати просторове розмежування процесів відновлення іонів металу за час дії катодної півхвилі як всередині плівки, так і на межі метал–плівка за поляризації змінним струмом.

За помірно високих густин струму титан електролізом водних розчинів на катоді одержати не вдається, оскільки протікає енергетично вигідніший і

ймовірніший конкуруючий процес виділення водню. Це, проте, стає можливим на змінному струмі завдяки утворенню на титановому електроді струмопровідної плівки з частково відновлених іонів і не змінених іонів.

Пояснити отримані результати можна, застосувавши модель біфункціональної електрохімічної системи і примежового почергового відновлення металів з оксо- і гідрооксоформ.

За час дії анодного півциклу протікає примежове окиснення титану за реакціями (рис. 5.13):

на межі 1: $Ti + O^{\bullet} \rightarrow TiO$, (1)

$2Ti + O_2 \rightarrow 2TiO$; (2)

на межі 2: $2TiO + O^{\bullet} \rightarrow Ti_2O_3$, (3)

$4TiO + O2 \rightarrow Ti_2O_3$, (4)

на межі 3: $OH \rightarrow H^+ + O^{\bullet} + 2e^-$; (5)

$O^{\bullet} + O^{\bullet} \rightarrow O_2$, (6)

$H_2O + H^+ \rightarrow H_3O^+$, (7)

$H^+ + OH^- \rightarrow H_2O$; (8)

на межі 4: $H_3O^- \rightarrow OH^- \rightarrow H_2O_2 + H^+$, (9)

$2H_3PO_4 + H_2O_2 \rightarrow H_4P_2O_8 + H_2O$, (10)

$Ti^{3+} - e^- \rightarrow Ti^{4+}$ (11)

$Ti^{4+} + 2O^{\bullet} \rightarrow TiO_2$, (12)

$Ti^{4+} + 4OH^- \rightarrow Ti(OH)_4$, (13)

$Ti(OH)_4 + 4O^{\bullet} \rightarrow H_4TiO_8$, (14)

$H_4P_2O_8 + H_4TiO_8 \rightarrow Ti\ H_2P_2O_8$. (15)

Реакції (9)–(15) визначені за фазовим складом осадів в об'ємі електроліту і на поверхні електрода.

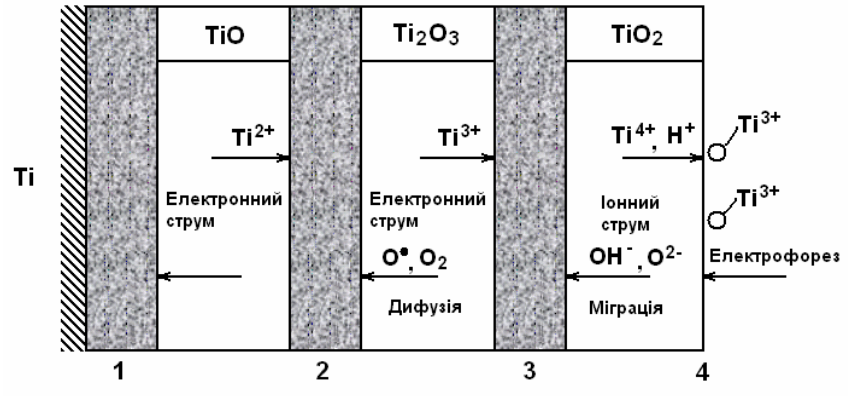


Рис. 5.13. Схема процесів переносу в оксидній плівці. Примежове окиснення титану за анодний півперіод (заштриховані області відповідають нестехіометричним складам проміжкових оксидів) [56]

За час дії катодного півциклу реалізуються такі реакції (рис. 5.14)

на межі 1: $TiO + 2e^{-} \rightarrow TiO;$ (16)

на межі 2: $Ti2O3 + e^{-} \rightarrow TiO;$ (17)

на межі 3: $TiO2 + e^{-} \rightarrow Ti_2O_3;$ (18)

на межі 4: $Ti_2O_3 + H^{+} \rightarrow Ti^{3+} + H_2O,$ (19)

(хімічне розчинення)

$H_3O^{+} + e^{-} \rightarrow H_{адс} + H_2O,$ (20)

$O_2 + 4\,H^{+}_{ат} + 4e^{-} \rightarrow H_2O,$ (21)

$Ti^{4+} + 2\,H_{ат} \rightarrow Ti^{0} + TiH_2.$ (22)

Сумарна реакція процесів на електроді за катодний напівцикл така:

$$2Ti_2O_3 \cdot H_2O \cdot Ti^{3+} + 6e^{-} \rightarrow Ti^{0} + Ti_2O + 2TiH_2 + 3O_2\uparrow. \quad (23)$$

Реакції (16)–(20) і (22)–(23) визначені спектрометрично на основі рентгенофазового аналізу і за допомогою лазерної діагностики осадів в об'ємі електроліту і на поверхні електрода. Окрім цього, на межах оксидів різного окиснення титану існують субоксиди титану проміжкової валентності, відповідно: на 1 – TiO_6, на 2 –TiO_3 і на 3 – Ti_2O.

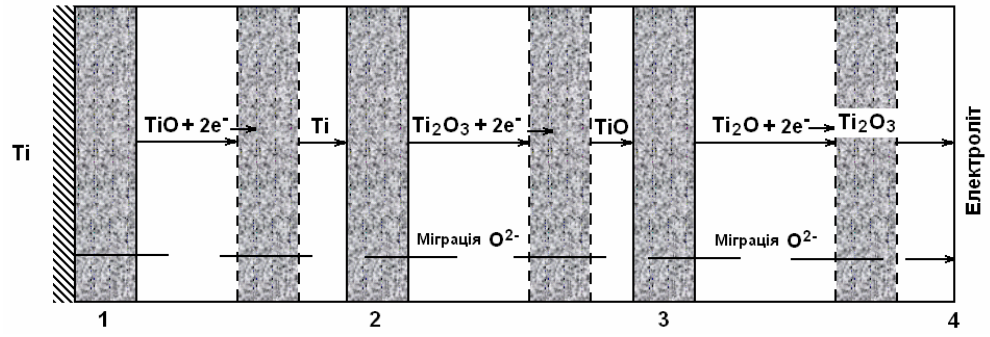


Рис. 5.14. Схема процесів відновлення у плівці оксиду за катодний півцикл і розподіл електронного та іонного струмів по товщині плівки [56]

Тут необхідно підкреслити, що твердофазне відновлення оксидів титану до нульової валентності можливе тільки в присутності утворених під час електролізу колоїдних частинок, гранули яких $xT_2O_3 \cdot yH_2O \cdot zTi^{3+}$ беруть участь від електроліту в електродних процесах, виконуючи роль носія кисню і іона тривалентного титану.

Вони накопичуються в електроліті внаслідок хімічного розчинення оксидів в катодному півциклі і окиснення титану Ti^{3+} в приелектродному просторі до Ti_2O_3.

Швидке чергування негативної і позитивної півхвиль змінного струму призводить до розряду гідроксонієвих іонів у катодний напівперіод з виділенням атомарного водню, який частково адсорбується на поверхні і формує тонкошарові ділянки TiH_x, які утворюють гальванічну пару з основою. Зв'язки Ti–H послаблюються зі збільшенням концентрації електронів у гідриді, тому з накладанням змінного струму виділений водень не встигає продифун-

дувати в глибину основи, а бере участь у реакціях у приелектродному шарі. Ініціювати відновлювані процеси можна, зменшуючи амплітуду анодного складника струму.

Твердофазне відновлення титану з анодних оксидів реалізується за складним механізмом, який залежить від стадійного протікання трьох спряжених реакцій: розчинення, оксидування і відновлення. При цьому лімітуючою ланкою є розчинення титану з наступним утворенням в об'ємі електроліту колоїдів, склад яких відповідає оксиду напівпровідникової природи.

Інтенсивне газовиділення під час електролізу обумовлює природне перемішування приелектродної маси частинок і сприяє окисно-відновним реакціям в об'ємі електроліту за наявності продуктів електролізу.

Сумарний ефект електродних реакцій проявляється у формуванні на поверхні електрода шару з активних позитивно заряджених колоїдних частинок, які утримуються в приелектродному просторі за швидкої зміни полярності прикладеної поляризації за рахунок високої в'язкості електроліту і статичного заряду частинок.

Таким чином, сформована за змінно-струмової поляризації і супроводжувана вказаними вище реакціями система метал–плівка–електроліт дозволяє реалізувати просторове розмежування стадійного відновлення титану з його оксидів на межі плівка–електроліт.

Відновлений титан повторює аморфну структуру оксидів і має порівняно з основою вищі міцнісні характеристики.

5.4.2. Вплив змінно-струмової поляризації на поверхневі властивості титану

Вплив змінного струму на електрохімічну поведінку металів пов'язують зі суттєвим збільшенням швидкості розчинення всіх металів за каталітичної дії катодної півхвилі [49]. Також відомо [50], що в двоелектродних системах титан–титан з прикладенням симетричного змінного струму великих амплітуд швидкість розчинення титану повністю гальмується інтенсивним окисненням поверхні електрода навіть за підвищених температур (до 70°С). Встановлено [51, 52, 57–60], що фізико-механічні і хімічні властивості поверхні титану під дією симетричного синусоїдального струму можуть суттєво змінюватись залежно від умов електролізу. Окрім цього, в широкому інтервалі потенціалів (від –1,3 до 0,65 В) на титані можливе утворення і оксидів, і гідридів, а також їх співіснування [54].

Вплив змінного струму на поверхневі властивості титанових сплавів у водних електролітах на основі ортофосфорної кислоти вивчали на α- і (α+β)-сплавах титану: ВТ1, ВТ3, ВТ6, ВТ5-1кт, ВТ-5л, ВТ5, ВТ9, ВТ16, ВТ20, ВТ22, ОТ4 та ін.

Дослідження зміни мікротвердості поверхні титанового сплаву ВТ22 у водних розчинах ортофосфорної кислоти при 70°С і різних густинах струму показали (рис. 5.15), що існує кореляція між корозійними втратами і твердіс-

тю поверхні. Водночас корозійні втрати зразків на змінному струмі визначають густини струму. Зокрема, зменшення вагових втрат супроводжується збільшенням твердості сформованого шару. Під час зміни густини струму від 5 до 50 А/дм^2 на кривій з'являються дві ділянки підйому: перша – в інтервалі від 5 до 20 А/дм^2 і друга – від 35 до 50 А/дм^2 і вище. Від 5 до 35 А/дм^2 паралельно протікають дві конкуруючі реакції: одна обумовлює розчинення, інша – окиснення титану. Зі зростанням струму від 15 до 20 А/дм^2 швидкість розчинення сповільнюється, а швидкість окиснення, навпаки, збільшується, що і призводить до росту мікротвердості поверхні. На ділянці від 20 до 30 А/дм^2 електрод помітно втрачає масу і зменшується його твердість. Це пояснюють утворенням на поверхні титанового електрода і гідридів титану, і оксидів, причому переважають процеси утворення і розчинення гідридної фази. Тому твердість поверхні на цій ділянці зменшується. За густин струму до 30…35 А/дм^2, в основному, гідриди утворюються за катодний півперіод і розчиняються за анодний. Проте вище 35 А/дм^2 реакції іонізації титану, виникнення і розчинення гідридів повністю стримує реакція окиснення титанового сплаву. В результаті твердість різко зростає до 7,5 ГПа, а окиснення протікає так інтенсивно, що фіксується навіть приріст маси зразків. Зауважимо, що говорити про густину струму вище 35 А/дм^2 для електродів з титану в досліджуваних системах можна лише умовно, оскільки значення струму утримуються не довше 20…30 с після початку поляризації. Згодом він різко зменшується, напруга в комірці зростає з 1…2 до 80…100 В, а окиснення практично протікає за осциляцій струму 0,1…0,5 А/дм^2. У цьому випадку на електроді формуються оксидні плівки з характерними для діелектриків властивостями, тому коректніше описувати процес напругою формування.

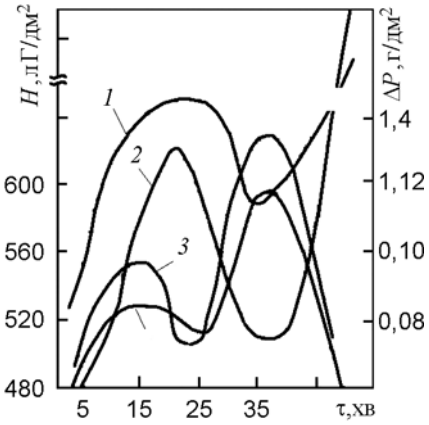


Рис. 5.15. Зміна мікротвердості (H) і вагових втрат (ΔP) залежно від густини струму в 50%-й (*1*, *3*) і 70%-й (*2*, *4*) фосфорній кислоті при 70°С:
1, *2* – зміна мікротвердості;
3, *4* – вагових втрат [56]

У сформованих на титані та його сплавах твердих шарах, що займають проміжне положення між гідридним і оксидним станами, металографічними дослідженнями не виявлено нової фази, що могла б відповідати за збільшення твердості, проте межа між основою і новим шаром чітко фіксується зміною твердості. В перехідному шарі товщиною не менше 5 мкм, що прилягає до основи, твердість різко зменшується від 5,6 до 3,8 ГПа (рис. 5.16).

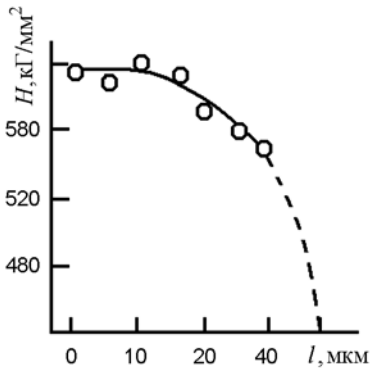


Рис. 5.16. Зміна мікротвердості (*H*) по глибині сформованого шару сплаву ВТ22 пістя ДЕХО [56]

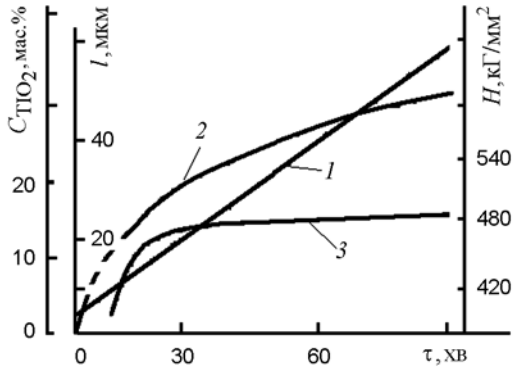


Рис. 5.17. Зміна мікротвердості (*1*), концентрації субоксиду T_2O (*2*) і товщини сформованого шару сплаву ВТ22 (*3*) залежно від тривалості ДЕХО [56]

Під час виявлення причин, що викликають підвищення мікротвердості, встановлено, що після електрохімічної обробки титанових сплавів на змінному струмі частотою 50 Гц кількість водню в поверхневому шарі зменшується на порядок, а в стандартній масі під час масспектроскопічного визначення – на 10…20% (табл. 5.10)

Таблиця 5.10

Вміст водню і міцнісні властивості сплаву ВТ22 після обробки у фосфатній кислоті на змінному струмі (70°С) [56]

Умови формування			Вміст водню, %	Навантаження на розрив, кг/мм²	Відносні, %	
I, А/дм²	τ, хв	H_3PO_4, %			видовження	звуження
10	15	50	$6\cdot10^{-4}$	123	18,8	41,7
40	15	50	$6\cdot10^{-4}$	120	16,4	50,9
40	60	50	$5\cdot10^{-4}$	121	17,8	51,0
10	60	10	$5\cdot10^{-4}$	124	16,4	50,0
40	120	50	$5\cdot10^{-4}$	122	16,7	50,9

* Вихідні характеристики сплаву ВТ22: вміст водню $1{,}5\times10^{-5}$ %, навантаження на розрив 110...130 кГ/мм²; відносне видовження 15...20 %; відносне звуження 40...50 %.

У поверхневому шарі будь-які нові сполуки, які б могли впливати на поверхневу мікротвердість, не зафіксовано. Але за детальнішого дослідження зразків із сплавів ВТ22 і ОТ4 після ДЕХО на синусоїдальному струмі промислової частоти в 70%-й ортофосфорній кислоті з додатками перхлорату натрію і без них впродовж 15; 30; 45; 60 і 90 хв при 70°С і густині струму 10 А/дм² залежно від часу обробки в поверхневому шарі накопичується субоксид титану TiO_2, вихідний вміст якого в необроблених зразках становив приблизно 2...3%. Під час ДЕХО концентрація субоксиду зростає до 25...30%. У цей же час мікротвердість поверхні спочатку різко підвищується, а згодом – сповіль-

нюється. Зокрема, за перші 15...20 хв вона зростає на 132 кг/мм^2, а за наступні 75 хв – лише на 74 кг/мм^2 (рис. 5.17). Аналіз результатів рентгенофазового аналізу свідчить, що зразки текстуровані, а лінії Ті і Ti_2O в деяких випадках накладаються, що утруднює кількісне визначення фаз з високою точністю.

Субструктура субоксиду Ti_2O виявлена за термічного оксидування титану і його сплавів [61]. Ґратка субоксидів більше зв'язана з основою, структура їх ізоморфна і близька до структури матриці α-титану, тому в межах стійкого стану субоксидів у сформованому шарі не повинні виникати великі внутрішні напруження, як, наприклад, для Ti_2O_3 чи TiO_2. Дійсно, одержані на поверхні сплавів тверді шари з субоксидом титану Ti_2O зберігають щільність, не змінюють пластичних властивостей і ударної в'язкості.

Вивчаючи ріст цього шару, виявили, що по товщині він формується, в основному, за перші 45...60 хв, а згодом лише насичується субоксидом і його концентрація у результаті внутрішньої дифузії вирівнюється (рис. 5.17)

Окрім цього, залежно від складу електроліту можна отримати в поверхневому шарі на сплавах ВТ5-1 і ВТ5л тверді розчини втілення карбіду титану. Рентгенівськими і металографічними дослідженнями встановлено, що ТіС розміщується у вакансіях кристалічної ґратки, а період її зменшується, що пояснює властивості сформованого шару.

Крім цього, виявлено, що залежно від складу електроліту і режиму електролізу на поверхні електродів з титанових сплавів можна отримати безтекстурний квазіаморфний шар металевого титану із зміцнювальними властивостями, як у титану, нанесеного лазерним і плазмовим напиленням.

Таблиця 5.11

Триботехнічні властивості деталей із сплаву ВТ22 після ДЕХО [61]

№ за/п	$H_ц$, ГПа	Товщина, мкм	Сила зчеплення, МПа	Швидкість ковзання, м/с	Навантаження, МПа	Знос покриву / контртіла	Коефіцієнт тертя
1	Анодування за технологією ВІАМ			0,15	2	1,54/385	0,22
2				0,15	4	2,20/370	
3				0,25	2	0,5/125	0,23
4				0,25	4	0/183	
5	5,2	25	80-90	0,05	2	22/143	0,24
6	ДЕХО за технологією ІЗНХ НАНУ			0,15	2	1,0/102	
7				0,25	2	1,5/73	
8				0,05	2	1,7/13,4	0,21
9				0,10	4	2,4/19,6	
10				0,15	6	1,0/97	

*Торцеве тертя в гідрорідині АМГ-10, матеріал контртіла – бронза БрАЖМц 10-3-1,5.

Результати порівняння триботехнічних властивостей деталей із сплаву ВТ22 після ДЕХО за інструкцією Інституту загальної неорганічної хімії (ІЗНХ) НАН України [53] і після анодування за інструкцією Інституту авіаційних матеріалів (ВІАМ) наведено в табл. 5.11. Дані свідчать про високу ефективність ДЕХО для підвищення зносотривкості оброблених деталей.

Таким чином, ДЕХО – ефективний спосіб обробки титанових сплавів змінно-імпульсним струмом в кислих електролітах з одержанням модифікованих дрібнодисперсних структур на поверхні титанового електрода із зміцнювальними метал властивостями.

Модифіковані шари формуються під час реалізації біфункціональної електрохімічної системи в умовах поляризації симетричною і асиметричною напругами впродовж катодного півперіоду за участю в масоперенесенні електроактивних колоїдних напівпровідникових частинок (електрофорез).

5.5. ВАКУУМНЕ ІОННО-ПЛАЗМОВЕ НАПИЛЕННЯ

Методи, що реалізують у вакуумних установках (PVD-процеси), відносять до фізичних способів нанесення покриттів. В утворенні покриттів тут беруть участь нейтральні і збуджені частинки з високою енергією, а також іони, енергію яких можна варіювати в широких межах, міняючи енергетичні параметри джерел іонів [62].

Суть фізичних методів нанесення покриттів полягає у випаровуванні і конденсації напилювального матеріалу. Універсальність технології, висока продуктивність процесу, мала енергоємність, відсутність забруднення довкілля – основні показники, що визначають конкурентноспроможність методу проти традиційних.

Вакуумні іонно-плазмові процеси нанесення покриттів характеризуються такими основними етапами: генерацією атомного чи молекулярного потоку речовини, його іонізацією, пришвидшенням і фокусуванням з подальшою конденсацією іонів на підложці. Залежно від схеми напилення можуть бути присутні всі чи лише деякі з перелічених етапів.

5.5.1. Конденсація речовини з плазмової фази в умовах іонного бомбардування (метод КІБ)

Найперспективнішою модифікацією методу іонно-плазмового напилення є конденсація речовини з плазмової фази в умовах іонного бомбардування (КІБ), коли можна в широких межах і технологічно просто керувати параметрами процесу і властивостями конденсату [63].

Цим методом можна одержувати якісні покриття з різних матеріалів, сплавів і надтвердих важкоплавких сполук шляхом прямого синтезу без виходу побічних продуктів реакції.

В установках типу “Булат”, “Пуск”, де реалізується метод КІБ, покриття формуються у плазмі електродугового розряду: між катодом (матеріал, що наносять) і анодом (корпус камери) у вакуумі збуджується стаціонарний дуговий розряд, який горить у парах еродівного катода. Металева плазма утворюється на поверхні катода з мікроплям, де спостерігається висока температура плазми за інтегрально холодного катода. Енергія іонів у плазмовому потоці залежить від металу катода. Для її збільшення та поліпшення якості покриття до об’єктів прикладають пришвидшувальний потенціал.

Застосовуючи глибокий вакуум, методом КІБ можна отримувати покриття високої чистоти з будь-яких струмопровідних матеріалів, синтезувати на підложці складні сполуки – карбіди, бориди, нітриди, оксиди тощо, використовуючи газові натікання, які дають можливість змінювати чи суміщати подачу різних газів. Використовуючи катоди з різних матеріалів і змінюючи склад газового середовища в робочому просторі установки, можна формувати з простих розпилювальних елементів композиційні матеріали і багатошарові покриття. Для одержання багатокомпонентних покриттів і збільшення продуктивності напилення застосовують багатокатодні джерела плазми [64].

Продукти ерозії містять іонізовану, парову і крапельну фази, відносний вміст яких визначається видом матеріалу і способом виготовлення катода. Частка іонізованої фази змінюється від 50 до 80% для важкоплавких матеріалів з малою пористістю.

Технологічно КІБ складається з двох основних стадій – іонного очищення і конденсації покриття. Очищують, розпилюючи поверхню деталі іонами, і це основний етап підготовки поверхні до осадження покриття, що забезпечує високу адгезію останнього до основи. Конденсацію здійснюють безпосередньо після очищення, зменшуючи потенціал підложки.

Взаємодія потоку плазми з поверхнею підложки в інтервалі енергій, характерних для промислових вакуумних іонно-плазмових установок, охоплює взаємозв’язані фізичні процеси: конденсацію, імплантацію і розпилення, що протікають одночасно. Частина іонного потоку конденсується, а інша – втілюється в підложку. Одночасно відбувається і розпилення поверхневих шарів, що характеризується коефіцієнтом саморозпилення. Залежно від виду іонів їх енергія може переважати в тому чи іншому з вказаних процесів, а відтак, відбувається чи очищення поверхні, чи напилення, чи встановлюється стан динамічної рівноваги. Результат взаємодії частинок з поверхнею визначають як характеристики частинок і основи (хімічний склад, кристалічна структура, склад і структура адсорбційного шару, шорсткість поверхні, температура, потенціал), так і характеристики потоку частинок (кут падіння потоку та його густина).

Важлива особливість методу КІБ, обумовлена збудженим станом компонентів плазми, полягає в тому, що за порівняно низьких температур підложки стає можливим протікання плазмо-хімічних реакцій утворення нітридів і карбідів важкоплавких металів – сполук, що вимагають тривалого часу і високих температур для їх синтезу за використання інших методів.

Реалізацією процесу в високому вакуумі вдається одержати плівки високої чистоти, вміст домішок в яких визначається лише технічно досяжною глибиною вакууму і чистотою матеріалу катода.

Завдяки зміні парціального тиску реактивних газів у робочій камері установки можна синтезувати нітридні, карбідні, оксидні покриття із заданою стехіометрією. Витрата реактивного газу при цьому мала, він повинен лише безперервно підтримувати парціальний тиск всередині вакуумної камери. За осадження металевих покриттів робочого газу не потрібно.

Технологічні режими нанесення покриттів залежать від природи матеріалу, який наносять. Кожний матеріал має свої порогові значення сили струму. Нижня межа характеризує струм дуги, за якого дуговий розряд ще не переходить у дифузійний. Перевищення силою струму порогового значення веде до зростання кількості мікрокрапель у продуктах ерозії матеріалу катода, що негативно впливає на експлуатаційні властивості покриття [65].

Серед покриттів, що наносять іонно-плазмовим напиленням, найрозповсюдженіший нітрид титану [66–71].

5.5.2. Вплив параметрів технологічного нанесення вакуумних іонно-плазмових покриттів на їх властивості

Характерною особливістю вакуумних іонно-плазмових покриттів є сильна залежність між їх фізико-механічними властивостями і режимами технологічного процесу нанесення. Основними технологічними параметрами є: парціальний тиск газу, що бере участь у синтезі покриття, величина струму дуги і напруга на напилювальній підложці. За оптимального їх співвідношення можна отримувати покриття з невеликою кількістю дефектів і високою зносотривкістю.

Дефекти структури покриття. Оскільки покриття синтезують у нерівноважних умовах, утворюються різні за формою, складом і розмірами дефекти структури. Найпоширеніші з них сферичної форми, що досягають у діаметрі 8 мкм. Вони утворюються під час росту кристалів, коли формуються покриття. На поверхні покриття з нітриду титану, що складається зі стовпчастих зерен, присутні утвори, що зароджуються, і ті, що досягнули максимальних розмірів, що вказує на безперервність цього процесу. Причиною виникнення таких дефектів можуть бути домішкові атоми під час розкладу вакуумного мастила дифузійного наноса і газовиділення підложки за нагріву. Ці домішкові атоми як каталізати діють на ріст кристалів у місцях їх попадання на напилювальну підложку.

Швидкий ріст кристалів зумовлює великі внутрішні напруження і руйнування як самого кристала, так і покриття на межі кристал–покриття. При цьому, якщо кристал починає рости від підложки, спостерігається наскрізна пористість, а якщо від покриття – поверхнева.

На поверхні покриттів зафіксовано також дефекти, викликані неоднорідністю продуктів ерозії катода, у вигляді краплеподібної фази. Вони досягають у поперечному напрямку 25...35 мкм. Коли під час напилення на основу

попадає крапельна фаза, то в місці її попадання покриття формується не за механізмом пара–кристал, а за механізмом рідина–кристал, що спричиняє різку структурну неоднорідність.

Дефекти мікроструктури, маючи слабкі адгезійний і неадгезійний зв'язки з підложкою і покриттям, за фретингу швидко викришуються, попадають між контактуючими тілами і підсилюють абразивне зношування пари тертя.

Вплив парціального тиску реактивного газу. Зі збільшенням парціального тиску азоту під час синтезу покриттів, коли в них зростає концентрація азоту, зміна фазового складу і кристалічної структури конденсатів (табл. 5.12) супроводжується зменшенням їх мікротвердості і підвищенням в'язкості руйнування K_{Ic} (рис. 5.18).

Таблиця 5.12

Характеристики покриттів* [48]

№ за/п	Парціальний тиск азоту в камері p_{N_2}, Па	Товщина покриття, мкм	Концентрація азоту в покритті, ат.%	Фазовий склад покриття (за даними рентгенівського аналізу)	Тип аксіальної кристалографічної текстури δ-TiN
1	0,010	13	32	ε-Ti_2N δ-TiN α-Ti	[100]
2	0,033	12	33	ε-Ti_2N δ-TiN α-Ti	[100]+[111]
3	0,100	14	34	ε-Ti_2N δ-TiN α-Ti	[100]+[111]
4	0,333	13	36	ε-Ti_2N δ-TiN	[111]
5	1,000	12	38	δ-TiN	[111]
6	3,330	14	40	δ-TiN	[111]
7	10,000	13	44	δ-TiN	

*Покриття наносили за зміни тиску азоту в камері (p_{N_2}) від 0,01 до 10,0 Па, струму дуги 120 А і напруги на підложці 200 В на установці ННВ-6.6-И1 ("Булат 20") на зразки з титанового сплаву ВТ22. Сплав заздалегідь ступінчасто термообробляли: нагрів до 825 °С, витримка 1 год, охолодження з піччю до 750°С, витримка 3 год, охолодження на повітрі, наступне старіння при 580°С тривалістю 4 год, охолодження на повітрі. Після такої обробки тимчасовий опір руйнуванню сплаву ВТ22 становив 1120 МПа.

У всіх покриттях присутній нітрид δ-TiN з ґраткою типу NaCl (період ґратки 0,425...0,428 нм). За тисків азоту 1,0...10,0 Па покриття має однофазну структуру нітриду δ-TiN, а за нижчих з'являються фази ε-Ti_2N і α-Ti.

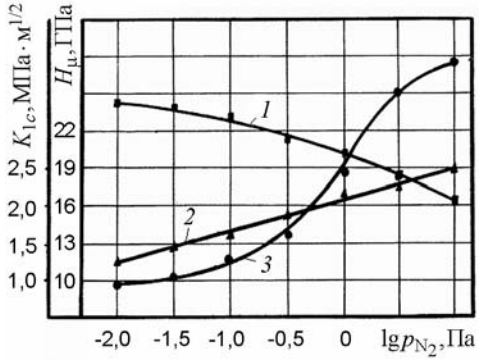


Рис. 5.18. Зміна міцнісних характеристик покриттів з нітриду титану залежно від парціального тиску азоту (p_{N_2}):

1 – мікротвердість покриттів (H_μ);
2 – їх в'язкість руйнування (K_{1c});
3 – мікротвердість окиснених продуктів фретинг-корозії покриттів [72]

Результати випробувань на зношування і визначення відносної шорсткості (відношення шорсткості нанесеного нітридного покриття до шорсткості підложки перед нанесенням) (рис. 5.19) показали, що зі зміною складу покриття до верхньої межі області гомогенності нітриду титану його знос зменшується і стабілізується за вмісту азоту в ньому ≥ 36 ат.%.

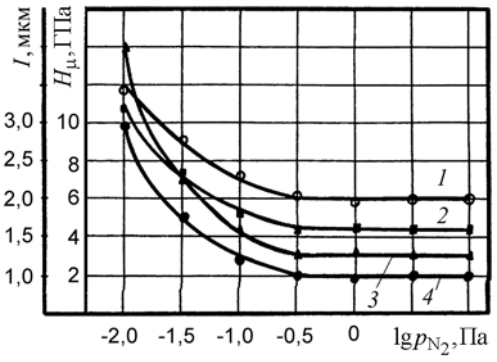


Рис. 5.19. Вплив парціального тиску азоту під час нанесення покриттів (p_{N_2}) на триботехнічні характеристики пар тертя:

1 – знос контрзразків;
2 – відносна шорсткість;
3, *4* – максимальний і середній знос покриття з нітриду титану [72]

Покриття з малим вмістом азоту (≤ 32 ат.%) руйнуються в результаті крихкого руйнування (K_{1c} =1,25 МПа×м$^{1/2}$) з утворенням продуктів зносу у вигляді частинок крихкого руйнування. Напрямок тріщин перпендикулярний напрямку руху (обертання) пари тертя. На їх зародження впливають дефекти покриття. Частинки з покриття, що руйнується, виступають як абразив з твердістю, суттєво вищою, ніж контрзразок, що і сприяє підвищеному зносу останнього.

Із збільшенням парціального тиску азоту під час нанесення покриттів характер їх зношування поступово змінюється і за тиску p_{N_2} = 0,033…1,0 Па (33... 38 % азоту) на доріжках тертя помітні сліди пластичної деформації покриттів у напрямку переміщення пари.

Сліди пластичної деформації на поверхнях покриттів, особливо значної за високих концентрацій азоту, свідчать про те, що їх фретинг-корозію контролює ще один супроводжувальний втомне руйнування вид зношування. Виявилось, що на відміну від низькоазотистих покриттів на поверхнях доріжок тертя шарів із вмістом азоту ≥ 40 ат.% утворюються борозенки із

закругленими гребенями вершин і впадин. Відповідно з [73] такий характер мікрорельєфу говорить про механо-окиснювальне абразивне зношування.

Для менших (38 HRC) сталевих контрзразків абразивне зношування є ведучим процесом руйнування незалежно від складу контактуючих з ними покрить.

Не дивлячись на високу тривкість нітриду титану в повітряній атмосфері (до 1100ºС), його окиснення починається при порівняно низьких температурах (500...700ºС) [74]. Важливо, що температура початку окиснення в статичних умовах відповідає інтервалу температур, що встановлюються за фретинг-корозії в зонах фактичного контакту (300…800ºС) [75]. Під час окиснення нітридів атоми кисню проникають у ґратку нітриду з утворенням оксинітридів TiN_xO_y і виділенням на поверхні вільних атомів азоту і металу. При цьому вихід атомів азоту з поверхневого шару переважає тоді, коли склад нітриду є ближчий до нижньої межі області його гомогенності. Забарвлення оксинітридних фаз відображає їх склад і властивості та залежить від вихідного складу нітриду титану. Під час візуальних спостережень виявлено, що в результаті фретинг-корозії на робочій поверхні доріжки тертя формується наліт, який змінює своє забарвлення від золотистих і червонувато-золотистих відтінків для низькоазотистих шарів нітриду титану до бузково-сірих з досягненням концентрації азоту в покриттях < 40 ат.%. Золотисті і червонувато-золотисті відтінки відповідають дефектним оксинітридним фазам, мікротвердість яких знаходиться в межах 9,8...14,5 ГПа. Бузково-сірий колір спостерігається під час окиснення високоазотистих покриттів і є характерною ознакою утворення оксинітридної фази граничного складу $Ti\ N_{04...0,5}\ O_{0,6...0,5}$ з високою мікротвердістю 26...27 ГПа.

Зі зміною парціального тиску азоту під час нанесення іонно-плазмових покриттів утворюються покриття з різними міцнісними і деформаційними властивостями. Найсприятливішим для нанесення є діапазон тисків азоту p_{N_2} = 0,333–10 Па.

Вплив напруги на підложці і струму дуги. Напруга на напилювальній підложці, поряд з парціальним тиском азоту, суттєво впливає на властивості покриттів (рис. 5.20).

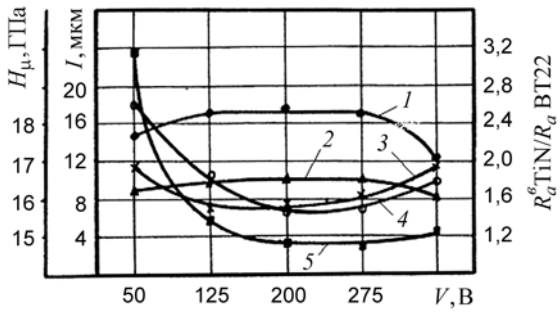


Рис. 5.20. Вплив напруги на підложці (V) під час нанесення покриттів з нітриду титану на їх властивості і триботехнічні характеристики пар тертя:

1 – мікротвердість покриттів; *2* – їх товщина ; *3* – знос контрзразків; *4* – відносна шорсткість покриттів (R_a(TiN)/ R_a(ВТ22)); *5* – їх знос. (Умови випробувань: p = 20 МПа; A = 150 мкм; ν = 30 Гц; $N = 10^5$ циклів) [72]

Покриття наносили за парціального тиску азоту 0,333 Па і струму дуги 150 А. Зменшення швидкості росту покриттів зі збільшенням напруги на підложці вище певних значень (270...280 В) пояснюють ростом коефіцієнта розпилення поверхні, що дорівнює середній кількості емітованих з поверхні атомів під час падіння на неї однієї частинки.

Зі збільшенням потенціалу підложки максимально зростають залишкові напруження в покритті з нітриду титану, що можна пояснити підвищенням інтенсивності нагріву зі зростанням густини потоку частинок.

Мікротвердість сполук змінного складу визначається вмістом у них неметалу. Кількість азоту, що вступила в реакцію, лінійно зростає зі збільшенням кількості іонів металу. Таким чином, з підвищенням енергії іонів внаслідок росту напруги на підложці зростає кількість неметалу в нітриді, а отже, і його мікротвердість, і до тих пір, поки весь азот, що підводиться до поверхні конденсації, не вступить у реакцію утворення нітриду.

Напруга на напилювальній підложці може істотно впливати на зношування покриття (рис. 5.21). За невисоких значень (до 50 В) енергія мала і покриття має низьку адгезійну міцність, що і обумовлює його великий знос.

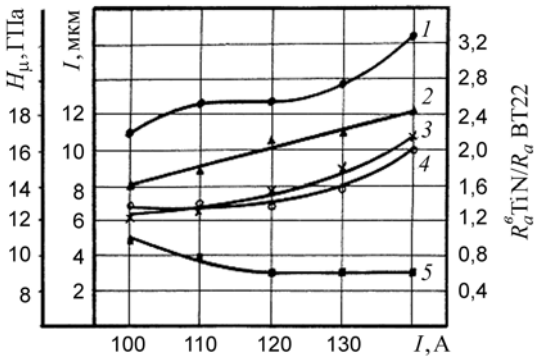


Рис. 5.21. Вплив струму дуги (I) під час нанесення покриттів з нітриду титану на їх властивості і триботехнічні характеристики пар тертя:
1 – мікротвердість покриттів;
2 – їх товщина; *3* – відносна шорсткість;
4 – знос контрзразків (30ХГСА);
5 – знос покриттів.
(Умови випробувань: p = 20 МПа; A = 150 мкм; ν = 30 Гц; $N = 10^5$ циклів) [72]

Підвищений знос контрзразків (сталь 30ХГСА, 38 HRC) визначається наявністю в контакті грубих відшарованих частинок покриття. Зі збільшенням напруги підложки вище 300 В знос також зростає, що, очевидно, пов'язано з високою енергією іонів, здатних порушувати зв'язки в покритті, що кристалізується. Це спричиняє збільшення кількості дефектів, тобто формування "пухкішої" структури, про що свідчить зниження мікротвердості.

Підвищення швидкості росту покриттів із збільшенням струму дуги пов'язано з ростом кількості металу, що стікає з поверхні катода. Збільшення струму дуги, як і напруги на підложці, зумовлює ріст залишкових напружень внаслідок зростання густини потоку частинок, а отже, і підвищення інтенсивності нагріву. Потік металу збільшується внаслідок інтенсифікації генераційних процесів у катодній плямі з ростом струму дуги. Кожний матеріал має свої порогові сили струму, нижче яких дуговий розряд переходить у дифузний. Вище порогових значень зростає кількість мікрокрапель у продуктах ерозії матеріалу катода, що є причиною дефектів покриття. Зі збільшенням

сили струму дуги за збереження інших технологічних параметрів формуються покриття з двофазною структурою.

На зносотривкість покриття впливає зміна струму дуги. Підвищення тривалості зі збільшенням струму дуги в інтервалі 100...140 А пов'язано, очевидно, із ростом кількості іонів, а відтак, швидкості росту покриття. Внаслідок збільшення інтенсивності розпилення катода зростає кількість крапельної фази на поверхні покриття. За швидкого росту покриття і збільшення його товщини зростають і внутрішні напруження. Це можна пояснити підвищенням мікротвердості, що сприяє зменшенню зносу покриття і збільшенню зносу контртіла.

Таким чином, робочий діапазон параметрів технологічного процесу для вакуумних іонно-плазмових покриттів, що працюють в умовах фретинг-корозії, такий: напруга на підложці 200...275 В; струм дуги 110...130 А [72].

Оптимізація товщини покриттів і параметрів режиму нанесення. Товщина іонно-плазмових покриттів – важлива характеристика, від якої залежать їх захисні властивості. Під час дослідження зносотривкості встановлено, що їх роботоздатність визначає оптимальна (порогова) товщина (рис. 5.22).

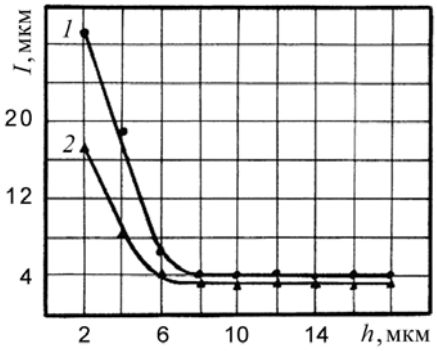


Рис. 5.22. Залежність зносу покриттів з нітриду титану в умовах фретинг-корозії від товщини (h) нанесеного покриття:
$1 - p_{N_2} = 10$ Па; 2 – 0,333 Па.
(Умови випробувань: $p = 20$ МПа; $A = 150$ мкм; $\nu = 30$ Гц; $N = 10^5$ циклів) [72]

Підвищений знос покриття до досягнення оптимальної товщини пояснюють відшаруванням його по межі підложка–покриття. Після досягнення оптимальної товщини воно починає працювати на стирання, а не на відшарування. Оптимальна його товщина і зносотривкість в умовах фретинг-корозії залежить від парціального тиску азоту в робочому просторі установки. Змінюють тиск, збільшуючи чи зменшуючи подачу азоту в камеру напилення. Так як азот є складником покриття, то, очевидно, що зі зміною співвідношення титан–азот в утвореному покритті змінюються властивості. Підвищений знос під час напилення покриття за тиску азоту 10 Па обумовлений збільшенням внутрішніх напружень у покриттях з нітриду титану. Таким чином, для деталей, що працюють в умовах фретинг-корозії, товщина покриття з нітриду титану повинна бути не менше 8 мкм. Покриття необхідно формувати за парціального тиску азоту p_{N_2} = 0,333 Па, оскільки тоді його склад наближається до стехіометричного.

Таким чином, склад і структурний стан вакуумних іонно-плазмових покриттів, що визначають їх триботехнічні параметри і характер зношування,

залежать від технології синтезу. Для покриттів, що працюють в умовах фретинг-корозії, існує діапазон оптимальних технологічних параметрів нанесення. Ведучими процесами зношування вакуумних іонно-плазмових покриттів в умовах фретинг-корозії є втомне і абразивне руйнування. Зносотривкість покрить залежить від залишкових напружень, рівень яких визначає різниця коефіцієнтів термічного розширення покриття і матеріалу. Дефекти покриттів, що є концентраторами напружень, в умовах циклічного контактного навантаження сприяють зародженню втомних тріщин, а після їх видалення під час припрацювання підсилюють абразивне зношування контактуючих поверхонь. Утворення дефектів структури вакуумних іонно-плазмових покриттів, що впливають на їх властивості, залежить від режимів нанесення, а діапазон значень технологічних параметрів нанесення, за яких кількість дефектів мінімальна, відповідає діапазону максимальної фретинготривкості.

5.5.3. Багатошарові іонно-плазмові покриття

Про кращі захисні властивості багатошарових Ti–TiN покриттів проти одношарових TiN за однонапрямленого тертя ковзання йдеться в праці [70].

Наведено результати досліджень їх корозійних властивостей. Вказано, що антикорозійні характеристики Ti–TiN покриттів вищі, ніж нітридних одношарових, так як стовпчаста структура останніх пористіша.

Створюючи захисні покриття, необхідно прямувати до плавного зниження залишкових напружень, збільшення інтегральної товщини, поступового переходу від м'якої матриці до твердого зносотривкого шару.

У багатошарових покриттях тонкі шари одного складу чергуються з шарами іншого складу. Великі розбіжності у значеннях коефіцієнта лінійного розширення підложки і покриття створюють умови для виникнення значних внутрішніх напружень, що сприяють руйнуванню покриттів. В багатошарових покриттях перехід від нижнього шару до верхнього супроводжується зміною коефіцієнта лінійного розширення.

Нанесення підшару з металу, який використовуватимуть для нанесення покриття, полегшує умови узгодження ґраток покриття і основи. Досягнення високої адгезії пов'язане з сильною хемосорбцією, що виникає під час формування проміжкового шару, який забезпечує або неперервний перехід від ґратки покриття до ґратки основи, або утворення нової неперервно розподіленої фази речовини на їх спільній межі. Зокрема, для покриття TiN доцільно ввести прошарок з титану між твердим покриттям і м'якшою підложкою. Плавнішої зміни властивостей можна досягнути, якщо після шару титану нанести перехідний шар Ti_2N. Це пов'язано з тим, що трансформація з титанової фази в нітрид титану в послідовності Ti–Ti_2N вимагає меншого зміщення атомів титану, ніж за трансформації Ti–TiN, що максимально знижує напруження на межі покриття–підложка.

Ріст стовпчастих кристалів функціонального покриття TiN, що володіє найвищою зносотривкістю, переривають проміжковими шарами чистого титану для зменшення дефектів росту, зниження пористості, збільшення інте-

грального товщини покриття. Попри те, що прошарки затримують ріст стовпчастих кристалів, титан стабілізує шар нітриду, сорбуючи домішкові атоми кисню, вуглецю, які зумовлюють дефекти росту покриття, і надлишок азоту.

Прошарки титану не лише переривають ріст кристалів TiN, що створює щільну структуру, але й змінюють кристалографічну орієнтацію залежно від енергетичних параметрів процесу і від того, на яку підложку напилюють. Дослідження текстури покриттів цікаві, оскільки вона безпосередньо впливає на їх службові властивості. Окрім цього, чутливість текстури до умов нанесення можна використовувати для структурного контролю технології, а також виявлення особливостей механізму формування покриттів.

Склад багатошарових Ti–TiN покриттів залежно від умов нанесення характеризується такими фазовими станами: δ-TiN; δ-TiN+α-Ti; δ-TiN+α-Ti+ε-Ti_2N. У всіх випадках домінує δ-TiN. Текстура цього нітриду однокомпонентна, сильно виражена з орієнтуванням (111) паралельно до площини підложки і лише в деяких випадках виявлена двокомпонентна текстура (111)+(100).

Під час напилення покриттів стовпчасті кристали можуть змінювати свою кристалографічну орієнтацію відносно підложки залежно від енергетичних параметрів процесу.

5.5.4. Триботехнічні випробування іонно-плазмових покриттів

Іонно-плазмові покриття системи титан–нітрид титану, а також багатошарові з нітриду титану наносили на торцеві поверхні кільцевих зразків з титанового сплаву ВТ22 і випробовували в гідрорідині АМГ-10. Як контртіло використовували бронзу БрАЖ Мц-10-3-1,5; сталь 30ХГСА і антифрикційний чавун АВЧ-1.

Результати випробувань подано в табл. 5.13 і 5.14.

Таблиця 5.13

Результати триботехнічних випробувань іонно-плазмових покриттів у парі з бронзою БрАЖМц 10-3-1,5

Покриття	Навантаження, МПа	Швидкість ковзання, м/с					
		0,05		0,15		0,25	
		I_h	f	I_h	f	I_h	f
Нітрид титану на ВТ22	4	0,3/45	0,3	0,2/24	0,32	0,4/18	0,28
	8	0,5/103	0,31	0,3/62	0,3	0,4/68	0,3
	12	0,6/110	0,3	0,5/82	0,32	0,3/21	0,28
Титан–нітрид титану на ВТ22	4	0,3/28	0,3	0,15/12			
	8	0,4/86	0,29	0,3/58			
	12	0,4/93	0,3	0,5/61	0,29	0,4/48	0,29

Примітка: $I_h \times 10^9$мкм/км – інтенсивність зношування (в чисельнику – покриття, в знаменнику – бронза); f – коефіцієнт тертя.

Таблиця 5.14

Результати триботехнічних випробувань іонно-плазмових покриттів у парі з антифрикційним чавуном АВЧ-1 за швидкості ковзання 0,25 м/с

Покриття	Навантаження, МПа					
	4		8		12	
	I_h*	f	I_h	f	I_h	f
Нітрид титану	0,4/2,2	0,32	0,7/2,0	0,31	1,2/6,0	0,33
Титан–нітрид титану	0,3/1,6	0,3	0,5/2,2	0,28	0,7/3,0	0,3

Примітка: $I_h \times 10^9$ мкм/км – інтенсивність зношування (в чисельнику – покриття, в знаменнику – чавун АВЧ-1); f – коефіцієнт тертя.

У трибоспряженні бронза–нітрид титану зношується, в основному, бронза, інтенсивність зношування якої більш ніж на два порядки вища, ніж нітриду титану. При цьому коефіцієнт тертя високий (≥ 0,3). Багатошаровим покриттям титан–нітрид титану можна дещо поліпшити триботехнічні характеристики, проте несуттєво.

Інтенсивність зношування іонно-плазмових покриттів під час тертя по антифрикційному чавуну АВЧ-1 дещо вища, ніж по бронзі, проте сумарний знос спряження значно менший через менш інтенсивне зношування чавуну.

Під час тертя іонно-плазмових покриттів з твердістю H_μ = 10...15 ГПа по бронзі (H_μ=1,8 ГПа) чи чавуну (H_μ=3,6 ГПа) в точках фактичного контакту бронза (чавун) пластично деформуються, тобто руйнування поверхні і відокремлення частинок зносу протікають за малоцикловим механізмом. Поверхня покриття пружно деформується. Це пояснює той факт, що інтенсивність зношування контртіла на порядок чи на два вища, ніж покриття, в усій області навантажень.

Окрім звичайного втомного зношування через відокремлення мікрочастинок, ресурс іонно-плазмових покриттів може бути обмежений внаслідок відшарування ділянок покриття від матриці. Вже під час нанесення покриття на межі поділу виникають напруження, які залежать від технологічних режимів і товщини покриття.

У структурі іонно-плазмових покриттів присутні дефекти типу пор, внесені плазмовим потоком металевих включень, ділянки зі слабкою адгезією з матрицею. Циклічні навантаження під час тертя в точках фактичного контакту зумовлюють пружні деформації покриття і підложки і сприяють виникненню тангенціальних напружень на межі через різницю пружних характеристик матеріалу покриття і підложки. Ці напруження концентруються біля дефектів і сприяють їх росту, тобто розповсюдженню тріщини. В ослаблених ділянках покриття тріщина виходить на поверхню і вони відшаровуються. За такого руйнування момент відшарування визначає ресурс покриття.

Сильніше сприяє відшаруванню пластична деформація підложки. Якщо покриття нанесене на матеріал з невисокою твердістю, напруження під час тертя можуть перевищувати границю текучості матеріалу, що викликає пластичні деформації підложки і сприяє швидкому відшаруванню покриття.

5.5.5. Вплив фізико-хімічних факторів і зовнішніх умов навантаження на фретинготривкість вакуумних іонно-плазмових покриттів

Характер і інтенсивність зношування матеріалів під час фретинг-корозії залежать від низки факторів. Серед них: зовнішні механічні впливи, природа контактуючих матеріалів, вид мастила тощо.

Вплив параметрів зовнішнього механічного впливу. До них належать тривалість навантаження, питоме навантаження, амплітуда ковзання та частота коливань.

Зі зміною тривалості випробувань чи питомого навантаження змінюється площа фактичного контакту спряжених поверхонь. Результати випробувань пари тертя нітрид титану–сталь 30ХГСА (38 HRC) подано на рис. 5.23.

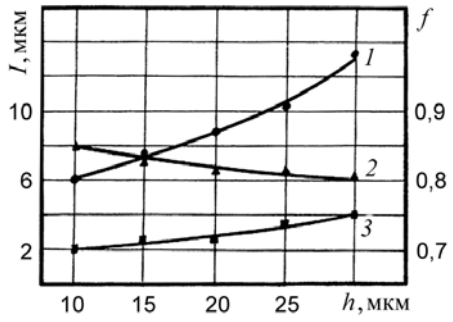


Рис. 5.23. Залежність зносу і коефіцієнта тертя покриття і сталі 30ХГСА від питомого навантаження (P):
1 – знос сталі 30ХГСА;
2 – коефіцієнт тертя;
3 – знос TiN.
(Умови випробувань: A = 150 мкм; ν = 30 Гц; N = 105 циклів) [72]

З підвищенням питомого навантаження інтенсивно усуваються дефекти покриття, окиснюються продукти фретингу і формується шар, що поділяє вихідні поверхні. Питоме навантаження, за якого покриття ефективно працюватиме, регламентується твердістю матеріалу підложки і контртіл.

Покриття малої товщини і високої твердості під час нанесення на м'яку підложку розтріскуватиметься в результаті продавлювання під значними питомими навантаженнями. Це слід враховувати, розробляючи технологію нанесення покриттів на деталі і вузли тертя. Коефіцієнт тертя знижується зі збільшенням питомого навантаження внаслідок інтенсивного вигладжування і зменшення шорсткості поверхні покриття.

Вивчення впливу амплітуди ковзання на триботехнічні характеристики вузлів тертя обумовлено тим, що однією з головних причин зношування деталей літальних апаратів є вібрація, що супроводжує роботу літака впродовж всього терміну служби [76]. На авіадвигунах літаків вібраційні зміщення можуть досягати 1000 мкм і більше. Тому багато спряжених деталей, що працюють у таких умовах, мають досить широкий діапазон взаємного переміщення.

Залежності зносу покриттів і контртіл від амплітуди після 30 м шляху тертя наведені на рис. 5.24. Аналіз цих залежностей і топографії поверхонь тертя дозволяє стверджувати, що за амплітуди зміщення 50 мкм домінує втомне руйнування.

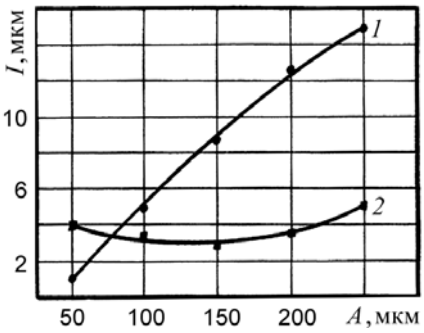


Рис. 5.24. Залежність зносу покриття TiN в парі зі сталлю 30ХГСА від амплітуди ковзання (*A*):
1 – сталь 30ХГСА; *2* – TiN [72]

Покриття з нітриду титану (K_{Ic} = 2 МПа×м^{½}) більше піддається цьому виду зношування, ніж сталеві контрзразки (K_{Ic} = 49 МПа×м^{½}). Під дією циклічного навантаження виникають тріщини, що сприяє руйнуванню покриття і утворенню в зоні контакту грубих частинок зносу. Зношування контртіл за амплітуди 50 мкм незначне, так як мала амплітуда не дає можливості реалізовувати абразивне зношування, а саме воно є основним для сталевих контртіл.

За подальшого збільшення амплітуди ковзання вклад абразивного зношування стає відчутнішим. Це підтверджують збільшення зносу контртіл і топографія поверхонь тертя покриттів.

Для покриттів з нітриду титану, що працюють в умовах фретинг-корозії, можна рекомендувати діапазон значень амплітуди ковзання від 100 до 175 мкм. Зі зменшенням амплітуди інтенсивність зношування покриттів зростає внаслідок втомного руйнування, а зі збільшенням – внаслідок абразивного руйнування.

Вплив природи контактуючих матеріалів. Під час вивчення фретинг-корозії особливу увагу приділяють дослідженням впливу природи різних матеріалів на механізм цього процесу і особливості його протікання [74]. Досліджують також взаємозв'язок між зносотривкістю і твердістю вихідних матеріалів, твердістю оксидів, хімічним складом вихідних матеріалів, схильністю металів до внутрішнього розсіяння механічної енергії під час вібрації.

Побудовано (рис. 5.25) залежності зносу покриття від питомого навантаження під час випробувань у парі зі сталями 30ХГСА (38 HRC), 45 (53 HRC) і ШХ15 (61 HRC). Як бачимо, знос покриття зростає зі збільшенням твердості контртіла. З підвищенням питомого навантаження зменшується різниця у зносі покриття під час його тертя з контрзразками, що мають різну твердість (рис. 5.26).

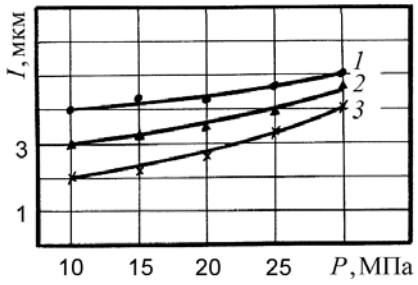


Рис. 5.25. Залежність зносу покриття з нітриду титану від питомого навантаження (*P*) за фретинг-корозії з різними сталями:
1 – ШХ15; *2* – 45; *3* – 30ХГСА [72]

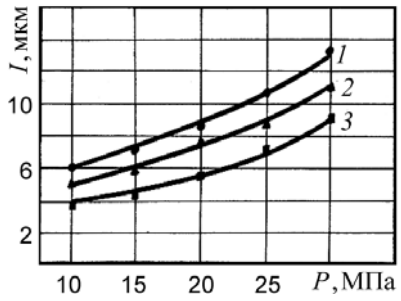


Рис. 5.26. Залежність зносу контрзразків з різних сталей від питомого навантаження (P) за фретинг-корозії з покриттям з нітриду титану:
1 – 30ХГСА; *2* – 45; *3* – ШХ15 [72]

Проте матеріали, що мають однакову твердість, можуть зовсім по-різному виявляти свої триботехнічні властивості в умовах фретинг-корозії. Наприклад, у сталей 30ХГСА, 07Х16Н6 і титанового сплаву ВТ22 твердість однакова і дорівнює 38 HRC, проте вони зовсім по-різному зношують покриття з нітриду титану (рис. 5.27). Збільшення зносу покриття в парі нітрид титану – сталь 07Х16Н6 порівняно з парою нітрид титану – сталь 30ХГСА пояснюють вищою корозійною тривкістю сталі 07Х16Н6 проти 30ХГСА, що впливає на швидкість утворення оксидної плівки, яка розділяє вихідні поверхні.

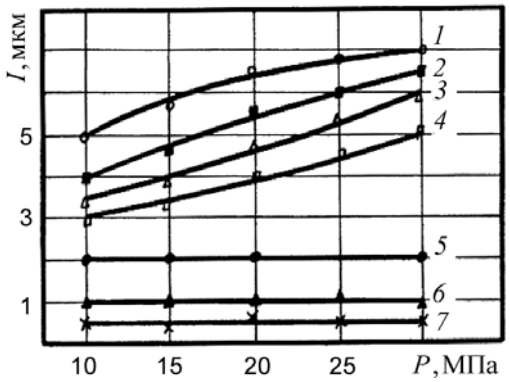


Рис. 5.27. Залежність зносу покриття з нітриду титану від питомого навантаження (P) за фретинг-корозії з різними матеріалами:
1 – БрБ2; *2* – БрАЖ9-4; *3* – 07Х16Н6; *4* – 07Х21 Г7АН5; *5* – ВТ22; *6* – Д16Т; *7* – МА5 [72]

Під час тертя контрзразків з титанового сплаву ВТ22 по поверхні покриття в початковий момент дві поверхні схоплюються через підвищену схильність титану до цього.

Під час тертя титанового сплаву в парі з покриттям з нітриду титану спостерігаються такі закономірності: зношування поверхні покриття незначне; етап припрацювання, характерний для пари покриття–сталь, майже відсутній; вже на початковому етапі (за напрацювання N = 800 циклів випробування) в місцях фактичного контакту руйнується захисна оксидна плівка на титановому сплаві. Інтенсивно протікають процеси схоплювання і перенесення титану на поверхню покриття. Металеві зв'язки в місцях схоплювання міцніші, ніж міцність основного матеріалу, тому руйнування відбувається на глибині титанового сплаву і має локальний характер. В подальшому протікає тертя пари титан–титан, чим і пояснюють інтенсивний знос контрзразків (рис. 5.28). Аналогічно зношуються пари нітрид титану–Д16Т та нітрид титану–МА5 (рис. 5.27).

Під час тертя пари покриття–бронза на початкових етапах контактуючі поверхні взаємодіють адгезійно, що особливо інтенсивно проявляється в контакті покриття–БрБ2. Під циклічним навантаженням вириваються частинки покриття, які в подальшому відіграють роль абразиву. Одночасно інтенсивно окиснюється бронза, а діючий механічний фактор сприяє відокремленню оксидів, що налипають на поверхню покриття. Переносу металевих частинок бронзи не виявлено, що, очевидно, пов'язано з високою міцністю бронзових контртіл. Твердість приповерхневих шарів мідних сплавів за фретинг-корозії може перевищувати вихідну у 5–16 разів [77]. Інтенсивне схоплювання покриття в контакті з бронзою БрБ2 проти БрАЖ9-4 у початковий період випробувань викликане, ймовірно, вищою корозійною тривкістю першої.

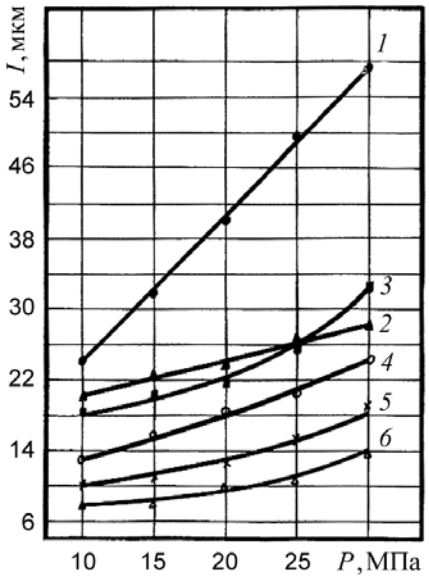


Рис. 5.28. Залежність зносу контрзразків з різних матеріалів від питомого навантаження (P) за фретинг-корозії з покриттям з нітриду титану: *1* – ВТ22; *2* – Д16Т; *3* – 07Х21Г7АН5; *4* – 07Х16Н6; *5* – БрАЖ9-4; *6* –БрБ2 [72]

Підбираючи матеріали контактуючої пари, слід розглядати три випадки: лімітуючими є знос покриття; спряженого матеріалу та сумарний пари тертя.

Для кожного конкретного випадку комбінувати матеріали треба індивідуально. При цьому необхідно враховувати можливі зміни домінуючих фрикційних процесів, а відтак, і інтенсивності зношування спряжених матеріалів зі зміною умов віброконтактного навантаження.

Вплив мастильних матеріалів. Мастило в контакті, як правило, не запобігає фретинг-корозії [74, 78]. Проте в зоні контакту підвищує фретинготривкість контактуючих деталей.

Для виявлення впливу пластичних мастил і твердих мастильних покриттів на зношування пари нітрид титану–сталь 30ХГСА випробовували мастила ЦИАТИМ-201, ЦИАТИМ-221, НК-50, Літол-24 і покриття на основі графіту і дисульфіду молібдену.

У всьому досліджуваному діапазоні навантажень ці мастила зменшують знос і покриття, і контрзразків порівняно з випробуваннями на повітрі без них. Це пояснюють тим, що збільшується час припрацювання і утруднюється інтенсивне окиснення продуктів зносу, що в подальшому виконують роль абразиву. Шорстка поверхня покриття, утворена після напилення, добре утримує мастило. Під час тертя з мастилом, як і за сухого тертя, спочатку з поверхні покриття в результаті втомного руйнування усуваються дефекти. Зі

збільшенням питомого навантаження мастило видавлюється з зони контакту, що збільшує пошкоджуваність (рис. 5.29).

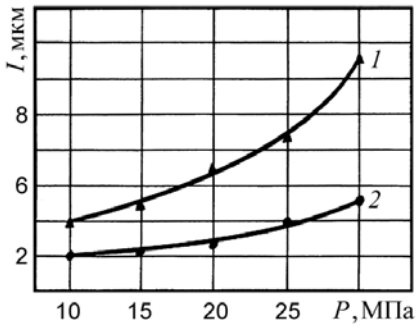


Рис. 5.29. Залежність зносу нітриду титану і сталі 30ХГСА в мастилі ЦИАТИМ-201 від питомого навантаження (P):

1 – сталь 30ХГСА; *2* – покриття нітриду титану. (Умови випробування: A = 150 мкм; ν = 30 Гц; $N = 10^6$ циклів) [72]

Пластичні мастила в зоні контакту сповільнюють корозійно-окиснювальні процеси, характерні для фретингу на повітрі. Тому втомне зношування інтенсифікується. Втомному руйнуванню піддаються найперше дефекти покриття, які, не маючи можливості інтенсивно окислятися, виконують роль абразиву.

Присадки хімічної дії, що містяться в пластичних мастилах, під час тертя неперервно витрачаються на відновлення зношуваних модифікованих поверхонь плівок контактуючих поверхонь. Під час тертя ковзання вдається переміщувати мастило і постійно збагачувати поверхневі шари присадками з нього. На відміну від тертя ковзання, за фретингу об'єм мастила між контактуючими поверхнями дуже малий і практично не відновлюється, а тому мастило швидко втрачає свої основні властивості.

Для захисту вібронавантажених трибопар від фретингу і фретинг-корозії, а також деталей, що працюють в умовах однонапрямленого тертя ковзання, від схоплювання і задирів використовують тверді мастильні покриття. Вони мають високу теплотривкість, хорошу адгезію з металом, малу швидкість газовиділення у вакуумі. Це, як правило, суспензія суміші дисульфіду молібдену і графіту в розчині епоксифенольного в'язжучого з різними функціональними додатками. Після нанесення і формування покриття на поверхні деталей утворюється полімерна плівка, рівномірно наповнена твердим мастилом.

Подібні за структурою графіт і дисульфід молібдену мають різні властивості: графіт забезпечує хороше змащування у вологому повітрі, незадовільне – в сухому кисні і зовсім не виявляє мастильних властивостей у сухому азоті. Дисульфід молібдену в аналогічних умовах забезпечує хороше змащування в сухому азоті, значно гірше – в сухому кисні і зовсім погано – у вологому повітрі [78].

Таким чином, зі збільшення питомого навантаження за фретинг-корозії підвищується знос покриттів, а з ростом амплітуди ковзання змінюється механізм зношування від втомного до втомного та абразивного руйнування. Для покриттів з нітриду титану оптимальним є діапазон амплітуди ковзання від 100 до 175 мкм. Зі зменшенням амплітуди зростає втомне руйнування покриття, а зі збільшенням – абразивне. Залежно від природи контактуючого матеріалу змінюється механізм зношування покриття. Для пар покриття–

сталь переважає втомне і абразивне зношування, для покриття–бронза – адгезійно-абразивне, а за фретингу вакуумних іонно-плазмових покриттів у парі з алюмінієвими, магнієвими і титановими сплавами – абразивне, з інтенсивним руйнуванням спряженого матеріалу в результаті схоплювання і наступним окисненням продуктів руйнування. Пластичні мастила і тверді мастильні покриття значно збільшують фретинготривкість вакуумних іонно-плазмових покриттів. При цьому тверді мастильні покриття ефективніші, ніж пластичні мастила. Прошарки чистого металу між зносотривкими шарами знижують фретинготривкість покриттів внаслідок інтенсивного втомного руйнування шарів, а підшар з металу, що бере участь у синтезі покриття, підвищує її. Дефекти, притаманні вакуумним іонно-плазмовим покриттям (ростові дефекти і мікрокраплі з поверхні еродувального катода), негативно впливають на роботоздатність покриттів, підсилюючи абразивне зношування в період припрацювання і викликаючи зародження втомних тріщин на пізніших стадіях випроб. Залежно від амплітуди ковзання механізм зношування вакуумних іонно-плазмових покриттів має змішаний втомно-абразивний характер. За амплітуд ковзання $A < 100$ мкм (для нітриду титану) переважає втомне руйнування, а за $A > 175$ мкм – абразивне. Зі збільшенням питомого навантаження область розвитку абразивного зношування зміщується до менших амплітуд ковзання.

5.6. ПІДВИЩЕННЯ НАДІЙНОСТІ ВУЗЛІВ ТЕРТЯ ЛІТАКІВ АН

Титанові сплави завдяки притаманному їм комплексу фізико-механічних і хімічних властивостей є унікальним конструкційним матеріалом для літакобудування. Для їх впровадження в конструкцію літака необхідно вирішити ряд наукових і технічних проблем, які би гарантували надійність і ресурс роботи вузлів. Зокрема, через надзвичайно низькі триботехнічні характеристики високоміцні титанові сплави не можна використовувати у вузлах тертя. Вибір виду і технології нанесення зносотривких покриттів на деталі з високоміцних матеріалів – важливе та відповідальне завдання, вирішивши яке, можна різко поліпшити експлуатаційні характеристики вузлів загалом.

5.6.1. Спечені порошкові матеріали

До найважливіших елементів конструкції літака, які обумовлюють надійність і, особливо, безпечність його експлуатації, відносяться гальмівні вузли. Матеріали цих вузлів повинні перетворювати велику кількість механічної енергії у тепло, не пошкоджуючи фрикційну пару і зберігаючи її роботоздатність для подальших багаторазових циклів роботи. В основному для цього використовують спечені матеріали, створені на залізній та мідній основах [79]. В Авіаційному науково-технічному комплексі ім. О. К. Антонова (АНТК) деталі для роботи в умовах сухого тертя виготовляють з фрикційних матері-

алів ФМК-79 та ФМКМ-1, розроблених у Всеросійському інституті авіаційних матеріалів (ВІАМ, Росія). Вони мають вигляд сталевого каркаса (що задає міцність), до якого припечено з одного чи двох боків металокомпозит. Для поліпшення адгезії пресовані металокомпозитні заготовки каркаса, як правило, нікелюють.

Основою фрикційного матеріалу ФМК-79 є порошок заліза, завдяки чому матеріал витримує температуру на поверхні тертя до 1000ºС, а за об'ємного нагріву – до 500...600ºС. Щоб усунути схоплювання і підвищити теплопровідність, у матеріал вводять 9...11 мас. % міді. Графіт (7...8 мас. %), нітрид бору (2...4 мас. %) і барит (4...6,5 мас. %) додають як твердий змащувальний компонент. Вони зменшують зношування пари тертя, підвищують опір схоплюванню, але знижують коефіцієнт тертя. Для його підвищення у склад шихти вводять 5...7 мас. % карбіду кремнію. Фрикційні накладки з матеріалу ФМК-79 пресують за питомого тиску 500...700 МПа і припікають до основи під тиском при 1000ºС у водні. Після спікання його густина становить 5,5 г/см^3, твердість 80...105 НВ, а коефіцієнт тертя у парі з чавуном марки ЧНМХ – 0,34...0,40. З цього матеріалу виготовляють гальмівні диски для комбінованого приводу механізації крила на літаках Ан-72, Ан-74, Ан-70, Ан-140 (рис. 5.30).



Рис. 5.30. Гальмівні диски з фрикційного матеріалу ФМК-79

Крім заліза, як основу для фрикційних матеріалів також широко застосовують мідь, яка володіє високою теплопровідністю, що забезпечує добре відведення тепла під час тертя. Завдяки пластичності мідний порошок легко пресується і не викликає ускладнень під час спікання [80]. Металокомпозитом на основі міді є матеріал ФМКМ-1, в який як твердозмащувальні компоненти додають графіт (2,5...3,5 мас. %), свинець (5...7 мас. %) та олово (7...9 мас. %), а як фрикційний додаток – оксид кремнію (2...3 мас. %) та оксид молібдену (2,5...3,5 мас. %). Фрикційні накладки на мідній основі пресують за нижчого тиску (300 МПа), припікають їх до основи під тиском у водні за температури 800 ^{o}С одноступенево, на відміну від залізної основи, де потрібен двоступеневий нагрів. Після спікання деталі мають твердість 30...40 НВ, густину 7,0...7,5 г/см^3, коефіцієнт тертя в парі з хромованою сталлю 0,28...0,30.

У багатьох авіаційних вузлах тертя (на відміну від гальмівних) застосовують антифрикційні матеріали з малим коефіцієнтом тертя, високою зносотривкістю і здатністю працювати без змащування. Найвдалішими антифрикційними матеріалами для вузлів літаків Ан є металокомпозити АМК-1, АМК-4, АМК-5 (розроблені ВІАМ) та БФГ-50М.

АМК-1 – це матеріал на мідній основі, що містить 9...10 мас. % олова і 3...4 мас. % графіту. Втулки з нього пресують за питомого тиску 200...300 МПа і спікають в атмосфері водню при 700ºС. Під час спікання утворюються пори,

що є резервуарами для мастила, яке вводять у матеріал після спікання, занурюючи деталі у мастило, нагріте до 100...120ºС. Під час роботи мастило витискається з пор на поверхні тертя і утворюється змащувальна плівка. Завдяки цьому деталі набувають корисних властивостей: їх можна використовувати, коли змащування ускладнене чи неможливе; встановлювати у вертикальному положенні, коли ймовірне витікання за зовнішнього змащування. При цьому витрати мастила зменшуються у 10 разів порівняно з бронзовими втулками.

Рівень допустимого навантаження вузлів тертя визначає ступінь пористості матеріалу. Для роботи на великих швидкостях ковзання і за малих навантажень рекомендована пористість становить 25...30 %; для звичайних умов роботи 18...25 %; для малих швидкостей за середніх та високих навантажень 10...18 % [5]. Матеріал АМК-1 із пористістю 10...15 % призначений для виготовлення деталей, що працюють у режимі самозмащення за питомого тиску 4,1...5,2 МПа і швидкості ковзання до 1 м/с (коефіцієнт тертя 0,2...0,3).

Для вузлів, що функціонують за підвищених температур без змащення, використовують втулки з антифрикційного матеріалу АМК-4, який виробляють на основі міді з додатками нікелю (16...19 мас. %), олова (4...5 мас. %) і свинцю (3...4 мас. %). Він також містить (до 20 % об'єму) твердозмащувальні компоненти (графіт, дисульфід молібдену), що дає можливість використовувати його у вузлах тертя без змащення. Деталі пресують за питомого тиску 350...500 МПа, спікають при 820ºС у водні. Матеріал має густину 6,5...6,7 г/см^3, твердість 55...80 НВ. Призначений для підшипників сухого тертя, що працюють за питомого тиску 7,1...9,2 МПа, швидкості ковзання до 1 м/с і температур до 350ºС.

У системах кондиціонування повітря (СКП), системах протиобледеніння (СПО) літаків Ан-140 та Ан-70 можливі короткочасні закиди повітря, нагрітого до 500ºС, що обмежує використання матеріалу АМК-4. Для таких умов рекомендовано складнолегований матеріал АМК-5 на основі нікелю. Він містить до 22 мас. % міді та 11 мас. % заліза; його антифрикційні властивості поліпшені за рахунок уведення свинцю (2,2...2,5 мас. %), олова (1,4...1,7 мас. %), графіту (4,2...4,9 мас. %) та дисульфіду молібдену (4,0...4,5 мас. %).



Рис. 5.31. Компенсатор, що має втулку з матеріалу АМК-5

Під час виготовлення деталей для СКП і СПО виникла проблема збереження їх форми після спікання і забезпечення заданої твердості (50...80 НВ). На підставі серії експериментів (змінними були температура спікання, тиск пресування, калібрування і спікання, а параметром оптимізації – твердість) встановлено, що порошки слід спікати під тиском. Для цього використовували спеціальне оснащення. На сьогодні визначено оптимальні технологічні режи-

ми отримання таких деталей методом порошкової металургії, що дозволяє виготовляти їх з гарантованою твердістю. Втулку компенсатора (рис. 5.31) виробляють з матеріалу АМК-5 замість графіту АТГ, а її внутрішню поверхню після запресування у корпус індивідуально обробляють механічно під кожен конкретний сферичний наконечник. Це забезпечує гарантований натяг спряження (тобто його герметичність) і можливість лінійного та кутового переміщення сферичного наконечника по втулці без значних зусиль. Деталі з антифрикційного матеріалу АМК-5 встановлені в компенсаторах повітряної системи літаків Ан-140 та Ан-70. Один з компенсаторів з такими втулками розміщений у крилі літака Ан-140 на трубопроводі біля входу в радіатор (температура повітря у трубопроводі 345ºС за його надлишкового тиску 690 кПа). Деталь спряження (куля) виготовлена зі сталі 12Х18Н10Т, а її кутові переміщення у втулці з АМК-5 становлять ±20º. В літаку Ан-70 один з компенсаторів працює за температури повітря 300ºС з надлишковим тиском 900 кПа. Сьогодні досліджують спечені втулки (зовнішній діаметр до 175 мм і висота до 75 мм) з матеріалів АМК-4 та АМК-5 у компенсаторах повітряної системи літака Ан-124 “Руслан”.

Широкозастосовувані кульково-гвинтові та гвинтові механізми тертя ковзання з рідким змащенням не повністю відповідають вимогам якісної роботи систем управління механізації крила (СУМК): мають велику вагу, габарити, чутливі до порушення умов експлуатації. Тому для СУМК, зокрема підшипників ковзання і гайок гвинтових механізмів тертя ковзанням, в АНТК ім. О. К. Антонова спільно з Інститутом проблем матеріалознавства НАН України розроблено новий антифрикційний матеріал БФГ-50М каркасного типу: це композиція, що складається з металевої основи (олов’яно-фосфориста бронза) із припеченим пористим каркасом, просоченим твердим мастилом на основі суміші фторопласту і графіту. Товщина пористого шару в матеріалі 0,4...1,0 м, пористість 45...50 % [81]. Це зменшило вагу і габарити вузлів тертя ковзання у конструкціях гвинтових механізмів (рис. 5.32), зникла потреба у їх змащуванні і регламентному обслуговуванні.

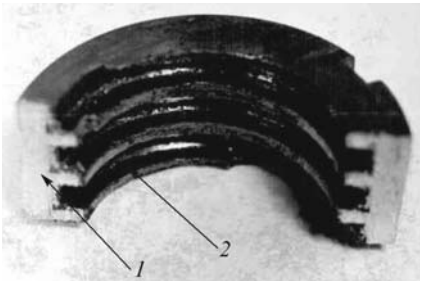
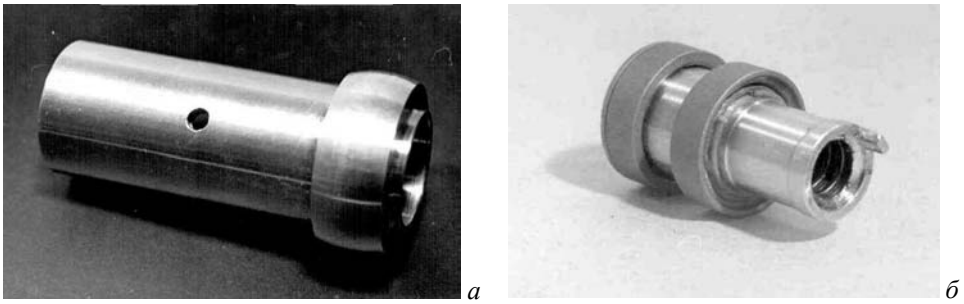


Рис. 5.32. Будова гвинтової втулки з матеріалу БФГ-50М:

1 – основа; *2* – припечений пористий каркас, просочений фторопласт-графітовою суспензією

В АНТК ім. О. К. Антонова створено оригінальні конструкції вузлів тертя літаків Ан-70, Ан-140, Ан-72, Ан-74, Ан-124, в яких використано деталі з матеріалу БФГ-50М (рис. 5.33). Це, зокрема, механізми управління аеродинамічними поверхнями літального апарату та їх переміщення, гвинтовий механізм з автоматичним вибиранням зазорів. З нього також виготовляють

підшипники (втулки) ковзання для приводів гідродвигунів, вкладки рульових колонок, букси амортизаторів шасі, ролики механізму управління вантажним люком. Порівняльні випробування довели перевагу вузлів, що містять пари ковзання з антифрикційного матеріалу БФГ-50М, над кулькогвинтовими механізмами літака Ан-24 за: коефіцієнтом корисної дії, стабільністю коефіцієнта тертя, інтенсивністю зношування в широкому інтервалі температур та вібрацій, ресурсом експлуатації без регламентного обслуговування і передпольотної підготовки, а також зусиллям зрушування, яке на кулькогвинтових механізмах значно вище, особливо за низьких температур. Деталі з БФГ-50М незамінні під час експлуатації літака на непідготовлених аеродромах, коли абразивні частинки потрапляють у зону тертя, проникаючи у пористий шар матеріалу, де їх дію нейтралізує фторопласт з наповнювачем [41].



а *б*

Рис. 5.33. Повзун (*а*) та гайка (*б*) з матеріалу БФГ-50М

Таким чином, розробляючи вузли тертя літаків Ан, особливу увагу звертають на забезпечення вимог до їх надійності та якості. Цього досягають як вдосконалюючи конструкцію вузлів літака, так і застосовуючи нові матеріали, у тому числі створювані методом порошкової металургії.

5.6.2. Трибологічні властивості покриттів для деталей гідроциліндрів

Спряження букса–шток амортизаційної стійки працює за умов граничного тертя і зворотно-поступального руху. Хромовані штоки зі сталі 30ХСГА відбраковують переважно через абразивне зношування, втрату герметичності вузла, а іноді схоплювання.

Випробовування титанових сплавів ВТ22, ВТ1, ВТ3-3 за умов граничного тертя у рідині АМГ-10 по мідних, алюмінієвих, титанових сплавах, сталях, а також різних покриттях показали, що вже за незначних навантажень спостерігаються ознаки схоплювання, інтенсивне зношування, погіршення чистоти поверхні, високий та нестійкий коефіцієнт тертя. Таким чином, у вузлах тертя літаків можна використовувати титанові сплави лише із захисним покриттям, яке володіє необхідними триботехнічними характеристиками.

У гідроциліндрах, що не піддаються високому внутрішньому тиску, поверхні нарощують твердим хромуванням, хімічним нікелюванням, анодуванням. Тверде хромування деталей гідроциліндрів, що зазнають високих напружень, ускладнене. Неоднорідне теплове розширення покриття та основного металу, низька в'язкість покриття, значні напруження сприяють утворенню тріщин, відшаровуванню і викришуванню окремих фрагментів покриття. Дрібна сітка макротріщин пришвидшує корозію основного металу, а залишкові розтягальні напруження у покритті підвищують корозійну чутливість. Нанесення електролітичного хрому на титанові сплави пов'язано із додатковими труднощами через їх підвищену окиснюваність, схильність до наводнювання і чутливість до концентраторів напружень.

Порівняння антифрикційних властивостей покриттів на сплаві ВТ22, отриманих різними методами поверхневого зміцнення (табл. 5.15), зокрема на деталях гідровузла літака, показало [82], що практично усі використані покриття поліпшують триботехнічні властивості сплаву ВТ22 і в 1,5–2,0 рази зменшують коефіцієнт тертя. Однак ефективність різних методів зміцнення суттєво різниться (рис. 5.34).

Таблиця 5.15

Характеристики покриттів на сплаві ВТ22

№ за/п	Вид покриття і спосіб нанесення	Товщина, мкм	Мікротвердість, ГПа	Міцність адгезії, МПа
1	Електролітичне хромування	80...100	0,9...1,0	700
2	Хімічне нікелювання	20...30	5,0...6,0	200
3	Електрохімічна обробка	40...50	5,0...6,0	–
4	Анодування	10	4,5...5,0	80...90
5	Електроіскрове легування	25	9,0...10,0	85
6	Термооксидування	30	7,5...8,0	–
7	Іонне азотування	100...150	8,6...9,5	–
8	Іонно-плазмове покриття TiN	2...4	9,6...12,0	100
9	Детонаційне (TiC)/NiCu	200	21,0/5,4	70...80
10	Плазмове (TiC)Ni	300	23,7/5,0	30...40

Примітка: у чисельнику – мікротвердість карбідів, у знаменнику – матриці.

У системі БрАЖМц 10-3-1,5–ВТ22 з електролітичним хромуванням умови граничного тертя зберігаються до навантажень 14 МПа (швидкість ковзання 0,05...0,25 м/с). За межами цієї області антифрикційні характеристики внаслідок зношування бронзи значно погіршуються, збільшується розмір частинок зношування, спостерігаються ознаки поверхневого руйнування. Коефіцієнт тертя стає нестійким, тобто порушується механохімічна подібність.

Область роботоздатності хімічного нікелювання значно вужча. За навантаження більше 2 МПа пара інтенсивно зношується, а при 6 МПа покриття стирається, не відпрацювавши контрольні 1000 м, і бронза схоплюється з оголеними ділянками титанового сплаву.

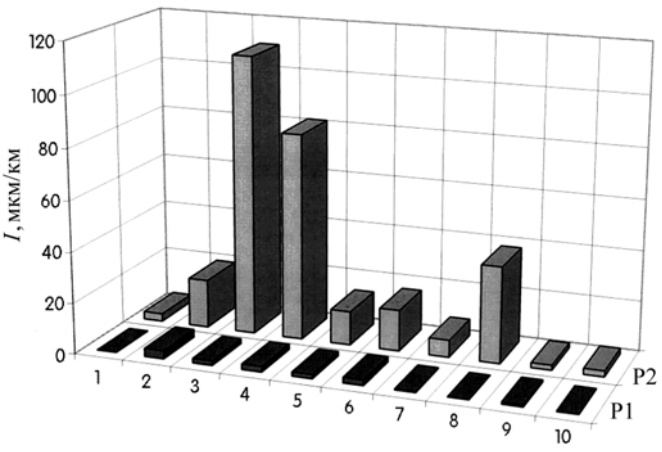


Рис. 5.34. Гістограма інтенсивності зношування покриттів на сплаві ВТ22 за граничного тертя по бронзі БрАЖМц 10-3-1,5 (P = 2 МПа, υ = 0,05 м/с):
Р1 – зношування покриття;
Р2 –контртіла. Нумерація покриттів відповідає табл. 5.15

Термооксидування ефективне за навантажень до 4 МПа, а далі інтенсивність зношування і коефіцієнт тертя зростають (рис. 5.35 і 5.36). З підвищенням тиску оксидована поверхня крихко руйнується шляхом викришування локальних мікроділянок.

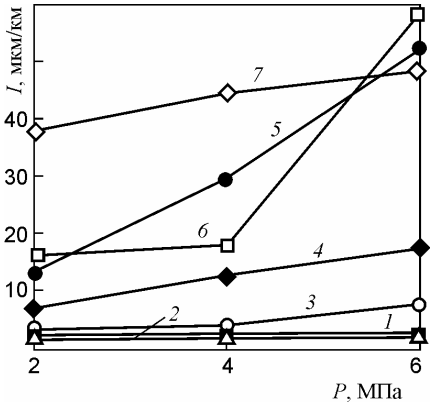


Рис. 5.35. Залежність інтенсивності зношування бронзи БрАЖМц 10-3-1,5 за граничного тертя в парі з покриттям на сплаві ВТ22 від навантаження (υ = 0,05 м/с):
1 – плазмове покриття TiC/Ni–Cu;
2 – детонаційне покриття TiC/Ni4;
3 – електролітичне хромування;
4 – іонне азотування;
5 – електроіскрове легування;
6 – термооксидування;
7 – іонно-плазмове покриття TiN

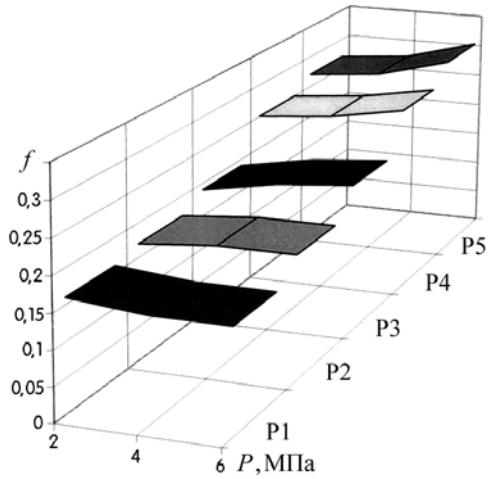


Рис. 5.36. Залежність коефіцієнтів тертя покриттів на сплаві ВТ22 від навантаження (контртіло бронза БрАЖМц 10-3-1,5; υ = 0,05 м/с):
Р1 – TiC/Ni плазма;
Р2 – електролітичне хромування;
Р3 – електроіскрове легування;
Р4 – термооксидування;
Р5 – іонно-плазмове покриття TiN

Антифрикційні властивості сплаву після анодування та електрохімічної обробки суттєво погіршуються. Спостерігається катастрофічне зношування бронзи, низьке навантаження схоплювання (2...4 МПа). Покриття, отримані іонним азотуванням, електроіскровим легуванням сплавом WC–CO, іонно-плазмовим напиленням нітридом титану, володіючи високою зносотривкістю, інтенсивно зношують контртіло.

Кращими триботехнічними властивостями за тертя по бронзі володіє електролітичний хром, а серед традиційних методів зміцнення найвищі показники має іонне азотування, потім – термооксидування.

Газотермічні (детонаційне і плазмове) покриття з порошків плакованих карбідів під час тертя по бронзі забезпечують високий опір схоплюванню, мають ширший діапазон робочих швидкостей і навантажень порівняно з усіма розглянутими покриттями, в тому числі електролітичним хромом.

Аналіз поверхонь тертя показав, що покриття зношуються з утворенням на поверхнях спряжених пар плівок, збагачених киснем (механохімічне зношування) [83].

Тертя титанового сплаву в розглядуваному діапазоні навантажень і швидкостей після анодування та електроіскрового легування з електрохімічним та нітридним іонно-плазмовим покриттям супроводжується значним сумарним зношуванням спряжених поверхонь. При цьому дані аналізу топографії поверхонь тертя, на яких спостерігається багато рівчаків, напрямлених вздовж тертя, добре узгоджуються з результатами випроб. Тут переважає, в основному, абразивне зношування бронзи твердішим покриттям (наприклад, іонно-плазмовим нітридним), яке суттєво залежить від рівня прикладеного навантаження. При цьому руйнування поверхневих структур на бронзі домінує над їх утворенням, що відповідає нестабільному та високому коефіцієнту тертя (0,27...0,28). На поверхні нітридного покриття утворюються структури оксидного характеру, переважно II типу згідно з прийнятою класифікацією [84]. Для зменшення зношування бронзи тонкі нітридні покриття, товщина яких, як правило, не перевищує 5...10 мкм, після напилення слід полірувати, щоб зменшити кількість поверхневих дефектів у виді краплеподібної фази і конусів росту, що викликають абразивне зношування м’якого бронзового контртіла.

Під час тертя азотованого титану по бронзі на початкових етапах відбувається фрагментарне перенесення м’якого матеріалу бронзи, в результаті чого змінюється склад і топографія спряжених поверхонь. Після притирання на бронзі з’являються оксидні плівки різної товщини, про що свідчить їх неоднаковий колір. У цьому випадку на спряжених поверхнях утворюються переважно структури II типу, а інтенсивність зношування зменшується в декілька разів.

Мікроструктура поверхневих шарів бронзового контртіла під час тертя по електролітичному хрому і газотермічних покриттях з порошкових плакованих карбідів титану відрізняється від розглянутих раніше, що відображає рівень їх фрикційних характеристик. На початкових етапах тертя бронза теж переноситься на покриття, заповнюючи нерівності і численні пори. Тертя електролітичного хрому по бронзі супроводжується її переносом на покриття, руйнуван-

ням гребенів шорсткості та переважним винесенням продуктів зношування із зони тертя. Зворотне перенесення хрому на поверхню бронзи не спостерігається, що визначає в подальшому практично незношувальний механізм тертя та утворення на поверхнях вторинних структур різного типу: I – на поверхні бронзи і II – на поверхні хромового покриття. Поверхня бронзи набуває червонуватого відтінку і дзеркальної гладкості, зникає вихідний рельєф поверхні. При цьому на ній утворюється тонкий шар, збагачений міддю та киснем [82]. Тертя газотермічних покриттів по бронзі супроводжується також утворенням вторинних структур, що забезпечують високу роботоздатність пар тертя. Тут формуються вторинні структури змішаного типу, які залежать від вихідного складу і особливостей покриттів, отриманих напиленням.

Згідно зі сучасними уявленнями [85], основні принципи створення зносотривких матеріалів полягають у формуванні мікрогетерогенної структури та отриманні регульованої пористості, чому значною мірою відповідає структура газотермічних покриттів. Кількість мікропор може сягати 20...30 %, вони є резервуарами продуктів тертя і змащення [86]. Ці процеси позитивно впливають на фрикційні характеристики покриттів і визначають їх високу задиростійкість і опірність схоплюванню. На поверхні бронзи за тертя газотермічних покривів із карбіду титану, плакованих різними елементами, відбуваються такі ж процеси, як за тертя електролітичного хрому. Тут коефіцієнт тертя стабільний і не перевищує 0,14...0,15, а зношування пари тертя мінімальне. Поверхні тертя суттєво вигладжуються і їх шорсткість зменшується з R_a = = 1,25 мкм до 0,2...0,1 мкм і зберігається у всьому діапазоні швидкостей і навантажень. Особливістю напилених покриттів є утворення на їх поверхнях вторинних структур змішаного типу, неоднорідних за складом та характером розподілу за товщиною.

Таким чином, для титанових сплавів газотермічні покриття з порошку термічного титану, плакованого нікелем, міддю та нікелем, за умов граничного тертя з бронзою мають найвищу роботоздатність порівняно з традиційними. Структурна адаптація покриттів супроводжується утворенням на їх поверхні гетерогенних вторинних структур, збагачених киснем, незалежно від матеріалу контртіла, і зумовлена особливостями структур напилення – високою пористістю, насиченістю фаз легувальними елементами і киснем, утворенням оксидів.

ЛІТЕРАТУРА до розділу 5

1. *Горынин И.В., Чечулин Б.Б.* Титан в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.
2. *Цвиккер У.* Титан и его сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с.
3. *Влияние* фазового состава на антифрикционные свойства титановых сплавов при трении со смазкой / М.Г. Фрейдлин, Д.И. Гаркунов, А.Л.Гавзе, А.М. Легкодух // Исследование водородного износа. – М.: Наука, 1977. – С. 67–71.
4. *Влияние* окисления и наводороживания на трение и износ титановых сплавов / В.И. Гольдфайн, А.М. Зуев, А.Г. Клабуков, В.П. Лукина // Там же. – С. 71–80.
5. *Гаркунов Д.Н.* Триботехника. – М.: Машиностроение, 1989. – 328 с.
6. *Титановые* сплавы в машиностроении / Под ред. Г.И. Капырина. – Л.: Машиностроение, 1977.– 248 с.
7. *Хасуй А., Маричаки О.* Наплавка и напыление. – М.: Машиностроение, 1985. – 239 с.
8. *Хасуй А*. Техника напыления / Пер. с яп. – М.: Машиностроение, 1975. – 288 с.
9. *Ремонт* летательных аппаратов / А.Я. Алябьев, Ю.М. Болдырев, В.В. Запорожец и др.; под ред. Н.Л. Голего. – М.: Транспорт, 1984. – 422 с.
10. *Кудинов В.В., Иванов В.М.* Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. – М.: Машиностроение, 1981. – 192 с.
11. *Зверев А.И., Шаривнер С.Ю., Астахов Е.А.* Детонационное напыление покрытий. – Л.: Судостроение, 1979. – 232 с.
12. *Некоторые* аспекты разработки технологического процесса детонационного напыления износостойких покрытий на детали ГТД из титановых сплавов / Л.И. Калинин, А.Н. Краснов, Н.И. Поденков, В.А. Сыресник // Авиационная промышленность. Приложение к журналу. – 1979. – №4. – С. 1–5.
13. *Бартенев С.С., Федько Ю.П., Григорьев А.И.* Детонационные покрытия в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1982. – 216 с.
14. *Кудинов В.В.* Плазменные покрытия. – М.: Наука, 1977. – 184 с.
15. *Плазменное* азотирование как метод обработки для изменения сопротивления износу и коррозии / Т. Белл, З.Л. Занг, Дж. Лейнеген и др. // Покрытия и обработка поверхности для защиты от коррозии и износа /. Под ред. К.Н. Страффорда, П.К. Датты, К.Дж. Гуджена. – М.: Металлургия, 1991. – 238 с.
16. *Гринчекос И.Г.* Упрочнение деталей из жаропрочных и титановых сплавов. – М.: Машиностроение, 1971. – 120 с.
17. *Сычев В.С., Безыкорнов А.И.* Остаточные напряжения на титане после электроискрового легирования боридами // Физ.-хим. механика материалов. – 1974. – №5. – С. 48–51.
18. *Исследование* процесса формирования приповерхностных слоев титанового сплава ВТ9 после электроискрового легирования / А.Д. Верхотуров, И.М. Тимофеева,

А.А. Рогозинская, Я.Я. Потеря // Электронная обработка металлов. – 1981. – №4. – С. 28–31.

19. *Электроискровое* легирование металлических поверхностей / Г.В. Самсонов, А.Д. Верхотуров, Г.А. Бовкун, В.С. Сычев. – К.: Наук. думка, 1976. – 218 с.
20. *Бабад-Захряпин А.А.* Высокотемпературные процессы в материалах, повреждаемых низкоэнергетическими ионами. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 120 с.
21. *Хаюров С.С.* Химическая и химико-термическая обработка металлов и сплавов с использованием ионных и лазерных пучков // Итоги науки и техники. Металловедение и терм. обработка. – М.: ВИНИТИ, 1989. – Т.14. – С. 142–185.
22. *Ионная* имплантация / Под ред. Дж.К. Хирвонена. – М.: Металлургия, 1985. – 392 с.
23. *Триботехнические* свойства покрытий на титановых сплавах / П.В. Назаренко, И.Е. Полищук, А.Г. Моляр и др. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998.– №2. – С.55 – 62.
24. *Арзамасов Б.Н.* Химико-термическая обработка в активизированных газовых средах. – М.: Машиностроение, 1979. – 160 с.
25. *Зинченко В.М.* Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 303 с.
26. *Заваров А.С., Баскаков А.П., Грачев С.В*. Химико-термическая обработка в кипящем слое. – М.: Машиностроение, 1985. – 160 с.
27. *Лавренко В.А., Тикуш В.Л*. Химическое взаимодействие материалов с разреженными атомарными и молекулярными газами. – К.: Наук. думка, 1992. – 149 с.
28. *Азотирование* сплавов ВТ1, ВТ5, ВТ3-1, ВТ4, ВТ8 в чистом азоте при нормальном и пониженных давлениях (по инструктивному указанию № У 627-58) / Титановые сплавы: Руководящие технические материалы. – М.: ВИАМ, отдел науч.-техн. информации, 1959. – Ч. II. – С. 36–40.
29. *Strafford K.N.* A comparison of the high temperature nitridation and oxidation behaviour of metals // Corrosion science. – 1979. – **19**, №1. – P. 49–62.
30. *Wasilewski R.J., Kehl I.* Diffusion of nitrogen and oxygen in titanium // J. of the Inst. of Metals. – 1954–55. – № 83. – P. 94–104.
31. *Кипарисов С.С., Левинский Ю.В.* Азотирование тугоплавких металлов. – М.: Металлургия,1972. – 160 с.
32. *Максимович Г.Г., Федирко В.Н., Погрелюк И.Н*. Механизм формирования приповерхностных упрочненных слоев на титановых сплавах в разреженной динамической атмосфере азота // Физ.-хим. механика материалов. – 1991. – №2. – С. 38–42.
33. *Федірко В.М., Погрелюк І.М*. Підвищення зносостійкості титанових сплавів хіміко-термічною обробкою в азотовмісних середовищах // Там же. – 1994. – №1. – С. 69–74.
34. *Site Shen, Changyao Tan*. The development of new process for PS-P fast gas nitriding // Heat Treat. and Technol. Surface Coat.: New Process and Appl. Exper.: Proc. 7th Int. Congr. Heat Treat. Mater. Moscow, Dec. 11–14, 1990. – 1. – [M., 1990]. – P. 162–168.

35. *Бодяко М.Н., Шипко А.А., Беляева Е.М.* Роль исходной структуры в процессе азотирования сплава ВТ6 при быстром нагреве // Весці Акадэміі навук БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 1987. – №3. – С. 23–26.

36. *Бодяко М.Н., Шипко А.А., Николайчик Е.М.* Влияние скорости нагрева на структуру и свойства азотированного слоя сплава ВТ9 // Там же. – 1983. – №1. – С. 26–28.

37. *Погрелюк І.М.* Поверхневе зміцнення титану при термоциклуванні в азоті // Фіз.-хім. механіка матеріалів. –1997. – №6. – С. 39–43.

38. *Вплив* термоциклування на високотемпературну взаємодію титану з газами / О.Г. Лук'яненко, В.С. Павлина, А.Т. Пічугін і ін. // Там же. – 1997. – № 6. – С. 7–14.

39. *Солонина О.П., Глазунов С.Г.* Жаропрочные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1976. – 448 с.

40. *Куликов И.С.* Термическая диссоциация соединений. – М.: Металлургия, 1969. – 576 с.

41. *Термическая* обработка титановых и алюминиевых сплавов в вакууме и инертных средах / Г.Г. Максимович, В.Н. Федирко, Я.И. Спектор и др. – К.: Наук. думка, 1987. – 186 с.

42. *Исследование* окисления титана при пониженном давлении воздуха методом интерференционной индикации / М.Н. Подоприхин, В.В. Пешков, Е.С. Воронцов и др. // Журн. физ. химии. – 1981. – 55, вып.10. – С. 2663–2665.

43. *Мальцев М.В.* Термическая обработка тугоплавких, редких металлов и их сплавов. – М.: Металлургия, 1974. – 344 с.

44. *Особливості* дифузійного розчинення оксидних плівок на титані за умов термоциклування / О.Г. Лук'яненко, Г.Г. Максимович, В.С. Павлина, А.Т. Пічугін // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – **34**, № 1. – С. 78–82.

45. *Федірко В.М., Погрелюк І.М.* Азотування титану та його сплавів. – К.: Наук. думка, 1995. – С. 104–146.

46. *Погрелюк И. Н.* К вопросу об интенсификации процесса азотирования титановых сплавов // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1999. – № 6. – С. 9–12.

47. *Гольдшмидт Х.Дж.* Сплавы внедрения: в 2-х т. – М.: Мир, 1971. – Т.1. – 424с.

48. *Бякова А.В., Васильев А.И., Власов А.А.* Об износостойкости покрытий из нитрида титана в условиях фреттинг-коррозии // Трение и износ. – 1992. – **13**, № 4. – С. 674–682.

49. *Вакуленко Л.И., Назаренко Н.Д., Антишко А.Н.* Электрохимическое поведение титана при поляризации переменным током // Журн. прикл. химии. – 1978. – № 1. – С. 184–185.

50. *Вакуленко Л.И., Назаренко Н.Д.* Растворение сплава ВТ22 под действием переменного тока в электролите фосфорной кислоты // Укр. хим. журн. – 1979. – 45, вып. 1. – С. 68–69.

51. *Исследование* изменений микротвердости сплава ВТ22 при поляризации переменным током / Л.И. Вакуленко, Н.Д. Назаренко и др. // Электродные процессы при электроосаждении и растворении металлов. – К.: Наук. думка, 1978. – С. 121–124.

52. *Дмитрук Б.Ф., Назаренко Н.Д., Грибкова Л.В.* Влияние обработки переменным током в растворах H_3PO_4 на свойства поверхности титановых сплавов // Укр. хим. журн. – 1982. – Вып. 12. – С. 1264–1267.

53. *Инструкция* по диффузионной электрохимической обработке титановых сплавов (производственная инструкция) ТИ16-557-86.

54. *Томашов Н.Д., Модестова В.Н*. Влияние наводораживания на электрохимическое поведение титана // Новые исследования титановых сплавов. – М.: Наука, 1965. – С. 131.

55. *Образование* и участие коллоидов в электродных процессах на переменном и импульсном токе / Н.Д. Назаренко, А.В. Городынский, В.М. Белецкий, В.И. Лутошкин // Укр. хим. журн. – 1988. – **54**, № 2. – С. 141–144.

56. *Звіт* по темі "Упрочнение поверхности титановых сплавов методом диффузионной электрохимической обработки (ДЭХО). – К.: Ін-т загальної і неорганічної хімії НАНУ, 1989. – 128с.

57. *А.с. № 544776*. Электролит для электрохимической обработки титана и его сплавов / Н.Д. Назаренко, А.В. Городынский, В.М. Белецкий и др. – Опубл. 30.01. 77.

58. *А.с. № 709720*. Электролит для анодирования титана и его сплавов / Н.Д. Назаренко, И.Д. Вдовенко, А.В. Городынский и др. – Опубл. 15.01.80; Б.М. № 2.

59. *А.с. № 1132600*. Электролит и способ для электрохимической обработки титана и его сплавов / Н.Д. Назаренко, О.Г. Зарубицкий, А.В. Городынский и др. – Опубл. 01.09.84.

60. *Белецкий В.М., Назаренко Н.Д.* Влияние переменнотоковой поляризации на поверхностные свойства титановых сплавов // Тез. МДНТП им. Дзержинского. – Физ.-мех. свойства гальванических и химических покрытий металлами и сплавами. – М.: Знание, 1986. – С. 126–131.

61. *Модель М.С*. О влиянии упорядочения в твердых растворах кислорода в титане на их свойства // Новый конструкционный материал – титан. – М.: Наука, 1972. – С. 30–36.

62. *Закономерности* формирования покрытий в вакууме / В.А. Барвинок, В.М. Богданович, Б.С. Митик, Г.В. Бобров // Физика и химия обработки материалов. – 1985. – № 5. – С. 92–97.

63. *Семенов А.П., Григоров А.И*. Вакуумное нанесение покрытий // Технология автомобилестроения. – 1978. – №7. – С. 13–18.

64. *Прокопенко А.Н., Белан Н.В., Ткаченко В.А*. Установка для нанесения износостойких покрытий // Авиационная промышленность. Приложение к журналу. – 1987. – № 3. – С. 27–28.

65. *Попов В.Ф., Горин Ю.Н.* Процессы и установки электронно-ионной технологии. – М.: Высш. шк., 1988. – 255 с.

66. *Нестерова И.И*. Эксплуатационные свойства деталей с ионно-плазменными покрытиями // Фрикционный контакт деталей машин – Калинин: КПИ, 1989. – С. 136–140.

67. *Бабчи М., Еремич Б*. Фрикционные характеристики TiN покрытий, полученных моделями физического осаждения в вакууме // Трение и износ. – 1990. – **11**, № 14. – С. 704–708.

68. *Ковалевский В.В., Шулунов А.Н*. Повышение фреттинг-усталостной прочности титановых сплавов нанесением ионных покрытий // Авиационная промышленность. – 1981. – № 10. – С. 65–66.

69. *Дефект* структуры и электрохимические свойства нитридных покрытий / П.В. Назаренко, А.Г. Моляр, И.Е. Полищук и др. // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1990. – № 4. – С. 61–64.

70. *Защитная* способность ионно-плазменных нитридных покрытий / И.Е. Полищук А.А. Ильин, А.Г. Моляр и др. // Перспективные методы восстановления деталей и узлов авиационной техники. – К.: КИИГА, 1989 – С. 15–19.

71. *Нестерова И.Н.* Влияние защитных покрытий на функциональное поведение титана // Контактное взаимодействие твердых тел. – Калинин: КГХ, 1986. – С. 45–49.

72. *Костецкий Б.И.* Трение, смазка и износ в машинах. – К.: Техніка, 1970. – 396 с.

73. *Войтович Р.Ф.* Окисление карбидов и нитридов. – К.: Наук. думка, 1981. – 192 с.

74. *Голего Н.Л., Алябьев А.Я., Шевеля В.В.* Фреттинг-коррозия металлов. – К.: Техніка, 1974. – 272 с.

75. *Васильев А.И.* Оптимизация технологии получения вакуумных ионно-плазменных покрытий и оценка их работоспособности в условиях фреттинг-коррозии: Дис. … канд. техн. наук. – Киев, 1993. – 199 с.

76. *Крылов К.А.* Повышение износостойкости деталей самолетов. – М.: Транспорт, 1974. – 143 с.

77. *Жеглов О.С.* Фреттинг-коррозия металлов при больших относительных перемещениях и ее амплитудная граница // Трение и износ. – 1983. – **4**, № 5. – С. 828–836.

78. *Краля В.А.* Взаимодействие конструкционных материалов с рабочими средами при фреттинге: Дис…. канд. техн. наук. – Киев, 1989. – 171 с.

79. *Спеченные* порошковые материалы для узлов трения самолетов / В.Н. Король, С.А. Бычков, А.Г. Моляр и др. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – № 1. – С. 113 – 115.

80. *Федорченко И.М., Крячек В.М., Панайоти И.И.* Современные фрикционные материалы. – К.: Наук. думка, 1975. – 334 с.

81. *Технологические* процессы получения деталей самолетов методом порошковой металлургии / В.П. Семенченко, С.Г. Кушнаренко, С.А. Бычков, О.Ю. Нечипоренко. – Харьков: ХАИ, 1992. – 64 с.

82. *Трибологические* свойства покрытий на титановых сплавах / П.В. Назаренко, И.Е. Полищук, А.Г. Моляр, А.Е. Остраница // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 2. – С. 55–62.

83. *Костецкий Б.И., Натансон М.Э., Бершадский Л.И.* Механохимические процессы при граничном трении. – М.: Наука, 1972. – 170 с.

84. *Костецкая Н.Б.* Механизмы деформирования и разрушения поверхностей трения при трибоокислительных процессах // Сверхтвердые материалы. – 1976. – № 1. – С. 48–54.

85. *Федорченко И.М.* Современные представления о механизме трения и износа, основные тенденции в развитии композиционных материалов триботехнического назначения // Порошковая металлургия. – 1979. – № 4. – С. 53–66.

86. *Структурные* изменения эвтектических сплавов при газотермическом напылении / П.В. Назаренко, И.Е. Полищук, А.Ю. Коваль, А.Е. Остраница // Там же. – 1976. – № 5–6. – С. 57–64.

РОЗДІЛ 6

НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ АВІАЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ І КОНСТРУКЦІЙ ПІД ЧАС ВИРОБНИЦТВА, ВИПРОБУВАНЬ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЇ

6.1. ОСНОВНІ ЗАДАЧІ ТА МЕТОДИ НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ АВІАЦІЙНИХ КОНСТРУКЦІЙ

6.1.1. Загальні положення

Методи та засоби НК відповідальних деталей та вузлів сучасної, зокрема авіаційної, техніки є одними з найважливіших для забезпечення її надійної експлуатації [1–24]. Основна задача НК авіаційної техніки (АТ) полягає в своєчасному виявленні дефектів, зокрема:

- технологічних, що виникають під час виробництва АТ;
- експлуатаційних (втомних, корозійних), що утворюються під час експлуатації АТ.

Аналізуючи результати НК на всіх етапах виробництва, випробувань або експлуатації АТ, важливо визначити причини появи дефектів, щоб розробити заходи для бездефектного виробництва та безаварійної експлуатації АТ. Таким чином, НК є невід'ємною ланкою для забезпечення якості АТ під час проектування, виготовлення, випробувань та експлуатації. Його використовують для розв'язання задач дефектоскопії, товщинометрії, структуроскопії тощо, тому термін дефект вживаємо нижче в широкому розумінні: не тільки як порушення суцільності матеріалу, але і як порушення вимог технічної документації на АТ щодо закладеної оптимальної структури використаних матеріалів та геометричних параметрів вузлів.

Згідно з ДСТУ 2865-94 всі методи НК залежно від фізичних полів та явищ, що використовують для цього, розділяють умовно за видами НК [18]. У свою чергу кожний з видів розрізняють за типом застосованих фізичних полів, первинними інформативними параметрами, способом індикації дефектів тощо. Необхідно зауважити, що розподіл згідно з ДСТУ [18] дещо відрізняється від встановленого раніше. В авіаційній промисловості широко використовують такі основні види НК:

- візуальний;
- радіаційний;

- акустичний;
- магнітний;
- вихрострумовий;
- проникними речовинами.

Вже на етапі проектування АТ конструктор оцінює деталь, що розробляють, з метою визначення:

1) необхідності НК залежно від відповідальності та навантаження деталі, ступеня її резервування, впливу руйнування елемента конструкції на функціонування конструкції загалом;

2) типу та характеру дефектів, які виникають (або можуть виникати) в напівфабрикаті, заготовці або деталі (внутрішні або поверхневі, найвірогідніша орієнтація та форма дефектів тощо) як під час виробництва, так і експлуатації виробів;

3) зон виникнення дефектів у деталі і технологічних причин, у результаті яких там можуть виникати дефекти;

4) критичних розмірів дефектів, які необхідно виявляти тим чи іншим методом НК;

5) методів НК, які здатні виявляти неприпустимі дефекти у деталі.

Через заниження критичних розмірів дефектів стають необхідні чутливіші, але одночасно трудомісткіші та дорожчі методи НК. При цьому висувають підвищенні вимоги до підготовки поверхні деталі під контроль (шорсткість, видалення валиків підсилення зварних з'єднань, нанесених покриттів тощо). Звичайно в технічних умовах (ТУ) на півфабрикати та матеріали задають норми неприпустимих дефектів, що регламентують вид, кількість, розміри, відстань між окремими дефектами тощо.

Спеціалісти з НК на етапі проектування опрацьовують конструкторську документацію (креслення, інструкції, ТУ на виготовлення та приймання), щоб:

1) опрацювати контролепридатність деталей, вузлів та агрегатів виробів у виробництві і експлуатації;

2) визначити правильність та повноту вибору призначених методів НК деталей і складальних одиниць для забезпечення заданого рівня якості.

За необхідності надається допомога у виборі методу або методів НК, уточнюються вимоги щодо підготовки поверхні деталі, розмірів зон контролю, послідовності контролю в технологічному циклі виготовлення деталі тощо.

Досвід створення сучасних авіаційних конструкцій показує, що вже на етапі розробки конструкторської документації необхідно закладати основи, що зумовлюють контролепридатність виробів з можливістю широкого застосування методів НК під час їх випробувань та експлуатації [13, 23]. При цьому необхідно зважати на те, що контролювати елементи літака в зібраному стані значно складніше, ніж окремі його деталі, що висуває додаткові вимоги до загальної контролепридатності конструкцій і технологій НК. Дефектоскопічна контролепридатність конструкцій значною мірою визначається рівнем

знань конструкторів про призначення, можливості та області застосування методів та засобів НК. Основні вимоги щодо забезпечення контролепридатності АТ розглянемо детальніше в розд. 6.1.4.

6.1.2. Неруйнівний контроль під час реалізації сучасних концепцій забезпечення надійності авіаційної техніки

Досвід експлуатації АТ показує, що її надійність базується на підходах, що об'єктивно враховують дефекти за умов широкого застосування методів НК. До найважливіших сучасних концепцій, що базуються на НК, можна віднести [16, 17, 19–22]:

– концепцію небезпечного руйнування, згідно з якою припускають утворення тріщин у силових елементах конструкцій до закінчення встановленого ресурсу за умови виявлення і відбраковування пошкоджених вузлів і деталей;

– концепцію допустимого пошкодження (практикується з 70-х років минулого століття), яка не виключає наявність дефектів матеріалу авіаційних вузлів у момент початку їх експлуатації за умови їх виявлення методами НК на докритичній стадії розвитку.

Типові завдання для реалізації цих концепцій полягають у визначенні критичних зон авіаційних конструкцій з метою встановлення кількісних характеристик очікуваних дефектів, обґрунтованому виборі методів контролю для своєчасного пошуку і спостереження за параметрами цих дефектів і розробці відповідних програм НК. До критичних зон відносять ділянки конструкції, на яких за розрахунками і результатами випробувань діють високі напруження і передбачається поява тріщин. На основі випробувань на втому встановлюють початковий розмір дефекту a_0, тобто вихідного допустимого дефекту, від якого починається пошкодження конструкції в експлуатації. За результатами попередніх аналітичних розрахунків та випробувань в умовах, що імітують експлуатаційні навантаження, встановлюють критичний розмір a_c пошкоди в кожному силовому елементі конструкції і визначають залишкову міцність або циклічну живучість пошкодженої конструкції.

Наступний важливий етап – визначення місць, часу і шляхів проведення перевірки стану авіаконструкцій методами НК. Для вибору методу НК бажано мати кількісну оцінку надійності конкретного методу і засобів, які повинні забезпечувати ймовірність виявлення дефектів не нижче 90% за ймовірності довіри 95%. Однак на практиці методи НК часто вибирають на основі суб'єктивних інженерних підходів і досвіду. Для розробки програми НК необхідно визначити граничне напрацювання N_0, з досягненням якого подальша експлуатація конструкції можлива тільки за умови періодичного НК, і встановити періодичність контролю $\Delta N_{\text{НК}}$, для розрахунку якої необхідно визначити час росту тріщини від початкового розміру a_0 до критичного a_c з урахуваннями дії експлуатаційних навантажень і прийнятого коефіцієнта запасу.

Можливість експлуатації авіаційної конструкції після появи в ній дефектів передбачена модифікованим варіантом концепції допустимої пошкоди. Це

ставить нові вимоги до методів та засобів НК, так як необхідно не тільки виявляти дефекти, а й оцінювати їх параметри. Реалізація концепції допустимого ресурсу передбачає достатньо довгий період росту тріщини від початкового розміру a_0 (визначається чутливістю засобів НК) до критичного a_c (визначається характеристиками пошкодженої конструкції), тобто треба забезпечити достатньо велику живучість ΔN конструкції. При цьому вона повинна відповідати двом (згідно з нормативами США) або трьом (згідно з нормативами Великобританії) інтервалам напрацювань між послідовними перевірками стану конструкції. За вказаними вимогами встановлюють коефіцієнт запасу, який враховує, зокрема, можливість пропуску оператором дефекту, що перевищує встановлений початковий розмір a_0. Величина a_0 пов'язана з порогом чутливості засобів НК. Зі збільшенням розміру початкового дефекту одночасно підвищується ймовірність його виявлення, тому величину a_0 можна розглядати як функцію заданої ймовірності виявлення дефекту. Обумовлений порогом чутливості засобів НК початковий розмір дефекту доцільно замінити бракувальним розміром $a_б$, який значно перевищує розмір a_0 і може бути виявлений з високою ймовірністю. За такого підходу тільки літаки з тріщинами розміром більше $a_б$ не допускаються до польотів.

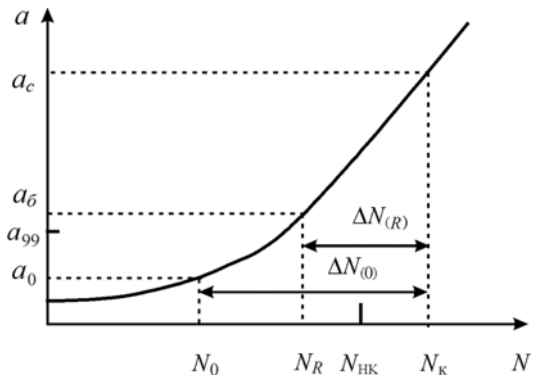


Рис. 6.1. Параметри НК під час оцінки технічного стану авіаційних конструкцій

Під час визначення бракувального розміру дефекту $a_б$ необхідно виконати такі вимоги (рис. 6.1):

– розмір $a_б$ повинен бути значно меншим від критичного a_c, так як в іншому випадку необхідні часті перевірки конструкцій;

– розмір $a_б$ повинен перевищувати розмір дефекту a_{99}, який виявляють засобами НК з ймовірністю 99%.

У зарубіжній практиці значення a_{99} іноді визначають за експериментальними залежностями ймовірності виявлення тріщини від її розміру (в англомовній літературі такі залежності названо POD-кривими від "Probability of Detection"). Але їх побудова потребує великої кількості зразків з дефектами різного розміру, тому на практиці цей розмір частіше визначають шляхом експертних оцінок на основі існуючого досвіду.

Загалом для реалізації концепції допустимого пошкодження за критерієм "бракувальний розмір тріщини" необхідно:

1) оцінити швидкість росту дефекту на контрольованих деталях;

2) забезпечити повільний ріст тріщини в умовах експлуатації вибором відповідного матеріалу деталей та застосуванням силового резервування.

Метод НК і періодичність перевірок встановлюють, виходячи із умови надійного виявлення пошкод на докритичній стадії. Періодичність перевірок залежить від методу НК, оскільки він визначає початковий розмір дефекту a_0. У свою чергу величина a_0 впливає на оцінку живучості конструкцій ΔN, яку можна встановити в годинах нальоту або кількості польотів. Під час запланованих перевірок випадки виявлення дефектів нечасті, що пояснюють закладеною під час конструювання малою ймовірністю їх утворення. Це викликає сумніви в необхідності НК і хибні тенденції до збільшення інтервалів між перевірками, що протирічить факту зростання ймовірності утворення тріщин втоми з ростом часу експлуатації АТ. Обґрунтованіший підхід, за якого можна встановити граничне напрацювання, до досягнення якого конструкції можуть експлуатуватися без НК, а доцільність такого контролю не викликає сумнівів.

Якщо час росту тріщини від початкового розміру a_0 до критичного a_c (живучість конструкцій) дорівнює ΔN, то напрацювання $\Delta N_{\text{НК1}}$ до першої перевірки від деякого початкового напрацювання N_0 буде:

$$\Delta N_{\text{НК1}} = \frac{\Delta N}{F_S}, \tag{6.1}$$

де F_S – коефіцієнт запасу (надійності), який вибирають подібно, як за періодичного НК. Він враховує розсіювання значень швидкості росту тріщини за рівних умов навантаження (коефіцієнт F_{SC}), а також можливість пропуску під час контролю дефекту, розмір якого перевищує бракувальний розмір (коефіцієнт F_{SI}):

$$F_S = F_{SC} \cdot F_{SI}. \tag{6.2}$$

Вважають недоцільним рекомендувати якесь єдине значення коефіцієнта F_S незалежно від умов експлуатації та НК. Його визначають у межах $2 \le F_S \le 3$, щоб забезпечити надійне виявлення деталей з тріщинами, більшими за встановлений бракувальний розмір $a_{\text{б}}$.

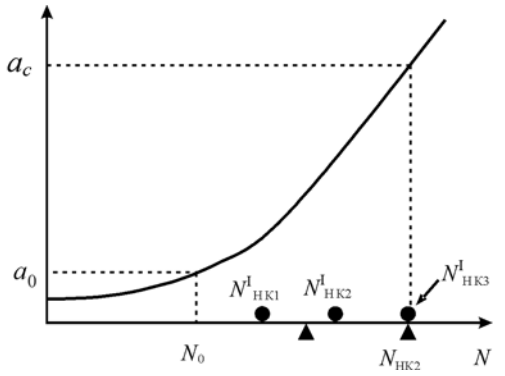


Рис. 6.2. Визначення напрацювання $N_{\text{НК}i}$, за якого проводиться i-та перевірка:
● – згідно з вимогами Великобританії,
▲ – згідно з вимогами США

Таким чином, повний ресурс літака умовно поділяють на два етапи: експлуатація за принципом безпечного ресурсу без НК; експлуатація за принципом допустимого пошкодження з періодичними перевірками в умовах, коли ймовірність утворення дефектів достатньо велика. Для визначення програми виконання НК необхідно знати значення a_0, a_c, N_0, $N_{\text{к}}$, ΔN та F_{S}, де N_0 і $N_{\text{к}}$ – напрацювання в годинах нальоту або кількість польотів, коли очікують утворення тріщин розмірами a_0 і a_c (рис. 6.1). Тоді напрацювання $N_{\text{НК1}}$ і $N_{\text{НК2}}$ до першої і другої перевірок (рис 6.2) такі:

$$N_{НК1} = N_0 + \Delta N / F_S \quad \text{і} \quad N_{НК2} = N_{НК1} + \Delta N / F_S , \tag{6.3}$$

де $\Delta N_{НК} = \Delta N / F_S$ – інтервал перед перевірками (періодичність НК).

Розглянуті підходи підвищують ефективність використання концепції допустимого ресурсу завдяки зменшенню витрат на НК на початковому етапі експлуатації літака, а також результативність перевірок, оскільки ймовірність утворення тріщин на другому етапі експлуатації більша. Перший досвід реалізації концепції допустимого пошкодження для забезпечення надійної експлуатації за великого напрацювання набутий ВПС США для парку літаків типу С-5.

6.1.3. Дефекти конструкцій та оптимальні методи їх виявлення

Загалом під дефектом розуміють кожну окрему невідповідність виробу вимогам, встановленим у технічній та нормативній документації. За такого трактування дефектами можуть бути несуцільності матеріалу, відхилення фізико-механічних властивостей і структури матеріалу або її неоднорідність, відхилення розмірів (зокрема, товщини) тощо. Незалежно від типу дефекти згідно з ГОСТ 15476-79 розділяють на види за ступенем їх впливу: критичні, значні та незначні. Очевидно, що дефекти одного типу і розміру можуть належати до дефектів різного виду залежно від умов та режиму експлуатації виробу. Наприклад, пору діаметром 2 мм у стиковому з'єднанні резервуару для води відносять до незначних дефектів, а таку ж саму за розміром у зварному шві завтовшки 6 мм в оболонці, що працює під тиском 0,8 МПа, – вже до критичного.

В авіації прийнята жорсткіша градація видів дефектів: усі дефекти за потенційною небезпекою розділяють на допустимі та недопустимі. До останніх відносяться критичні, а іноді й значні дефекти. За часом виникнення їх можна розділити на виробничі та експлуатаційні. До виробничих належать металургійні і технологічні, пов'язані, зокрема, зі штампуванням, рихтуванням, зміцненням поверхні, механічною обробкою. До експлуатаційних відносять такі, що утворилися вже після виготовлення виробу: зминання, подряпини, забоїни, тріщини, корозійні пошкоди, порушення лакофарбового покриття тощо.

Застосовуючи НК, інформацію про дефекти отримують за непрямими ознаками, які властиві даному методу чи даному виду дефектів. Наприклад, під час вимірювання товщини оболонки ультразвуковим основною ознакою товщини є час проходження ультразвуку у матеріалі деталі. За відомої швидкості проходження ультразвукових коливань у даному матеріалі на даній частоті можна розрахувати товщину. Під час контролю для кожного дефекту незалежно від виду або типу можна визначити конкретний характеристичний параметр. Наприклад, співвідношення глибини дефекту до товщини деталі для радіографії або еквівалентну площу дефекту за ультразвукової дефектоскопії.

Вибір методу та засобів НК залежить від типу та параметрів дефектів, параметрів контрольованого об'єкта та умов його обстеження. Під параметрами

дефектів мають на увазі їх характеристики, які важливі щодо контролепридатності того чи іншого методу НК: форма, протяжність, глибина (глибина залягання від поверхні), величина розкриття (для тріщин), площа дефекту тощо.

Нижче (табл. 6.1) наведено основні види дефектів АТ та найефективніші методи НК для їх виявлення. Придатність методу НК залежно від матеріалу та умов контролю можна проаналізувати, користуючись табл. 6.2.

Таблиця 6.1

Можливість застосування методів НК залежно від характеру дефекту

Дефекти	Метод НК							
	ультразвуковий	вихрострумовий	магнітний	імпедансний	рентгенографічний	капілярний (люмінесцентний)	капілярний (кольоровий)	візуально-оптичний
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Виливання								
Шлакові включення	+	+	–	–	+	–	–	–
Усадочні раковини (внутрішні)	+	–	–	–	+	–	–	–
Усадочні раковини	–	–	±	–	+	±	–	+
Пористість	±	–	–	–	+	–	–	–
Тріщини	±	+	+	–	±	+	±	±
Обробка тиском								
Внутрішні тріщини, здеформовані тиском металургійні дефекти	+	–	–	–	±	–	–	–
Поверхневі тріщини	±	+	+	–	–	+	+	±
Розшарування	+	–	–	–	–	–	–	–
Волосовини	–	–	±	–	–	±	±	±
Закови, вальцювання	±	–	+	–	–	±	±	+
Зминання	–	–	–	–	–	–	–	+
Риски	±	–	±	–	–	±	±	+
Термічна обробка								
Перепал	–	+	+	–	–	–	–	±
Тріщини термічні	±	+	+	–	–	+	+	±
Тріщини водневі	±	+	+	–	–	±	±	–
Механічна обробка								
Тріщини після шліфування	–	+	+	–	±	±	±	+
Дефекти після нарізання різьби	–	+	+	–	–	+	+	±

Продовження табл. 6.1

1	2	3	4	5	6	7	8	9
Композиційні матеріали								
Розшарування та непроклеювання в конструкціях зі стільниковим, трубчастим ,та комірчастим наповнювачами	±	+	–	+	–	–	–	±
Тріщини деталей із полімерних композиційних матеріалів (ПКМ), що виходять на поверхню	±	±	–	–	±	±	±	+
Тріщини металічних обшивок конструкцій з заповнювачем, що виходять на поверхню	±	±	±	–	+	±	+	+
Пробоїни, зминання, випучення обшивки	–	–	–	–	–	–	–	+
Вода всередині конструкцій з наповнювачем	±	–	–	±	+	–	–	–
Пори та раковини в монолітних конструкціях із ПКМ	±	–	–	–	+	–	–	–
Розшарування в монолітних конструкціях із ПКМ	+	+	–	+	–	–	–	–
Непроклеювання в конструкціях типу “лист + лист”	+	–	–	+	–	–	–	–
Електрообігрівальні конструкції	–	+	–	+	+	–	–	–
Монтаж								
Зазори, взаємне розташування, правильність розташування внутрішніх елементів конструкцій	–	±	–	–	+	–	–	–
Експлуатація								
Втомні тріщини	+	+	+	–	+	–	±	±
Корозія поверхнева глибиною до 0,2 мм	–	+	–	–	–	–	±	+
Корозія поверхнева глибиною більше 0,2 мм	+	+	+	–	±	–	±	+
Корозія елементів конструкцій товщиною до 1,5 мм	±	+	+	–	±	–	±	+
Корозія сталевих виробів	+	±	–	–	±	±	±	+
Корозія розшарувальна	+	+	±	–	±	–	–	±
Корозія міжкристалітна	±	+	+	–	±	–	±	±
Корозія виразкова	–	–	±	–	+	–	–	+
Механічні пошкоди (пробоїни, риски, вминання тощо)	–	±	–	–	–	–	–	+

Таблиця 6.2

Придатність методів НК

Характеристика матеріалу (виробу), що контролюють, і умов контролю	Метод НК							
	ультразвуковий	вихрострумовий	магнітний	імпедансний	рентгенографічний	капілярний, (люмінесцентн)	капілярний (кольоровий)	візуально-оптичний
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Матеріал								
Магнітні сталі	+	+	+	–	+	±	±	+
Немагнітні сталі	+	+	–	–	+	+	+	+
Алюмінієві сплави	+	+	–	–	+	±	+	+
Титанові сплави	+	+	–	–	+	+	+	+
Магнієві сплави	±	+	–	–	+	+	±	+
Композиційні матеріали	±	±	–	+	+	–	±	±
Форма об’єкта контролю								
Проста	+	+	+	+	+	+	+	+
Складна	–	+	±	–	–	+	+	+
Умови доступу до об’єкта контролю								
Односторонній	±	+	+	±	–	+	+	+
Двосторонній	+	+	+	+	+	+	+	+
Необхідність підготовчих робіт								
Контроль без демонтажу деталі	±	+	+	+	±	–	±	+
Контроль без видалення ЛФП	±	±	±	+	+	–	–	±
Контроль без очищення, прожарювання деталі	+	+	+	+	+	–	–	–
Контроль за типовими методиками, без виготовлення зразків	–	+	+	+	±	+	+	+
Оперативність отримання результатів контролю	+	+	+	+	–	–	±	+
Мінімальна тривалість контролю, хв	15	5	30	5	240	180	90	5
Шорсткість контрольованої поверхні R_a, мкм								
3, 2 і менша	+	+	+	+	+	+	+	+
10 і менша	–	+	+	+	+	+	–	+
100 і менша	–	±	–	–	+	+	–	+

Продовження табл. 6.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9
Розташування дефекту								
На поверхні	+	+	+	–	+	+	+	+
У підповерхневому шарі	+	+	+	+	+	–	–	–
На глибині	+	±	–	±	+	–	–	–
Наскрізний	+	+	+	–	+	+	+	+
Умови контролю								
Виробництво	+	+	+	+	+	+	+	+
Експлуатація	±	+	+	+	+	–	±	+
Ремонт	±	+	+	+	+	+	+	+

6.1.4. Загальні вимоги до дефектоскопічної технологічності та контролепридатності конструкцій

Незалежно від особливостей використання конкретного методу НК слід визначити ряд загальних для всіх методів вимог щодо дефектоскопічної технологічності [23]. Виконуючи ці вимоги, можна скоротити терміни та вартість запуску виробів в серійне виробництво, зменшити витрати на наступне доопрацювання, забезпечити безаварійну експлуатацію виробів. Загальні вимоги до дефектоскопічної технологічності та контролепридатності, що висувають до деталей та складальних вузлів конструкцій АТ, такі:

1. Конструкцію вважають нетехнологічною та неконтролепридатною, якщо для її контролю не можна застосувати жоден із існуючих методів НК. Для збільшення надійності виявлення можливих дефектів під час проектування виробів перевагу слід віддавати таким конструкторським рішенням, за якими можна використовувати найбільшу кількість методів контролю.

2. Контролепридатність слід оцінювати з моменту вибору матеріалу для конструкції. Перевагу треба віддавати матеріалам, для яких можна застосовувати найбільше методів контролю.

3. Матеріал, габарити та форма деталей, шорсткість поверхонь та захисні покриття повинні забезпечувати можливість НК одним або декількома методами за оптимальними, щодо чутливості до дефектів, методиками або схемами. Для кожного з методів НК існують специфічні вимоги для забезпечення доступу оператора-дефектоскопіста до контрольованої ділянки з засобами отримання первинної інформації (первинними перетворювачами, рентгенівською плівкою, дефектоскопічними матеріалами тощо). Ці вимоги розглянуто нижче детальніше.

4. На контролепридатність конструкцій впливають також характер та режими технологічного процесу її виготовлення. Вибирати раціональну технологію виготовлення деталей треба, забезпечуючи найменшу трудомісткість та вартість контролю за достатньої надійності виявлення технологічних дефектів.

5. На етапі проектування необхідно вибирати обґрунтовані розміри допустимих дефектів конструкцій. Маючи їх, можна вибрати найбільш ефективний та економічно доцільний метод НК.

У більшості випадків різні дефекти вдається виявити одним з вище названих методів НК. Однак через різноманітність фізико-механічних властивостей матеріалів, конструктивні особливості деталей та технологічних процесів їх виготовлення інколи потрібний комплекс взаємодоповнювальних методів НК. Комплексний НК використовують, коли:

- необхідно виявити в контрольованих виробах різні за характером, формою, розміром та розташуванням внутрішні та зовнішні дефекти;
- впроваджують нові матеріали, види нероз'ємних з'єднань та виробів;
- впроваджують нові, ефективніші методи НК;
- виникають сумніви у вірогідності та повноті результатів, що отримані під час НК одним методом;
- візуалізують дефекти, виявлені вихрострумовим, ультразвуковим або рентгенівським методами.

Для забезпечення контролепридатності до конструкції ставлять такі вимоги:

- інструментальна доступність контрольованих зон повинна бути забезпечена за мінімального об'єму демонтажних робіт та незначних витрат часу на підготовку до контролю та його проведення;
- контрольовані деталі повинні мати відповідні характеристики (марка матеріалу, структура, електропровідність, магнітні та інші фізичні властивості; фізичні та хімічні властивості захисних покриттів; чистота обробки поверхонь тощо), які уможливлюють використання того чи іншого методу НК з урахуванням його особливостей та обмежень;
- за наявності декількох рівноцінних конструкторських рішень перевагу слід віддавати тому з них, яке не потребує розробки та впровадження нових методів та засобів НК.

Інструментальна доступність конструкції – це властивість виробу, що забезпечує вільний доступ засобів НК до поверхні контролю під час випробувань, технічного обслуговування, експлуатації та ремонту АТ, тобто він повинен бути достатнім для огляду зони контролю, сканування по поверхні деталі перетворювачами (давачами), встановлення на поверхні деталі засобів контролю тощо. Для контролю силових елементів конструкцій, особливо в місцях найімовірнішого виникнення дефектів, рекомендують не проектувати закриті, недоступні для огляду місця. Тому конструктори в таких випадках передбачають експлуатаційні люки (для безпосереднього доступу або оглядові), вирізи, знімні або відкидні панелі тощо. Якщо неможливо створити вузол контролепридатним (інструментально доступним), радять спроектувати його так, щоб повністю уникнути можливості небезпечного для літака руйнування в межах встановленого терміну служби та ресурсу. Для створення доступу до елементів конструкцій слід виконати такі вимоги:

- конструкція люків повинна забезпечувати безперешкодний доступ до контрольованих елементів конструкції, враховувати розміри зони контролю та глибину її розташування від поверхні доступу, габарити апаратури або давачів, розміри руки або тіла операторів;
- для нагляду за контролем розміри люка треба збільшити відносно мінімальних або в конструкції передбачити для цього спеціальне оглядове вікно.

Основні вимоги до конструкцій люків наведені в ОСТ 1 0771-75 “Люки эксплуатационные. Типы и основные параметры, технические требования». Мінімальні розміри оглядових люків для контролю різними методами НК подано в табл. 6.3.

Таблиця 6.3

Розміри оглядових люків

Метод НК	Габарити люка, мм
Візуальний огляд (зовнішня підсвітка)	100 × 100
Оптичний (зовнішня підсвітка)	200 × 150
Оптичний (внутрішня підсвітка)	220 × 180
Вихрострумовий	220 × 180
Акустичний ультразвуковий	220 × 180
Акустичний імпедансний	180 × 150
Магнітопорошковий	350 × 200
Проникних речовин	220 × 180
Рентгенографічний	350 × 200

6.2. ОСНОВНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТА ОСОБЛИВОСТІ МЕТОДІВ НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ

Розглянемо найбільш розповсюджені методи неруйнівного контролю АТ.

6.2.1. Радіографічний метод

Радіографічний метод (умовно РГ) – один з варіантів радіаційного контролю, за якого радіаційне зображення контрольованої деталі реєструється на радіографічну плівку [24–26]. Він широко розповсюджений завдяки високій чутливості.

***Призначення**:* контроль виливок, зварних та паяних з’єднань, зібраних вузлів, механізмів, геометрії.

Основні типи дефектів, що виявляють: внутрішні та поверхневі тріщини, непровари, пори, раковини, включення, підрізи, корозійні пошкоди, порушення складання, відхилення геометрії, руйнування внутрішніх елементів (у тому числі багатошарових вузлів) тощо.

Чутливість. Мінімальна глибина тріщин, що виявляють, становить 2...3% товщини матеріалу виробу, що просвічують. Найменша ширина розкриття тріщин, що виявляються, в металевих конструкціях завтовшки до 40 мм приблизно 0,1 мм. Загалом розмір дефектів, який можна виявити цим методом, залежить від низки факторів, зокрема матеріалу, форми та товщини виробу в зоні просвічування; форми, характеру та орієнтації дефекту; вибраної жорсткості випромінювання; дії розсіяного випромінювання; типу плівки; захисних або підсилювальних екранів.

Особливості та обмеження методу, вимоги до підготовки поверхні. Метод потребує двостороннього доступу до зони контролю. Для виявлення тріщин і непроварів напрямок просвічування повинен збігатися (або бути близьким) з площиною розкриття дефекту. Зміни товщини, елементи кріплення, зазори між деталями тощо, які розташовані між джерелом випромінювання та просвітлювальною ділянкою, зменшують чутливість контролю. Граничні значення товщини контрольованих деталей за жорсткості випромінювання 250 кв такі:

– для алюмінієвих сплавів 112 мм;
– для титанових 57 мм;
– для сталей 27 мм;
– для магнієвих сплавів 200 мм.

До недоліків РГ методу можна віднести громіздкість та складність застосовуваної апаратури, низьку потужність та можливість маневрування під час контролю в цехових та аеродромних умовах, велику тривалість та високу собівартість робіт (великі витрати пов’язані з ціною якісної рентгенівської плівки та фотохімікатів), незручність через необхідність обробляти плівку в темряві. Ще один недолік – шкідливе для організму людини випромінювання, необхідність обладнання для відповідного захисту і забезпечення гарантованого дотримання правил радіаційної безпеки.

Основна нормативна документація.

1. ГОСТ 20426-82. Контроль неразрушающий. Радиационные методы дефектоскопии. Область применения.

2. ГОСТ 7512-82. Контроль неразрушающий. Сварные соединения. Радиографический метод.

3. ГОСТ 23053. Классификация сварных соединений по результатам радиографического контроля.

4. ДСТУ EN 462-1-2001. Неруйнівний контроль. Якість зображення радіографічних знімків. Частина 1. Індикатори якості зображення дротяного типу. Визначення показника якості зображення.

5. ДСТУ EN 462-2-2001. Неруйнівний контроль. Якість зображення радіографічних знімків. Частина 2. Індикатори якості зображення ступінчастого типу. Визначення показника якості зображення.

6. ДСТУ EN 462-4-2001. Неруйнівний контроль. Якість зображення радіографічних знімків. Частина 4. Експериментальне визначення показників якості зображення і таблиць якості зображення.

7. ДСТУ EN 462-5-2001. Неруйнівний контроль. Якість зображення радіографічних знімків. Частина 5. Індикатори якості зображення двупроволочного типу. Визначення показника нерізкості зображення.

8. ДСТУ EN 584-1-2001. Неруйнівний контроль. Промислові радіографічні плівки. Частина 1. Класифікація систем плівок для промислової радіографії.

9. ДСТУ EN 584-2-2001. Неруйнівний контроль. Промислові радіографічні плівки. Частина 2. Контроль обробки плівок за допомогою опорних величин.

Засоби РГ контролю. Для радіаційної дефектоскопії використовують рентгенівські апарати, які складаються з рентгенівського випромінювача, пристрою живлення та пульту управління, а також безперервної дії і імпульсні [8]. Їх поділяють на моноблочні, в яких рентгенівська трубка і високовольтний трансформатор змонтовані в єдиний блок, і кабельні (табл. 6.4). До перших відносяться низьковольтні портативні апарати (рис. 6.3) для роботи в польових і аеродромних умовах (наприклад, РУП-120-5, РУП-160-6П, РУП-200-5, РУП-200-5Н, РАП-300-5Н) і стаціонарні високовольтні (наприклад, РУП-400-5). Перша цифра в назві показує максимальну напругу на трубці в кіловольтах, друга – струм трубки в міліамперах. Рентгенівські апарати кабельного типу (наприклад, РУП-150-10, РУП-150/300-10, РАП-150-7, РАП-150/300-01) використовують переважно для роботи в цехових та лабораторних умовах.

Таблиця 6.4

Технічні дані сучасних зарубіжних переносних рентгенівських апаратів безперервної дії

Модель	Діапазон напруг, кВ	Час просвічування, хв	Маса, кг		Діапазон струму, мА	Максим. потужність, Вт	Розмір фокусної плями, мм
			випромінювач	пульт			
1	2	3	4	5	6	7	8
РАТМИР-180	50...180	1,2	15	11	0,5...5,0	800	2×2
РАТМИР-190	50...190	1,1	15	11	0,5...5,0	900	2×2
РАП 90-5	30...90	–	4,7	5,4	0,2...5	360	1,2×1,2
РАП 160-5	40...160	–	16	8	0,4...5	600	1,2×1,2
РАП 220-5	50...220	2	30	10	0,5...5	1100	2×2
РАП 300-5	70...300	12	40	11	0,7...5	1500	2,5×2,5
LPX200							

Продовження табл. 6.4

1	2	3	4	5	6	7	8
ERESCO 42 MF2	5...200	0,6	24	13	0,5...10	900	1,5×1,5
ERESCO 42 MF-W2	5...200	0,6	21	13	0,5...10	900	1,5×1,5
ERESCO 60 MF2	5...275	3,8	43	13	0,5...6	900	1,5×1,5
ERESCO 65 MF2	5...300	3,8	43	13	0,5...6	900	1,5×1,5
ERESCO 65 MF2L	5...300	3,8	32	13	0,5...6	900	1,5×1,5
SMART 160E/0,4	10...160		23	10,5	2...6	640	0,4
SMART 160E/1,5	10...160		23	10,5	2...6	960	1,5
SMART 200	60...200	0,7	26,5	11,3	0,5...4,5	900	1,5
SMART 225X	25...225	0,7	27,8	11,3	0,5...4	900	1,5
SMART 300HP	50...300	4	33	11,3	0,5...3	900	1,5

Для контролю виробів товщиною до 30 мм придатні імпульсні рентгенівські апарати типу НОРА, МИРА та РАДАН. Вони особливо ефективні для контролю важкодоступних місць авіаційних конструкцій завдяки невеликим розмірам і масі рентгенівського випромінювача.

Для реєстрації рентгенівського випромінювання застосовують переважно радіографічні плівки, якість і параметри яких значною мірою визначають чутливість радіографічного контролю [26]. В Україні найчастіше використовують плівки КОДАК ИНДАСТРЕКС (фірма КОДАК, США–Франція), АГФА СТРУКТУРІКС (фірма АГФА-Геварт, Бельгія), ФУДЖІ (фірма Фуджіфільм, Японія), плівки серії РТ (ВО “СВЕМА”, Шостка, Україна), ФОМА-ДУКС/ ІНДУКС (фірма ФОМА-Богеміа, Чехія).



Рис. 6.3. Контроль обшивки за допомогою переносного рентгенівського дефектоскопа

Для уніфікації методів визначення рівня якості зображення під час РГ контролю з урахуванням європейської практики розроблено та введено стандарти серії ДСТУ EN 462. Вони передбачають, зокрема, імітацію дефектів за допомогою спеціальних еталонів, наприклад, дротяного або ступінчастого, які прості за конструкцією і не спотворюють знімка, а також описують метод визначення якості зображення [27]. Індикатори зображення дротяного типу складаються із комплекту 19 прямолінійних дротів різного діаметра. Матеріал дроту має бути, по можливості, близьким за коефіцієнтом поглинання до матеріалу контрольованого виробу. Номер найтоншого дроту, зображення якого можна побачити на знімку, відповідає показнику якості радіографічного зображення. За допомогою дводротяних еталонів визначають показник нерізкості зображення.

Останнім часом все ширше застосовують системи рентгенівського телебачення. Вони економічно вигідніші, оскільки зменшують витрати на дорогу рентгенівську плівку та усувають операції її обробки, а також підвищують продуктивність контролю. В стандартну систему рентгенівського телебачення входять джерело рентгенівського випромінювання, рентгено-оптичний перетворювач і блок візуалізації [28].

6.2.2. Ультразвукова дефектоскопія

Ультразвукова дефектоскопія елементів АТ найчастіше базується на методі відбитого випромінювання, що побудований на посиланні в контрольований виріб ультразвукових хвиль з подальшою реєстрацією амплітуди та часу приходу відбитих від дефекту коливань (імпульсів).

Призначення: контроль напівфабрикатів (поковок, штамповок, плит, профілів тощо), заготовок деталей із сплавів з дрібнозернистою структурою і товщиною в напрямку прозвучування від 10 до 500 мм; контроль елементів конструкції літака в експлуатації для виявлення втомних та корозійних дефектів, що розташовані на поверхнях, до яких немає безпосереднього доступу для контролю іншими методами НК, а також коли демонтаж вузла для контролю іншими методами неможливий. Важливою перевагою методу є можливість виявлення дефектів за одностороннього доступу до виробу, в тому числі дефектів на великій глибині і тих, що виходять на недоступну поверхню.

Основні типи дефектів, що виявляють: внутрішні та поверхневі (пори, раковини, включення тощо), експлуатаційні втомного та корозійного походження.

Чутливість: мінімальна ширина розкриття дефекту 0,01 мм; мінімальна глибина поверхневих тріщин 0,5 мм; мінімальний розмір металургійних дефектів – еквівалентний плоскодонному відбивачу діаметром 1,2 мм.

Особливості та обмеження методу, вимоги до підготовки поверхні. Для передачі ультразвуку від перетворювача в контрольований виріб як контактне середовище використовують акустично прозорі рідини (як правило, тех-

нічні мастила). Надійність контролю та чутливість суттєво залежать від якості акустичного контакту, в першу чергу, від шорсткості поверхні вводу коливань (r_a не більше 6,3 мкм). Поверхню слід очистити від забруднень, пилу, дрібних металевих частинок. Необхідно враховувати, що під час контролю напівфабрикатів та заготовок існують неконтрольовані поверхневі шари матеріалу завтовшки 5…10 мм. Тому розмір заготовок в напрямку прозвучування повинен на 10…20 мм перевищувати розмір деталі. Контроль в експлуатації ультразвуковим методом складний, але в деяких випадках єдино можливий. Він потребує підготовчих робіт, зокрема визначення контролепридатності конструкції, виготовлення настроювальних зразків з імітаторами дефектів різних розмірів, вибору режимів контролю та перетворювачів, розробки методики. Як правило, перед контролем з поверхні деталі треба зняти ЛФП.

Використання ультразвукового методу для деяких жаротривких грубозернистих сплавів може бути обмежене через великий рівень структурних завад внаслідок відбиття акустичної хвилі від меж зерен.

***Основна нормативна документація**:*

1. ГОСТ 2112-75. Прутки и заготовки квадратного и прямоугольного сечения. Ультразвуковой контроль эхо-методом.
2. ГОСТ 21397-81. Контроль неразрушающий. Комплект стандартных образцов для ультразвукового контроля полуфабрикатов и изделий из алюминиевых сплавов. Основные параметры и технические требования.
3. ГОСТ 24507-80. Контроль неразрушающий. Поковки из черных и цветных металлов.
4. ДСТУ EN 583-1-2001. Ультразвуковий контроль. Частина 1. Загальні принципи.
5. ДСТУ 4001-2000 (ISO 2400). Зварні шви на сталі. Зразок для калібрування устаткування ультразвукового контролю.
6. ДСТУ 4002-2000 (ISO 7963). Зварні шви на сталі. Калібрувальний зразок № 2 для ультразвукового контролю зварних швів.
7. ДСТУ 4001-2000 (ISO 2400). Зварні шви на сталі. Зразок для калібрування устаткування ультразвукового контролю.

Засоби ультразвукової дефектоскопії. Серед приладів, які використовували в 70-х роках, в першу чергу слід виділити дефектоскоп ДУК 66-П. Він замінив застарілі прилади типу УДМ-1М та УДМ-3. З початку 80-х років Кишинівський завод “ВОЛНА” (тепер АТ “ІНТРОСКОП”) випускав універсальний ультразвуковий дефектоскоп типу УД2-12, який був одним з найкращих на той час і не поступався за більшістю параметрів зарубіжним аналогам. З кінця 80-х років на ринку з’явилися мікропроцесорні універсальні ультразвукові дефектоскопи, які значно розширили можливості ультразвукової дефектоскопії [29]. До важливої особливості сучасних ультразвукових дефектоскопів слід віднести їх універсальність, завдяки чому можна контролювати матеріали з різними акустичними властивостями. Сьогодні ринок пропонує велику кількість дефектоскопів, порівняльний аналіз яких зроблено в праці [30]. Загальним для більшості сучасних приладів є:

1. Електролюмінісцентний або рідко-кристалічний екран з розмірами (114–146)×(86–67), крім приладу А1212 з екраном 62,7×62,7, існують морозостійкі версії приладів, які працюють до температури –20°С;

2. Режим ЧРЧ (часове регулювання чутливості) в стандартній поставці; динамічний діапазон підсилення від 35 (УДЦ-201П) до 80 дБ (DIO-562);

3. Світлова і/або звукова індикація АСД (автоматична сигналізація дефекту);

4. Режим товщиноміра;

5. Автоматичне і ручне вимірювання параметрів дефектів (тільки приладами DIO-562 та УДЦ-20П можна автоматично вимірювати еквівалентні розміри за залежністю амплітуди сигналу від глибини залягання дефекту для конкретного перетворювача);

6. Можливість підключення до персонального комп'ютера за допомогою інтерфейсу RS 232 (крім приладу А1212-IR).



Рис. 6.4. Ультразвуковий дефектоскоп УД 2-70

Інші основні параметри дефектоскопів загального призначення наведені в табл. 6.5: H_{max} – діапазон зони контролю за дальністю (сталь, поздовжня хвиля) або глибина контролю; частота f – діапазон робочих частот приладу; АДД – динамічний діапазон (глибина регулювання ЧРЧ); ΔA – мінімальний крок регулювання чутливості; F – частота формування зондувальних імпульсів; ΔT – температурний діапазон роботи приладу; А-розгортка або А-скан – зображення сигналу, за якого на екрані по осі Y виведена його амплітуда, а по осі X – час проходження ультразвуку; В-розгортка або В-скан – двовимірне графічне зображення сигналу в прямокутній системі координат, в якій на одній осі відкладають час проходження ультразвуку, а на другій – переміщення перетворювача. Наведена таблиця не претендує на повне висвітлення можливостей та особливостей роботи приладів.

Одним з найкращих сучасних ультразвукових дефектоскопів на ринку України є УД 2-70 (рис. 6.4), розробником та виробником якого є науково-виробнича фірма "Ультракон-Сервіс" (Київ) [31, 32]. Особливостями цього приладу є два незалежні вимірювальні строби і великий об'єм пам'яті, що дає можливість запам'ятовувати 100 різних програм настроювання, 100 зображень екрана та 2000 результатів вимірювань параметрів сигналу; дефектоскоп має режим роботи з АРД-діаграмами.

Таблиця 6.5

Основні параметри ультразвукових дефектоскопів

Параметри	USN-52R	DIO-562	**«ПЕЛЕНГ»**	**А1212**	**УД2-70**	**УДЦ-201П**	**ЕРОСН 4**
H_{max}, м	5,0	7,5	8,0	2,2	5,0	2,4	10.0
Частота f, МГц	0,4 ÷ 10; 0,3 ÷ 4,0; 2 ÷ 8; 3 ÷ 10	0,5 ÷ 20,0	0,1; 0,4; 0,62; 1,25; 1,8; 2,5; 5,0; 10,0	1,0; 1,2; 1,8; 2,5; 5,0; 10,0; 15,0	0,4; 1,25; 1,8; 2,5; 5,0; 10,0	1,25; 1,8; 2,5; 5,0	0.1 ÷ 25.0
Затримка розгортки, мкс	–20 ÷ 3330	0 ÷ 1500	0 ÷ 2500	0 ÷50	0 ÷ 600	0 ÷200	Немає
Затримка нуля, мкс	0 ÷ 1600	0 ÷ 50	0,2 ÷ 80	0 ÷ 25	0 ÷ 100	0 ÷ 50	0 ÷ 350
АДД, дБ	110	80, ± 23,5 дБ в 3-му стробі	80	80	100	90	110
ΔA, дБ	0,1; 0,5; 1,0; 2,0; 6,0	0,1; 0,5; 1,0; 6,0	1,0	1,0	0,5; 1,0; 3…30	1,0; 6,0	0,1; 6,0
F, Гц	56; 113; 226; 452; 905	50 ÷ 5000	75 ÷ 5000	Не менше 10	30; 60; 120; 250; 500; 1000	500	Автоматично
Організація пам’яті	140 настроювань або 140 А-сканів + 2500 вимірів товщини	100 настроювань + 1000 А-сканів + 100 В-сканів + 10 мін. тексту	300 настроювань або 160 А-сканів або 25 В-сканів або 10 відліків	15 настроювань (32 за замовленням) + 200 А-сканів	100 настроювань + 100 А-сканів + 2800 значень глибиноміра	127 настроювань + 64 А-сканів + 64 паспорти ПЕП	9 настроювань + 500 А-сканів або 9 настроювань +10000 значень глибиноміра
В-розгортка	Немає	За часом давача шляху	За часом	Режим «профіль»	Немає	Немає	За вимогою
ΔT, °С	–20 ÷ +55	–10 ÷ +50	–30 ÷ +50	–20 ÷ +45	–20 ÷ +50	0 ÷ +50	–20 ÷ +50
Розміри, мм	250×133×146	185×130×40	190×270×60	235×98×33	245×145×75	255×155×185	280×165×65
Вага, кг	2,7	1,7	2,15	0,8	3,0	4,0	2,6

НВФ “Ультракон-Сервіс»” також постачає первинні п’єзоелектричні перетворювачі (ПП) різного типу, від вибору яких значною мірою залежить успішна робота дефектоскопа для розв’язання конкретної задачі [32]. Дефектоскоп УД 2-70 може комплектуватись широким набором ПП з високим співвідношенням сигнал/шум у зоні контролю за високої чутливості і малої “мертвої зони”.

Для правильного вибору можливостей ПП необхідно знати їх технічні характеристики і особливості розповсюдження ультразвукових коливань. Основна інформація міститься в їх позначенні згідно з ГОСТ 26266-90, в яке входить:

- початкова буква “П” – перетворювач;
- спосіб акустичного контакту з об’єктом контролю (1 – контактний);
- напрямок акустичної осі (1 – прямий, 2 – нахилений);
- спосіб з’єднання перетворювача з електронним блоком (1 – суміщений, 2 – роздільно-суміщений; 3 – комбінований).

Далі вказується робоча частота, наприклад, до дефектоскопа УД 2-70 випускають ПП, що мають стандартний ряд частот: 1,25; 1,8; 2,5; 5; 10 МГц. Що вона вища, то більше загасання ультразвукових коливань в об’єкті контролю, але ці ПП мають більшу роздільну здатність. Тому частоту 1,25 МГц використовують для контролю грубозернистих матеріалів з великим загасанням ультразвукових коливань, а частоту 10 МГц – для виявлення дрібних дефектів на невеликих глибинах. Далі для прямих ПП вказують розмір п’єзоелемента. В описаних ПП використовують п’єзоелементи діаметром 4; 6; 12; 20 мм. За наявності керамічного захисту перед цифрами стоїть буква К. Для нахилених ПП вказують кут введення хвиль. Для контролю поперечними хвилями він може бути 40; 45; 50; 60; 65; 68; 70; 73 градуси. Для нахилених ПП може вказуватись тип корпусу: малогабаритний з буквою М, або мініатюрний – ММ. Останні цифри означають номер модифікації, зокрема ПП, які випускають для УД 2-70, мають модифікацію 003. Всі ПП працюють у широкому діапазоні робочих температур від –10 до 50°С.

Таблиця 6.6

Характеристики нахилених ПП поздовжніх хвиль

Виконання	Діаметр п’єзоелемента, мм	Кут введення, град	Стріла, мм	Ширина діаграми направленості, град	Частота максимуму перетворення, МГц	Габаритні розміри, мм
П121-2,5-α-ПВ-003	12	0÷50	10	10 ± 3	2,5 ± 0,22	30×40×23
П131-2,5 – α_1 і α_2 – ПВ-003	12	0÷50	10	10 ± 3	2,5 ± 0,22	55×36×21
П121-2,5-α-ПВ-РС-003	20,12,8,5	0÷50	–	–	2,5 ± 0,22	

Примітка: α – кут введення ультразвукових коливань у сталь (за замовленням споживача).

Нахилені ПП призначені для збудження і приймання поздовжніх і поперечних хвиль, що розповсюджуються під визначеним кутом до поверхні кон-

трольованого виробу. Нахилені ПП поздовжніх хвиль випускають у трьох виконаннях (табл. 6.6):

– П121-*ƒ*-α-ПВ-003 – у стандартних металевих корпусах;

– П131-*ƒ*- α1 і α2-ПВ-003 – комбіновані на два кути;

– П121-*ƒ*- α-ПВ-РС-003 – в розбірному виконанні.

Нахилені ПП поздовжніх і поперечних хвиль дещо відрізняються (табл. 6.7), хоча в основному подібні (табл. 6.8).

Таблиця 6.7

Порівняльна характеристика ПП поздовжніх і поперечних хвиль

Параметр	ПП поздовжньої хвилі	ПП поперечної хвилі
Кути введення	0°÷50°	40°÷70°
Чутливість до дрібних дефектів	Нижча	Вища
Згасання з відстанню	Менше	Більше

Таблиця 6.8

Параметри і характеристики нахилених ПП поперечних хвиль

Умовне позначення	Діапазон контролю за зразком СО-1 (ГОСТ 14782-86), мм	Кут введення за зразком СО-2 (ГОСТ 14782-86), град	Стріла, мм	Робоча частота, МГц	Відношення С/Ш на глибинах діапазону контролю, мм, не гірше, дБ		Габаритні розміри, мм
					5...10 мм	10...50 мм	
1	2	3	4	5	6	7	8
П121-1,25-40-М-003	5...50	40±2	12	1,25±0,13	10	16	40×23×30
П121-1,25-45-М-003	5...50	45±2	15				
П121-1,25-50-М-003	5...50	50±2	15				
П121-1,25-60-М-003	5...50	60±2	15				
П121-1,25-65-М-003	5...45	65±2	15				
П121-1,8-40-М-003	5...50	40±1,5	10	1,8±0,18	16	20	40×23×30
П121-1,8-45-М-003	5...50	45±1,5	12				
П121-1,8-50-М-003	5...50	50±1,5	12				
П121-1,8-60-М-003	5...50	60±1,5	14				
П121-1,8-65-М-003	5...45	65±2	15				
П121-1,8-68-М-003	5...45	68±2	16				
П121-1,8-70-М-003	5...45	70±2	16				

Продовження табл. 6.8

1	2	3	4	5	6	7	8
П121-2,5-40-М-003	5...50	40±1	10	2,5±0,25	20	20	40×23×30
П121-2,5-45-М-003	5...50	45±1	10				
П121-2,5-50-М-003	5...50	50±1	12				
П121-2,5-60-М-003	5...45	60±1,5	12				
П121-2,5-65-М-003	5...45	65±2	13				
П121-2,5-68-М-003	5...40	68±2	13				
П121-2,5-70-М-003	5...40	70±2	14				
П121-5-40-М-003	5...30	40±1	6	5±0,5	20	20	25×20×20
П121-5-45-М-003	5...30	45±1	6				
П121-5-50-М-003	5...30	50±1,5	7				
П121-5-60-М-003	5...20	60±2	8				
П121-5-65-М-003	5...20	65±2	8				
П121-5-68-М-003	5...15	68±2	8				
П121-5-70-М-003	5...15	70±2	8				
П121-5-73-М-003	5...15	73±2	9				

Призми ПП виконані з оргскла, тому можна контролювати об’єкти з високою шорсткістю, хоча шорсткість поверхні інтенсифікує зношування ПП. Завдяки високій чутливості і відношенню “сигнал–шум” (С/Ш) вдається розв’язати велику кількість практичних задач.

Для контролю якості виробів у важкодоступних місцях використовують мініатюрні ПП, основною особливістю яких є (крім високою чутливості) малі габарити і стріла (табл. 6.9).

Таблиця 6.9

Параметри і характеристики мініатюрних перетворювачів

Умовне позначення	Діапазон контролю за зразком С0-1 (ГОСТ 14782-86), мм	Кут введення за зразком СО-2 (ГОСТ 14782-86), град	Стріла, мм	Робоча частота, МГц	Відношення С/Ш не гірше, дБ	Габаритні розміри, мм
П121-5-50-ММ-003	5...25	50±1,5	6	5±0,5	16	16×8×8
П121-5-65-ММ-003	5...20	65±2	6			
П121-5-70-ММ-003	5...15	70±2	7			

Тонкостінні циліндричні вироби діаметром від 3,5 мм і більше контролюють нахиленими суміщеними ПП з циліндричною робочою поверхнею під стандартні діаметри труб за частоти 5 МГц (табл. 6.10). Стріла ПП дозволяє на кутах нахилу п'єзоелементів 53° і 55° контролювати труби товщиною від 3,5 мм. ПП із кутами нахилу 58° призначені для контролю циліндричних виробів із аустенітних сталей.

Таблиця 6.10

Параметри ПП для контролю тонкостінних циліндричних виробів

Умовне позначення	Діаметр контрольованих труб, мм	Кут призми, град.	Відношення С/Ш, дБ	Габаритні розміри, мм
П121-5-40-dxx-003	25; 28; 30; 32; 36; 38; 42; 45; 48; 50; 57; 60; 76; 83; 89; 102; 108; 114; 133; 159; 219	40	16	25×20×20
П121-5-51-dxx-003		51		
П121-5-53-dxx-003		53		
П121-5-55-dxx-003		55		
П121-5-58-dxx-003		58		

Для контролю зварних з'єднань труб і листів завтовшки 2…3,5 мм суміщені ПП непридатні через реверберaційні шуми в ближній зоні і велику стрілу. Для цього розроблені нахилені роздільно-суміщені ПП [32]. В них використовують дві п'єзопластини: випромінювальну і приймальну. Післязвучання (реверберація) випромінювача не передається на приймач завдяки спеціальному акустичному і електричному екрану. Тому основною перевагою таких ПП є мінімальна "мертва зона", тобто можливість контролю на малих глибинах. П'єзоелементи таких ПП розгорнуті один до одного під малим кутом, щоб діаграми направленості приймальної і випромінювальної пластин перекривались у визначеній зоні. Тому роздільно-суміщені ПП мають нерівномірну чутливість по глибині, яка максимальна в середині діапазону контролю. Крім можливості контролю малих глибин, перевагою таких ПП є високе співвідношення С/Ш, не гірше 16 дБ. Використовують ПП за робочої частоти 5 і 10 МГц, що дозволяє виявляти навіть незначні дефекти на малих глибинах. Кути введення та кути призм, а також діаметри профілю робочої поверхні такі, як для нахилених суміщених ПП. Мала стріла (3,5÷4,5 мм) робить їх зручними для контролю зварних з'єднань із валиком підсилення [32].

Порівняння дефектограм від внутрішньої і зовнішньої зарубки розміром 2×0,8 мм на трубі зі сталі 20 діаметром 32 мм і товщиною стінки 2,5 мм, отриманих суміщеним ПП марки П121-5-53-d32-003 (рис. 6.5–6.7) і роздільно-суміщеним ПП марки П122-10-55-d32-003 (рис. 6.8 і 6.9), показує перевагу останнього за співвідношенням С/Ш, а також перевагу використання робочої частоти 10 МГц.

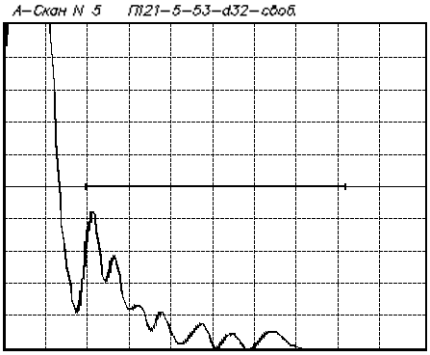


Рис. 6.5. Дефектограма за суміще ного ПП з частотою 5 МГц

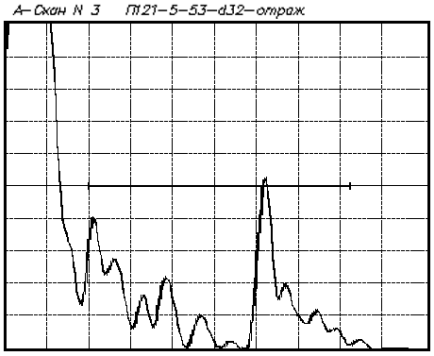


Рис. 6.6. Дефектограма від внутрішнього дефекту за суміщеного ПП з частотою 5 МГц

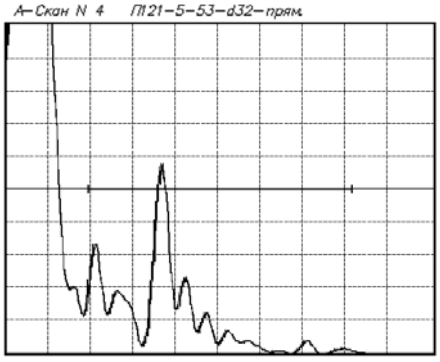


Рис. 6.7. Дефектограма від зовнішнього дефекту за суміщеного ПП з частотою 5 МГц

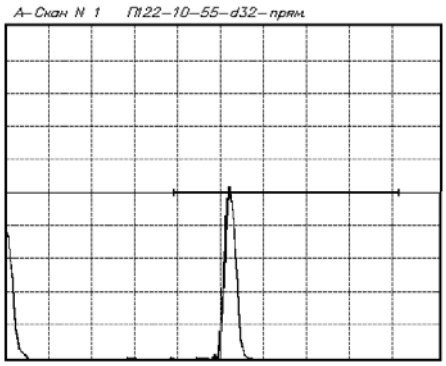


Рис. 6.8. Дефектограма від внутрішнього дефекту за роздільно-суміщеного ПП з частотою 10 МГц

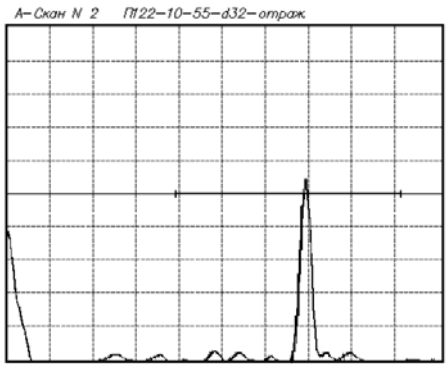


Рис. 6.9. Дефектограма від зовнішнього дефекту за роздільно-суміщеного ПП з частотою 10 МГц

6.2.3. Ультразвукова товщинометрія

Акустичний метод вимірювання товщини базується на визначенні часу проходження прямої та відбитої (від протилежної поверхні) ультразвукової хвилі через переріз виробу.

Призначення: вимірювання товщини металевих деталей і елементів конструкцій за одностороннього доступу.

Основні типи дефектів, що виявляють: відхилення геометричних розмірів контрольованої деталі, визначення залишкової товщини деталі.

Точність вимірювання:

– прецизійних товщиномірів – 0,01...0,05 мм у діапазоні товщин від 0,25 до 350 мм ($R_a \le 1,6$ мкм);

– товщиномірів загального призначення – 0,1...0,2 мм у діапазоні товщин від 1,0 до 350 мм ($R_a \le 2,5$ мкм).

Особливості та обмеження методу, вимоги до підготовки поверхні.

Точність вимірювання товщини визначають параметри шорсткості паралельних поверхонь; діапазон вимірювання товщин; відповідність параметрів настроювальних зразків і контрольованого виробу (швидкість розповсюдження ультразвуку, температура, товщина, шорсткість обох поверхонь у напрямку вимірювань, клиноподібність, радіус кривизни, наявність і товщина ЛФП).

Тому для ультразвукової товщинометрії під час виробництва треба підготувати поверхню деталі (шорсткість $R_a \le 3,2$ мкм, очищення від забруднень); мати настроювальні зразки необхідної товщини, кривизни та шорсткості з того ж самого матеріалу, що і контрольований виріб.

Контроль в експлуатації, щоб виявити корозійні ураження, виконують за спеціально розробленими технологічними картами НК, в яких обумовлено умови контролю, критерії відбракування, вимоги до підготовки деталей, зразків, точності вимірювання, а також описані прилади і перетворювачі.

Основна нормативна документація

ГОСТ 25863-83. Контроль неразрушающий. Толщиномеры ультразвуковые контактные. Общие технические требования.

Засоби ультразвукової товщинометрії. Сьогодні на ринку пропонують велику кількість товщиномірів, які можна умовно віднести до чотирьох класів [30]:

– прості без пам’яті;

– з пам’яттю з цифро-знаковим екраном;

– з В-сканом

– з А-сканом.

Розглянемо спочатку перші три класи приладів, бо за глибоким переконанням автора праці [30] товщиноміри з А-сканом виробництва зарубіжних фірм такі дорогі, що доцільніше купувати дефектоскоп з функцією вимірювання товщини. Усі вони мають вмонтований акумулятор (батарейки) і ін-

дикатор розряду батарей на передній панелі. Сучасні прилади мають функцію виключення екрана через визначений час за відсутності вимірів. Габарити приладів не надто різняться: (94–140) × (63–85) × (24–40) мм за ваги від 200 до 400 г. Робочий діапазон частот 2…10 МГц. Усі прилади оснащені індикатором акустичного контакту. Можливість вимірювання товщини різних матеріалів визначається діапазоном швидкостей ультразвукового поширення.

Товщиноміри без пам'яті. Ці прилади мають рідкокристалічний або світлодіодний цифро-знаковий екран, на якому висвітлюються значення товщини (як правило, чотири порядки). В них відсутнє підсвічення екрана. Інші параметри наведені в табл. 6.11.

Таблиця 6.11

Товщиноміри без пам'яті

Тип приладу	Рік випуску	Діапазон для сталі, мм	Швидкість УЗ, м/с	Роздільна здатність, мм	Діапазон робочих температур, °С	Час роботи (без підзаряджання), год	Вага, кг
УТ-65	до 1990	1,0…200	4000…6500	0,1	–10 … +50	100	0,35
УТ-80М	до 1990	0,8…1000	5930	0,1	–35 … +50	200	0,5
УТ-93П	до 1990	0,6…1000	3000…6400	0,1	–10 … +50	300	0,5
УТ-96	до 1990	0,8…300	3000…6600	0,1	–40 … +50	25	3,5
А1208	2001	0,7…300	1000…9000	0,1	–30 … +50	50	0,2
ТУЗ-2	1999	0,6…300	4000…6500	0,1	–30 … +50	20	0,4
ТАУ326	2002	1,0…200	3000…7500	0,1	–30 … +40	150	0,32
WT-610	2002	0,6…500	500…15000	0,01	–10 … +50	200	0,19

З аналізу табл. 6.11 можна простежити деякі тенденції. Прилади типу УТ мають суттєво менший діапазон швидкостей, тобто менший перелік контрольованих матеріалів. Єдиною їх перевагою є те, що вони записані в багатьох нормативних документах і до них звикли оператори. Сучасні товщиноміри цього класу (WT-610) можуть вимірювати товщину різних матеріалів від берилію (швидкість поздовжніх хвиль 12890 м/с) до поліетилену (1950 м/с) за діапазону контролю до 500 мм з роздільною здатністю 0,01 мм. Товщиномір УТ-93П єдиний вибухобезпечний. Виробники сучасних приладів (А1208, ТУЗ-2, ТАУ326) пішли шляхом зниження температурного порога експлуатації.

Товщиноміри з пам'яттю. Для усіх приладів передбачена можливість підсвічення екрана і роботи з перетворювачами інших виробників; їх роздільна здатність 0,01 мм. Основний діапазон робочих температур –10…+50°С (табл. 6.12), хоча можлива робота при нижчих температурах. Усі прилади мають пам'ять на 1200–40000 вимірювань. Підключення до персонального комп'ютера передбачена через інтерфейс RS 232 для усіх приладів, крім товщиноміра А1209, в якому використовують інфрачервоний порт [30].

Таблиця 6. 12

Товщиноміри з пам'яттю

Тип приладу	Діапазон для сталі, мм	Швидкість УЗ, м/с	Пам'ять вимірювань	Пам'ять конфігурацій	Час роботи без підзаряджання, год
А1209	0,5...300	1000...9999	8000	–	100
ТУЗ-1	0,6...300	1000...9999	2400	–	20
DIO-570	0,8...300	1000...9999	1500	7	8
ВЗЛЕТ УТ	1,0...300	1000...15000	1000	100	8
БУЛАТ-1S	0,4...200	1000...9999	3600	–	20
ТАУ538	1,0...200	3000...7500	2000	–	150
DM 4 DL	0,5...500	1000...9999	5390	–	200
T-Mike E	0,6...500	2000...13000	40000	–	300

У деяких приладах (DIO-570, ВЗЛЕТ УТ) пропонують зручну додаткову функцію – пам'ять конфігурацій, що значно економить час, так як можна викликати потрібну конфігурацію одним натисканням кнопки.

Товщиноміри з В-сканом. Незважаючи на очевидні зручності і переваги під час роботи з товщиномірами цього класу (табл. 6.13), вони дотепер не знайшли широкого застосування на теренах України. Їм властиві такі загальні особливості:

– графічний екран, на якому в режимі В-скану висвітлюється профіль товщини; регульоване підсвічення екрана; час роботи без підзаряджання акумуляторів від 200 до 300 год;
– діапазон робочих температур від –10 до + 50°С;
– можливість підключення до персонального комп'ютера через RS-232; товщиномір WT-630 має пам'ять на 10 конфігурацій.

Таблиця 6.13

Товщиноміри з В-сканом

Тип приладу	Діапазон для сталі, мм	Швидкість УЗ, м/с	Пам'ять вимірювань	Роздільна здатність, мм	Вага, кг
СКАТ-4000	0,6...200	1000...9999	4000	0,05	0,4
T-Mike EL	0,6...500	2000...13000	40000	0,01	0,4
WT-630	0,6...500	500...15000	1500	0,01	0,2

Однак головні переваги цих приладів – у спеціалізованих режимах роботи (табл. 6.14). Проблему об'єму пам'яті можна вирішити, нарощуючи пам'ять самого приладу (T-Mike EL), або роботою в режимі реального часу (WT-630) з використанням пам'яті ПК.

Таблиця 6.14

Режими роботи товщиномірів з В-сканом

Режим	Опис режиму	СКАТ-4000	T-Mike EL	WT-630
АСД	Передбачена світлова і звукова сигналізація, якщо вимірювана товщина виробу виходить за вказані оператором пороги (максимум – мінімум).	Немає	Є	Є
Усереднення	За необхідності визначити однорідність вимірювань на заданій площині можна використати режим усереднення. Прилад автоматично підраховує середнє значення після чотирьох вимірювань. На екрані видно чотири значення і середнє.	Немає	Є	Є
Диференційний	Прилад може показувати додатну або від'ємну різницю від заданого оператором значення.	Немає	Є	Є
Швидке сканування (Fast scan)	Переміщаючи ПП по контрольованій площі, прилад відображує мінімуми товщини зі швидкістю 20 вимірювань в секунду.	Є	Є	Є
Статист. обробка	Прилад показує швидкість УЗ, мінімальне, максимальне і середнє значення отриманих даних.	Є	Є	Є
Реальний час (Real time)	Приймання/передача даних у ПК у режимі реального часу для представлення В-скану.	Немає	Є	Є

Для українського споживача важливою є можливість використати ультразвукові товщиноміри ТУЗ-1 та ТУЗ-2 виробництва НВФ "Ультракон-Сервіс" (Київ), для яких організовано сучасне сервісне обслуговування [33, 34]. Товщиномір ТУЗ-1 (рис. 6.10) з діапазоном вимірювання (по сталі) 0,6…300 мм, роздільною здатністю 0,1 мм, діапазоном швидкості УЗ 0…9999 м/с у діапазоні робочих температур 20…50°С має три режими вимірювання: звичайний; диференційний, коли вимірюють відхилення від заданого розміру; режим сканування, за якого індикують мінімальне значення товщини під час переміщення перетворювача по контрольованій поверхні. Товщиномір має функцію корекції похибки за рахунок V-подібної траєкторії розповсюдження ультразвуку, сигналізує про неприпустимий рівень товщини об'єкта контролю, а також має вмонтовану пам'ять на 2400 вимірювань з виходом на персональний комп'ютер (порт RS232). Він має просту процедуру калібрування, яка досягається за 3–4 операції і для якої потрібно тільки один зразок. Прилад автономно живиться від акумуляторної батареї з контролем ступеня її роз-

ряду. Корпус товщиноміра повністю захищає його від пилу і вологи, що важливо для контролю АТ в умовах аеродромів [33, 34]. Товщиномір ТУЗ-2 дешевший і його випускають для споживача з обмеженим колом задач товщинометрії (рис. 6.11). Його особливістю є автоматична компенсація часу проходження хвилі в призмі ПЕП (калібрування нуля ПЕП) на відміну від приладу ТУЗ-1, в якому нуль давача встановлюють вручну. Якщо в індикаторі приладу ТУЗ-1 використано висококонтрастний рідкокристалічний індикатор з підсвіченням, то в ТУЗ-2 – світлодіодний з високою яскравістю свічення, що дає можливість використовувати його в місцях з недостатнім освітленням або під дією прямого сонячного світла.



Рис. 6.10. Зовнішній вигляд ультразвукового товщиноміра ТУЗ-1 з первинним перетворювачем



Рис. 6.11. Ультразвуковий товщиномір ТУЗ-2

Процедура вимірювань за допомогою ультразвукових товщиномірів з цифровою індикацією має певні недоліки, що пов’язані з:

– нерівностями (наприклад, внаслідок корозії різного типу) протилежної поверхні, що призводить до значного розсіяння і зменшення амплітуди сигналів;

– геометричною непаралельністю стінок, що також зумовлює зменшення амплітуди сигналів;

– захисними покриттями або біметалічними конструкціями, що спричиняє невизначеність їх межі поділу;

– включеннями та розшаруваннями металу, що викликають луно-сигнали, які можна прийняти за сигнали від границь об’єкта контролю [35].

Для вирішення цих проблем створено прилади, які крім цифрового індикатора, забезпечені (як традиційні ультразвукові дефектоскопи) розгорткою типу А (А-скан). Це, зокрема, прилади типу T-scope III фірми StressTel, 36DL PLUS фірми Panametric (США) та прилад DMS2 фірми Крауткремер, Німеччина [35]. До них можна віднести ультразвуковий дефектоскоп-товщиномір типу УД 3-71 (рис. 6.12) вітчизняного виробництва (НВФ “Ультракон-Сервіс”).



Рис. 6.12. Ультразвуковий дефектоскоп-товщиномір типу УД 3-71



Рис. 6.13 . Зовнішній вигляд товщиноміра УТ-04 ЭМА (Дельта) з давачем на контрольованому виробі

Основним недоліком описаних ультразвукових товщиномірів є необхідність працювати з контактною рідиною, що забезпечує проходження ультразвукових хвиль через зазор між ПП і контрольованою поверхнею без втрат. Крім того, їх використання обмежене під час контролю через шар захисного діелектричного покриття (лаки, фарби тощо) або контролю шорстких, покритих іржею або окалиною поверхонь. Тоді застосовують електромагнітноакустичний (ЕМА) метод, що забезпечує безконтактне введення в об'єкт контролю зондувальних та приймання відбитих ультразвукових хвиль. В останні роки для вимірювання товщини виробів із електропровідних матеріалів за одностороннього доступу на підприємствах України і Росії широко застосовують електромагнітноакустичні товщиноміри УТ-04 ЭМА (Дельта), КРМ-Ц-Дельта і ЭМАТ 100 [36, 37]. Товщиномір УТ-04 ЭМА (Дельта), розроблений Харківською науково-виробничою фірмою "Спеціальні наукові розробки" (рис. 6.13), орієнтований на використання як в польових умовах, так і в цехах або лабораторіях підприємств для контролю залишкової товщини виробів та металоконструкцій, в тому числі корозійних уражень.

У товщиномірі УТ-04 ЭМА (Дельта), який має діапазони вимірювання товщини виробів 1…200 мм і робочої температури –20…60°С, використовують ЕМА спосіб збудження і приймання зсувних коливань, коли товщину вимірюють без контактної рідини через повітряний проміжок або неелектропровідне покриття завтовшки до 2 мм. Для реєстрації слабих донних імпульсів тут використовують накопичення луна-сигналів за серію зондувань. Це збільшує амплітуду сигналу не менш ніж на 25 дБ, а співвідношення С/Ш – на 12,5 дБ. Індикатор товщиноміра відтворює лунограму, тобто зондувальний і наступні відбиті донні імпульси, що дозволяє використовувати його як дефектоскоп. У його пам'ять можна заносити і зберігати до 1000 лунограм разом з номером і кодом матеріалу, які можна вивести на комп'ютер. Завдяки рухомому візку

для ЕМА-давача можна отримувати розподіл товщини під час переміщення давача вздовж контрольованого виробу [36].

6.2.4. Імпедансний метод

Імпедансний метод – один з варіантів акустичного виду НК і базується на збудженні в об'єкті контролю пружних коливань та аналізу змін механічного імпедансу (жорсткості) ділянки контрольованого виробу.

***Призначення**:* контроль якості клейових з'єднань конструкцій з металевих та неметалевих композиційних матеріалів, а також багатошарових конструкцій типу "лист–лист".

Основні типи дефектів, що виявляють: внутрішні типу непроклеювання, розшарування обшивки, відшарування обшивки від заповнювача, руйнування або втрати стійкості стільникового наповнювача та інші, що спричиняють локальне зниження жорсткості конструкції.

Чутливість. Оцінюється за діаметром кола, що вписується в межі дефекту і становить від 10 до 30 мм. Мінімальна глибина залягання дефектів 0,15 мм, але не більше 1/2 товщини монолітної конструкції. Максимальна глибина залягання дефектів, що виявляються:

- сумісним перетворювачем – 1,5…2,0 мм, але не більше 1/2 товщини монолітної конструкції;
- роздільно-сумісним перетворювачем – 8…10 мм, але не більше від 2/3 товщини монолітної конструкції.

Максимальна товщина обшивок контролепридатних конструкцій типу "лист–лист" 1,5 мм.

Особливості та обмеження методу, вимоги до підготовки поверхні. Метод не дає інформації про тип дефекту та глибину його залягання, не виявляє тріщини, що розвиваються перпендикулярно поверхні контролю, якщо їх поширення не супроводжується розшаруванням прилеглого матеріалу і, як наслідок, зниженням жорсткості конструкції. Контрольовані поверхні слід очистити від нашарувань пилу та забруднень. Контрольована поверхня не повинна бути шорсткою ($R_a \le 6{,}3$ мкм). Для контролю всього перерізу монолітних деталей використовують суміщені перетворювачі з обох поверхонь деталі. За товщини деталі більше 6 мм застосовують комбінований контроль сумісним та роздільно-сумісним перетворювачами. Для визначення можливості контролю конструкцій, вибору параметрів контролю та перетворювачів, а також для настроювання чутливості необхідно виготовити настроювальні зразки з імітаторами дефектів.

Імпедансним методом виявляють відшарування та непроклеювання між обшивкою та заповнювачем у сотових конструкціях закрилків, стабілізаторів, рулів повороту, інтерцепторів (рис. 6.14), тримерів літаків, а також несучих лопастей та рульових гвинтів вертольотів.



Рис. 6.14 . Контроль стільникової конструкції інтерцептора крила за допомогою імпедансного дефектоскопа ИД-91М фірми АКА, Москва

Основна нормативна документація:

1. Виробнича інструкція ВІАМ: ПИ 1.2.171-81. Контроль многослойных конструкций и изделий из слоистых пластиков акустическим импедансным методом.

2. Виробнича інструкція ВІАМ: ПИ 1.4.1484-85. Контроль многослойных неразъемных соединений конструкций из полимерных композиционных материалов.

Засоби імпедансної дефектоскопії. Для контролю вузлів АТ широко застосовують імпедансні дефектоскопи типу ИАД-3, АД-40И, АД-42, ИД-91М і ДАМИ-С [38–41]. Серед цих розробок найцікавіший сучасний цифровий акустичний прилад ДАМИ-С, в якому реалізовано імпедансний амплітудно-фазовий метод контролю в діапазоні частот 1…40 кГц із застосуванням сухого точкового контакту за одностороннього доступу [40]. Приладом «ДАМИ-С» (рис. 6.15) контролюють клеєні та паяні багатошарові конструкції, а також виявляють зони порушення з'єднання обшивок з внутрішніми елементами стільникових конструкцій різного типу. Він забезпечує нові можливості для реалізації імпедансного методу, зокрема:

– автоматичне настроювання на об'єкті контролю;

– побудову проекції дефекту на контрольовану поверхню у вигляді граничних і повних С-розгорток зображення;

– визначення площі дефекту за допомогою отриманих С-зображень;

– стеження за траєкторією руху перетворювача під час контролю;

– накопичення і зберігання результатів контролю з можливістю наступного їх перезапису в комп'ютер для оформлення звітних документів.



Рис. 6.15. Зовнішній вигляд приладу «ДАМИ-С» з первинними перетворювачами

У приладі реалізовано можливість визначення положення перетворювача під час контролю за допомогою ультразвукового методу, що забезпечує принципово нові можливості обробки даних і форми подання отриманих результатів. У 2002 р. дефектоскоп ДАМИ-С пройшов відомчі випробовування і рекомендований для контролю стільникових конструкцій із полімерних композитних матеріалів агрегатів літаків ИЛ-86, ИЛ-76, ИЛ-96-300, ТУ-204, ТУ-214, Як-42, АН-124 “Руслан” [40].

6.2.5. Магнітопорошкова дефектоскопія

Цей метод побудований на реєстрації розсіяння магнітних полів дефектів за допомогою магнітного порошку, тобто технологія контролю передбачає намагнічування деталі з нанесенням на поверхню зони контролю магнітної суспензії.

Призначення: контроль деталей та вузлів, виготовлених з магнітних сталей (з відносною магнітною проникністю не менш 40), коли шорсткість поверхні R_a не більше 10 мкм.

Основні типи дефектів, що виявляють: поверхневі та підповерхневі тріщини (з глибиною залягання до 1 мм), флокени, волосовини тощо.

Чутливість. Нормується за мінімальним розкриттям умовного дефекту, який становить:

– для рівня чутливості А – 2 мкм (використовують для контролю механічно оброблених поверхонь з шорсткістю R_a до 2,5 мкм);

– для рівня чутливості Б – 10 мкм (для контролю точного литва, зварних з’єднань зі знятим валиком підсилення і шорсткістю поверхні R_a = 2,5–10 мкм);

– для рівня чутливості В – 25 мкм (для контролю литих деталей, штамповок, зварних з’єднань з шорсткістю поверхні R_a = 2,5–10 мкм).

Мінімальна довжина дефектів, що надійно виявляються, сягає 1,0 мм (для рівня чутливості А).

Особливості та обмеження методу, вимоги до підготовки поверхні. Схему та напрямок намагнічування необхідно вибирати з урахуваннями можливої орієнтації тріщин. Виявляти можна тріщини, площина яких орієнтована під кутом 45° відносно напрямку магнітного поля. Заздалегідь необхідно видалити немагнітне покриття з контрольованої зони або деталі (якщо його товщина перевищує 20 мкм), а також забруднення, мастила тощо. Перед цир-

кулярним намагнічуванням, пропускаючи струм через деталь, з місць установлення електричних контактів треба видалити діелектричне покриття. Для підвищення контрасту валика осадження чорного порошку на поверхню темних деталей у зоні контролю можна наносити шар білої фарби завтовшки 5…10 мкм або використовувати червоні магнітні порошки. Після намагнічування, нанесення суспензії та огляду деталь необхідно розмагнітити.

Основна нормативна документація:

1. ГОСТ 21105-87. Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод.
2. ДСТУ EN 1291-2001. Неруйнівний контроль зварних з'єднань. Магнітопорошковий контроль. Метод.
3. ДСТУ EN 1291-2001. Неруйнівний контроль зварних з'єднань. Магнітопорошковий контроль зварних з'єднань. Приймальні критерії.

Засоби магнітопорошкової дефектоскопії. Для магнітопорошкової дефектоскопії використовують три основні типи дефектоскопів [8, 9]:

- універсальні стаціонарні;
- пересувні (переносні і портативні);
- спеціалізовані (стаціонарні і пересувні).

У комплект універсальних або спеціалізованих дефектоскопів можуть входити такі основні вузли:



Рис. 6.16. Магнітопорошковий контроль деталей шасі переносним магнітним дефектоскопом МПД-1

- намагнічувальні пристрої для створення циркулярного, полюсного або комбінованого намагнічування;
- пристрої для установки деталей у положення контролю та підведення до них струму циркулярного намагнічування;
- пристрої для нанесення на деталь індикаторних матеріалів;
- джерела видимого або ультрафіолетового випромінювання;
- вимірювальні пристрої для контролю струмів намагнічування або магнітних полів.

Стаціонарними дефектоскопами в умовах виробництва АТ контролюють різнотипні деталі, що забезпечує високу продуктивність контролю. До них належать прилади типу УМДЭ-2500, МД-10П та МДС-5, які відрізняються за потужністю та розмірами контрольованих деталей [8].

Для контролю АТ в умовах аеродромів використовують переносні і пересувні дефектоскопи типу ПМД-70, МПД-1 і МД-50П, а також нові розробки типу МД-87Ц і ПМД-87. Великий досвід накопичено з використання для контролю АТ переносного магнітного дефектоскопа ПМД-70, в якому реалі-

зовано полюсне та циркулярне намагнічення. За допомогою магнітних дефектоскопів в умовах аеродромів контролюють стійки шасі амортизаторів (рис. 6.16), осі коліс, хомути, фітинги, кронштейни, вузли навіски стабілізаторів та інші деталі із феромагнітних матеріалів без їх зняття (демонтажу) з літального апарату (за наявності доступу для намагнічування та огляду контрольованої ділянки). Із зарубіжних магнітопорошкових дефектоскопів виділимо сучасні прилади фірми "Karl Deutsch" (Німеччина) і фірми "Magnaflux" (США).

Для магнітопорошкового контролю в умовах експлуатації АТ можна використовувати портативні дефектоскопи на постійних магнітах. Вони не потребують електричного живлення, що зручно в польових умовах, а також можна контролювати у вибухота пожежонебезпечних місцях. В Україні випускають портативні дефектоскопи на постійних магнітах типу МД-4К (рис. 6.17), МД-4П (НВФ "Промприлад", Київ) та дефектоскопи типу "МАГЕКС-1М", "МАГЕКС-2" і "МАГЕКС-3" (ДП "Колоран" Інституту фізичної хімії ім. Писаржевського НАН України, Київ).



Рис. 6.17. Портативний дефектоскоп на постійних магнітах типу МД-4К

Середній розмір контрольованої ділянки на поверхні деталі 100 мм для дефектоскопа типу МД-4П (з прямокутними магнітами) і 120 мм для дефектоскопа типу МД-4К (з круглими). Максимальна напруженість магнітного поля біля полюсів не менше 1100А/см; зусилля відриву блоків намагнічення від феромагнітної поверхні 18...20 (МД-4П) і 35...40 кг (МД-4К); вага дефектоскопів 7 кг.

6.2.6. Капілярний кольоровий метод

Призначення. Для контролю деталей з немагнітних сплавів з шорсткістю поверхні R_a не більше 3,2 мкм; підтвердження і візуалізації дефектів, що виявлені іншими методами НК; контролю деталей з магнітних сталей, коли використання магнітопорошкової дефектоскопії або інших методів НК утруднене або неможливе.

Основні типи дефектів, що виявляють: тріщини (в тому числі корозійного походження), пори, корозійні виразки тощо, що виходять на поверхню контрольованого виробу.

Чутливість. Високочутливий. Мінімальна довжина дефектів, що виявляють 0,5…1,0 мм. Рівні чутливості, розкриття відповідних дефектів та їх маркування наведено в табл. 6.15.

Таблиця 6.15

Характеристика капілярного кольорового методу НК

Рівень чутливості за ГОСТ 18442-80	Розкриття дефекту, мкм	Рівень чутливості
I	До 1	Особливо висока (ОВ)
II	Від 1 до 3	Висока (В)
III	Від 3 до 10	Середня (С)
IV	Від 10 до 100	Понижена (П)

Особливості та обмеження методу, вимоги до підготовки поверхні. Базується на візуалізації дефектів шляхом проявлення червоного індикаторного малюнка, який утворює пенетрант (барвник), що проникає в порожнини дефектів під дією капілярних сил. Пенетрант та проявник наносять на деталь пензлем або розпиленням, що дає можливість контролювати в умовах експлуатації. Для виявлення дефектів кольоровим методом необхідно, щоб вони виходили на поверхню контролю; їх порожнини були вільні від забруднювальних речовин (мастил, твердих часток, нагару тощо); глибина розповсюдження значно перевищувала їх розкриття на поверхні деталі. До позитивних якостей методу слід віднести наочність результатів контролю, можливість точно встановити місце знаходження дефекту, напрямок його поширення, довжину, а також виготовити дефектограми або фотознімки з дефектами для звітних документів. До недоліків слід віднести необхідність обов'язкового усунення захисних покриттів, високу трудомісткість та тривалість контролю, малу ймовірність виявлення дефектів, перекритих окисними плівками, тонким шаром деформованого металу або стиснутих значними залишковими або робочими напруженнями в деталі. Крім того, дефектоскопічні матеріали, які використовують під час контролю, токсичні і небезпечні для здоров'я персоналу.

Контроль в експлуатації за температури довкілля нижче 18°С призводить до пониження чутливості і потребує корегування режимів контролю (збільшення тривалості обробки поверхні дефектоскопічними матеріалами). Контролювати за температури нижче 10°С слід, застосовуючи пристрої місцевого обігріву.

За необхідності комплексного контролю деталі капілярний контроль повинен передувати магнітопорошковому, крім випадків, коли капілярний використовують як арбітражний. Деталі, які контролюють кольоровим методом після магнітопорошкового, необхідно розмагнітити, промити в бензині та ацетоні, а також просушити при температурі 170...220°С впродовж 50...60 хв. Контролюють в умовах виробництва до нанесення на деталі гальванічних та ЛФП.

Основна нормативна документація:

1. ГОСТ 18442-80. Контроль неразрушающий. Капиллярные методы. Общие технические методы.

2. ДСТУ EN 10228-2-2001. Неруйнівний контроль поковок із сталі. Частина 2. Капілярний контроль.

3. ДСТУ EN 1289-2001. Неруйнівний контроль зварних з'єднань. Капілярний контроль зварних з'єднань. Приймальні критерії.

Засоби капілярної дефектоскопії описано нижче.

6.2.7. Капілярний люмінесцентний метод

Призначення: контроль суцільності поверхні особливо відповідальних деталей, виготовлених з титанових сплавів та нержавних сталей з шорсткістю поверхні не більше $R_a = 3{,}2$ мкм.

Основні типи дефектів, що виявляють: поверхневі тріщини, окисні плівки, пори, раковини.

Чутливість: особливо висока, клас чутливості 1 за ГОСТ 18442-80; мінімальна протяжність дефектів, що виявляють, 0,5…1,0 мм, а мінімальне розкриття дефекту 0,12…0,5 мкм.

Особливості та обмеження методу, вимоги до підготовки поверхні. Необхідна умова виявлення дефектів цими методами – наявність поверхневих порожнин, вільних від забруднень, глибина розповсюдження яких значно перевищує ширину їх розкриття. Технологія контролю передбачає занурювання деталей у ванни з дефектоскопічними матеріалами (рідинами). Оглядають деталі після нанесення проявника в затемненому приміщенні за ультрафіолетового опромінювання контрольованої поверхні. Вимоги до контрольованих деталей подібні до вимог кольорового методу. Максимальні габаритні розміри деталі обмежені розмірами ванн, що використовують у технологічному процесі контролю люмінесцентним методом.

Основна нормативна документація вказана в розділі 6.2.6.

Засоби капілярного кольорового та люмінесцентного контролю. Дефектоскопічні матеріали використовують у вигляді наборів, у які входять: індикаторний пенетрант (И), проявник індикаторного сліду дефекту (П) і очисник поверхні контрольованого деталі від пенетранту (М). Умовні позначення в дужках вказано відповідно до ОСТ 90242-76. Для контролю АТ найчастіше використовують дефектоскопічні матеріали виробництва зарубіжних торгових марок "MAGNAFLUX", "ARDROKS" (Англія), "HELLING", "MR-CHEMIE" і "KARL DEUTSCH" (Німеччина). Для кольорової дефектоскопії застосовують пенетранти яскраво-червоного кольору; для люмінесцентного контролю до пенетранту додають люмінофор, який світиться під час опромінення ультрафіолетовим промінням. Ці матеріали постачають в аерозольних балонах по 0,4 або 0,5 л, а також в ємностях по 5; 10 або 25 л. Для очищення поверхні перед контролем використовують спеціальні очищувачі на органічній, кислотній або лужній основах. Для контролю деталей АТ, особливо в польових умовах, зручні дефектоскопічні матеріали в аерозольних упаковках. В останні роки впроваджено аерозольні балони, які не містять фреонів. Як розпилю-

вальники газу (пропелента) в них найчастіше використовують пропан, бутан або їх суміші.

Для контролю АТ рекомендовано набори дефектоскопічних матеріалів типу "ІФХ-КОЛОР, що випускають у ДП "Колоран" Інституту фізичної хімії ім. Писаржевського НАН України. Пенетрант і проявник набору "ІФХ-КОЛОР", на відміну від інших дефектоскопічних матеріалів, є повністю пожежобезпечними і нетоксичними. Крім цього, їх легко змивають водою.

Промисловість випускає різні типи переносних та стаціонарних дефектоскопів для капілярного контролю. Стаціонарні дозволяють автоматизувати операції контролю і значно збільшити його продуктивність. Для цього вони забезпечені транспортерами і рольгангами для механізованого подавання деталей, камерами для розпилення дефектоскопічних матеріалів та потужними освітлювачами.

Переносний аерозольний дефектоскоп КД-40ЛЦ призначений для контролю виробів в аеродромних та цехових умовах кольоровим та люмінесцентним методами. В комплект входять розбірні аерозольні балони для багаторазового заряджання дефектоскопічними матеріалами на спеціальному стенді. Балони можна підігрівати електричним струмом, що дає можливість контролювати при температурі довкілля до –40°С. В склад комплекту входить ультрафіолетовий опромінювач типу КД-33Л. Для контролю в польових умовах використовують дефектоскопи типу ДМК-4 і ДАК-2Ц. Дефектоскоп ДМК-4 укомплектований ємностями з дефектоскопічними матеріалами, пеналами з пензлями і лупою, які розміщені в секціях чемодана [8].

Для стимуляції процесів під час кольорової та люмінесцентної дефектоскопії можна використовувати ультразвукові ванни типу УЗВ 15М, УЗВ 16М, які комплектують генераторами УЗГ-2-10. Контролювати в'язкість дефектоскопічних матеріалів рекомендують віскозиметрами типу ВЗ-4 або ВЗ-246. Як джерела світла для дефектоскопії застосовують лампи в чорній колбі типу ДРУФ-125, ДРУФ-125-1, ДРУФ-250, ЛУФ-4-1. Для ультрафіолетового освітлення – ртутно-кварцеві лампи високого тиску СВД-120А, ДРШ-250, ДРШ-500 і ДРШ-1000. Для виділення із світлового потоку ртутно-кварцевих ламп невидимої ультрафіолетової частини спектра в діапазоні 315...400 нм між лампою і контрольованою деталлю розміщують світлофільтри типу УФС-6 і УФС-8 товщиною 2,5...3,5 мм. Для капілярної дефектоскопії використовують також стаціонарні випромінювачі типу КД-20Л і ДС-1, пересувні – типу КД-21Л і переносні – типу КД-31Л; КД-32Л і КД-33Л.

6.2.8. Вихрострумова високочастотна дефектоскопія

Призначення: контроль суцільності поверхневих шарів деталей та елементів конструкцій, виготовлених з немагнітних сплавів та феромагнітних сталей.

Основні типи дефектів, що виявляють: поверхневі (в тому числі втомні), а також підповерхневі тріщини, корозію (розшаровувальну), корозійне розтріскування тощо в шарах глибиною до 1 мм. З допомогою низькочастотного

або імпульсного збудження вихрових струмів можна виявляти підповерхневі дефекти і на більшій глибині.

Чутливість. Мінімальні розміри тріщин, що виявляють: глибина 0,2 мм; розкриття 0,5 мкм; довжина 2 мм.

Особливості та обмеження методу, вимоги до підготовки поверхні. Технологія контролю передбачає переміщення (сканування) вихрострумового перетворювача по поверхні зони контролю і вимагає забезпечення доступу перетворювача до контрольованої зони, а також спостереження за його установкою та переміщенням. Шорсткість поверхні в зоні контролю не повинна перевищувати R_a = 6,3 мкм. Максимальна чутливість досягається за відсутності ЛФП в зоні контролю. Допускається ЛФП завтовшки до 0,2 мм, при цьому чутливість (мінімальна глибина тріщин, що виявляють) знизиться до 0,5 мм. Під час контролю межових зон (ребра, незаповнені отвори, отвори з заклепками із алюмінієвих сплавів) мінімальна довжина тріщин, що виявляють, збільшується до 3 мм. Контроль поблизу зони впливу феромагнітних мас (навколо сталевого кріплення, контуру накладок і т. п.) збільшує мінімальну протяжність тріщин до 5 мм. Не контролюються зони переходів з радіусом менше 6 мм. В зоні контролю вихрострумовим методом не повинно бути:

– ділянок з неоднорідними властивостями матеріалу (зони наклепу, перепалу, зони зварних швів);

– значних змін форми поверхні в межах контрольованої зони;

– зон значних змін товщини деталі на ділянках контролю, якщо товщина близька до глибини проникання вихрових струмів.

До переваг вихрострумового методу слід віднести:

- можливість виявлення дефектів у деталях із захисним покриттям завтовшки до 0,2 мм;
- можливість контролю локальних зон у важкодоступних місцях конструкцій;
- можливість виявлення малих за протяжністю і малорозкритих тріщин з шириною розкриття в зоні виходу на поверхню 0,5…2 мкм, а також тріщин, перекритих тонким шаром деформованого металу.

До недоліків методу слід віднести:

- відсутність наочності результатів контролю при використанні портативних дефектоскопів (без просторової візуалізації результатів);
- складність визначення характеру дефекту і його розмірів;
- низьку продуктивність ручного контролю накладними перетворювачами.

Основна нормативна документація

1. ГОСТ 24289-80. Контроль неразрушающий. Вихретоковый. Термины и определения.

2. ПИ 1.2.174-81. Выявление поверхностных дефектов в металлических материалах с помощью электромагнитных высокочастотных статических дефектоскопов (ВІАМ).

Засоби вихрострумової дефектоскопії описані в розділі 6.3.

6.2.9. Вихрострумова структуроскопія

***Призначення**:* оцінка структурних і механічних характеристик немагнітних металів і сплавів шляхом вимірювання питомої електропровідності (ПЕП).

Основні типи дефектів, що виявляють: відхилення значень питомої електропровідності матеріалу деталі або її ділянки від вимог технічної документації.

Точність вимірювання. Основна похибка: не більше 2 % від вимірюваної електропровідності в діапазоні 10…35 МСм/м; не більше 3 % від вимірюваної електропровідності в діапазоні 0,5…10 МСм/м.

Особливості та обмеження методу, вимоги до підготовки деталей. Результати вимірювання питомої електропровідності використовують для оцінки якості матеріалу і попереднього розбракування матеріалів за марками, режимами термообробки, міцністю, для виявлення перепалу тощо. Остаточне рішення про невідповідність якості матеріалу приймають за результатами перевірки іншими методами (наприклад, металографічного аналізу та механічних випробувань). Технологія вимірювань передбачає установку перетворювача вимірювача електропровідності на поверхню зони контролю. Поверхню зони вимірювань слід очистити від бруду, клею та ЛФП, окалини, нагару, при цьому її шорсткість тут не повинна перевищувати R_a = 6,3 мкм. Для підвищення точності вимірів потрібно зняти з поверхні деталі плакувальний шар. Мінімальна зона вимірювання – круг діаметром 10 мм. Зону вимірювань треба розташувати на відстані не менше 10 мм від краю деталі. Радіус кривизни поверхні деталі в зоні вимірювань повинен бути не менше 30 мм, товщина деталі в зоні вимірювань – не менше 1 мм. У зонах вимірювань не допускаються видимі поверхневі дефекти (тріщини, раковини, забоїни, корозійні пошкоди тощо.)

***Основна нормативно-технічна документація**:*

1. ГОСТ 27333-87. Измерение удельной электрической проводимости цветных металлов вихретоковым методом.

2. ОСТ 1 92070.0-78…ОСТ 1 92070.2-78. Контроль неразрушающий полуфабрикатов из алюминиевых сплавов вихретоковым методом.

3. ОСТ 1 90291-79. Контроль неразрушающий. Немагнитные материалы. Электромагнитный контроль качества деталей и полуфабрикатов по удельной электропроводности.

6.2.10. Візуально-оптичний метод контролю

Призначення: виявлення поверхневих дефектів, структурних змін та деформацій деталей і вузлів АТ.

Основні типи дефектів, що виявляють: поверхневі типу тріщини, корозійні та ерозійні пошкоди, забоїни, виразки, розшарування, відкриті раковини на деталях; місця руйнування, залишкової деформації деталей та елементів

конструкцій і забруднень, захованих усередині закритих конструкцій; зони зміни структури матеріалів, що викликають зміну оптичних властивостей поверхні деталей, зокрема кольору, блиску або яскравості; місця витоків з мастильних і паливних трубопроводів, резервуарів, заглушок, пробок, різьбових з'єднань тощо.

Особливості та обмеження методу, вимоги до підготовки поверхні. Це найбільш простий, дешевий і розповсюджений метод виявлення дефектів авіаційних конструкцій, який особливо широко використовують в умовах експлуатації під час планових регламентних робіт, оглядів перед та після польотів та незапланованих оглядів у разі аварій. Основні переваги візуально-оптичного методу полягають у використанні відносно нескладного обладнання і високій продуктивності. Його часто застосовують для визначення типу дефекту, виявленого іншими методами НК. Для збільшення зображення дефектів, які оператор не може побачити неозброєним оком, використовують оптичні прилади. Візуально-оптичним методом контролюють, зокрема, такі деталі планера літака [42]: елементи оперення і крила в навантажених зонах; вузли кріплення керм, елеронів, закрилків, стикованих вузлів; вузли шасі (кріплення гондол і підкосів, зварні шви амортизаційних стояків, барабани, реборди і обойми підшипників авіаційних коліс тощо); елементи кріплення двигунів; деталі управління літаком (гойдалки, кронштейни, кінцеві ділянки тяг, монорейки тощо); деталі повітряних гвинтів.

Він неефективний для виявлення невеликих втомних тріщин за низького контрасту з поверхнею деталі. Крім того, можливе виявлення помилкових дефектів, до яких відносяться невеликі допустимі пошкоди або забруднення поверхні, подібні ззовні на реальні дефекти. Особливо багато таких помилкових дефектів на робочих лопатках турбіни двигунів та на лопатках компресора. Причиною їх появи є відколювання алітованого шару, сліди від абразивних частинок, смолисті відкладення, волосоподібні відкладення пилу тощо. Тому вважають, що візуально-оптичний метод неефективний для виявлення втомних тріщин у дисках і робочих лопатках турбіни та компресора [42, 43].

Для підвищення вірогідності НК відповідальних вузлів АТ візуально-оптичний метод часто застосовують у комплексі з іншими, зокрема магнітопорошковим, вихрострумовим, проникних речовин тощо.

Засоби візуально-оптичного методу контролю. Прилади для візуально-оптичного контролю поділяють на три основні групи [42] :

- для контролю близько розташованих деталей, тобто на відстані не більше 250 мм від ока оператора;
- для контролю віддалених деталей, тобто розташованих на віддалі більше 250 мм;
- для контролю закритих поверхонь, наприклад, внутрішніх поверхонь отворів і порожнин.

Для контролю близько розташованих деталей застосовують лупи, щоб збільшити кутовий розмір контрольованого об'єкта і, відповідно, роздільну здатність і гостроту зору оператора. Для контролю АТ використовують лупи,

які забезпечують відносно невелике збільшення (від 1,5 до 10 разів). Це пов'язано з тим, що за використання луп з великим збільшенням зменшується поле зору і, відповідно, знижується продуктивність контролю. Крім того, вони швидко втомлюють оператора. Для контролю АТ придатні оглядові, складні кишенькові і бінокулярні (налобні) лупи [42]. Оглядові, наприклад типу ЛПК-470, ЛПК-471, мають великі світловий діаметр і поле зору, тому можна оглядати великі поверхні за збільшення від 1,24 до 2,0 разів з високою продуктивністю. Складні кишенькові лупи, наприклад типу ЛП-1, використовують для огляду локальних зон поверхні. Бінокулярні налобні лупи, наприклад типу БЛ-1 чи БЛ-2, мають збільшення від 1,25 до 2,0 разів і застосовують за необхідності вивільнення рук оператора під час контролю.



Рис. 6.18. Комплект для візуально-оптичного контролю

Зручні засоби для візуального контролю пропонує науково-виробнича фірма "Промприлад" (Київ), зокрема комплект, в який входить (рис. 6.18): лупа ЛП-3 (трикратна); лупа ЛП-6 (шестикратна); лупа ЛИ-10 (десятикратна) для вимірювання лінійних розмірів за допомогою шкали; оглядове дзеркало (поворотне); лінійка металева Л-300; універсальний набір зварювальника для контролю елементів зварного шва; набір радіусних шаблонів для оцінки радіусів випуклих і увігнутих поверхонь № 1 (радіус від 1 до 6 мм) і № 3 (радіус від 7 до 25 мм); набір щупів для контролю зазорів; мініатюрний ліхтарик; штангенциркуль ШЦ-1-125-0,1 з глибиноміром; складальний футляр.

Для візуально-оптичного контролю ця фірма пропонує також комплект луп з підсвіченням КЛП-5 (табл. 6.16). Комплект луп типу КЛП-5 виконаний в вигляді блока живлення від акумулятора або батарейки типу "Крона" з вимикачем, в який можна встановлювати лупи з різним збільшенням (рис. 6.19). Мікролампа розташована в зоні фокусу лупи, тому контрольована ділянка поверхні добре освітлюється.

Таблиця 6.16

Характеристика луп типу КЛП-5

Фокусна відстань, мм	35	75	110	170	255
Діаметр, мм	24	15	22	25	22
Кратність	6	5	4	2,5	1,5
Діаметр лампи, мм	3,5 мм				
Потужність лампи, Вт	0,7				
Вага, г, не більше	300				

Для контролю віддалених деталей використовують телескопічні лупи та біноклі, зокрема лупу УПЦ-474. Тут можна застосувати змінні об'єктиви-насадки, залежно від збільшення яких загальне збільшення лупи може змінюватись від 1 до 40 разів, а робоча відстань – від 25 мм до нескінченності. Біноклі зі збільшенням від 3 до 18 разів використовують для огляду конструкцій великих літаків, що знаходяться в зоні прямого спостереження на відстані більше 3,5…5 м. За допомогою телескопічних луп і біноклів виявляють витоки з резервуарів, руйнування деталей, залишкову деформацію, продукти корозії, великі тріщини тощо [42, 43].



Рис. 6.19. Комплект луп типу КЛП-5 з підсвіченням

Закриті порожнини контролюють оптичними зондами та ендоскопами. Найпростіші оптичні зонди, які не збільшують зображення, так як у них для відхилення кута зору є дзеркала. Ендоскопи поділяють на жорсткі (бороскопи), гнучкі (фіброскопи) та відеоендоскопи (відеоскопи). Гнучкі та жорсткі

мають закриту оптичну систему і створюють збільшене (в 1,5–2,5 рази) зображення поверхні контролю. Конструкція ендоскопів дає можливість змінювати напрямок огляду і освітлювати контрольовану порожнину внутрішніми (вмонтованими на кінці ендоскопа) або зовнішніми освітлювачами. Більшість гнучких ендоскопів забезпечують кут зору до 100° (з можливістю повороту робочого кінця на +90° або +120°) і управління фокусною відстанню для наведення різкості. Робоча довжина гнучких ендоскопів може бути від 0,6 до 3, 7 м за діаметра від 3 до 13 мм. Для контролю АТ використовують жорсткі ендоскопи типу АС-1, ТС, ЕЛЖ або ТСС різного розміру, а також гнучкі типів ЄЛГ, ТССГ, ТССП, IF-6D-1-10, IF-8D-3-15 та IF-11D-3-10 [41].



Рис. 6. 20. Зображення забоїн від сторонніх предметів за допомогою відеоскопа типу Olympus IPLEX

Жорсткі типу ТСС виробництва ВО "Точприлад" (Харків) забезпечують оцінку розміру дефекту за допомогою сітки з нормованим кроком в окулярі ендоскопа. Ендоскопи типу ТСС комплектують спеціальним пристроєм вимірного переміщення, який вимірює дефекти з точністю до 0,025 мм. Якісніші (але і значно дорожчі) ендоскопи зарубіжних фірм, зокрема, "Olimpus" (Японія), "Everest" (США) та "Karl Storz" (Німеччина). Офіційним ділером фірми "Olimpus" в Україні є київська фірма "ШЕРЛ". Відеоскопи (відеоендоскопи) мають на робочому кінці мініатюрну відеокамеру на ПЗС матриці, що дозволяє отримувати на екрані монітора чітке зображення. За допомогою відеоскопів можна документувати результати контролю і повторно переглядати зображення. Результати, отримані за допомогою відеоскопа Olympus IPLEX, можна задокументувати на флеш-картах (до 4800 повнокольорових цифрових знімків на кожній карті) або безпосередньо на переносному персональному комп'ютері. Це дає можливість контролеру багатократно переглядати на екрані комп'ютера записані зображення і виконувати повторні обміри за допомогою спеціальної програми. Отримане приладом IPLEX зображення контрольованого вузла особливо чітке з мінімальними оптичними спотвореннями і великою глибиною різкості (рис. 6.20). Прилад має герметичну і термотривку (–25°С…+80°С) гнучку робочу частину. Для огляду лопаток ротора авіаційних двигунів його комплектують жорсткими направляючими (тоді він працює як жорсткий бороскоп). Стабілізоване джерело живлення приладу може використовувати різні напруги (постійні від акумуляторної батареї 12 або 27 В, змінні від 110 до 240 В

частотою 50; 60 або 400 Гц). За допомогою ендоскопів оглядають елементи газотурбінних установок. Для контролю камери згорання турбореактивних двигунів використовують гнучкі ендоскопи, які дають можливість оглянути внутрішню поверхню труб та входи соплових апаратів, щоб виявити прогари, відкладення нагару в форсунках, тріщини тощо. Стан робочих лопаток вивчають простішими жорсткими ендоскопами. Контролюють через спеціальні люки, послідовно оглядаючи лопатки під час прокручування ротора. Використовують також ендоскопи для контролю стійок шасі літака, силових елементів крила, паливних резервуарів, шестерень редукторів, пневматичних систем тощо [42].

6.3. ВИХРОСТРУМОВИЙ МЕТОД НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ АВІАЦІЙНИХ КОНСТРУКЦІЙ

Вихрострумовий метод базується на відкритому М. Фарадеєм у 1831 р. явищі електромагнітної індукції, за яким у провідних матеріалах у результаті дії змінного електромагнітного поля виникають струми. В 1879 р. Д. Хюге зафіксував зміни характеристик котушок, розміщених поблизу металів, залежно від їх електропровідності і магнітної проникності. Бурхливий розвиток вихрострумового методу, що почався в 50–60-х роках 20-го сторіччя, був обумовлений, в першу чергу, потребами авіації і пов'язаний з іменами В. Г. Герасімова, О. Л. Дорофєєва, В. В. Клюєва, А. І. Нікітіна, В. Г. Пустиннікова, Н. М. Родигина, Ю. М. Шкарлета, А. Я. Тетерко, Ф. Ферстера, Р. Мак-Мастера, В. Штамма, Х. Ліббі та ін. [1–5, 7, 12, 44–46]. Ініціатором широкого застосування вихрострумового методу контролю в авіаційній промисловості колишнього СРСР був керівник лабораторії ВІАМ (тепер Всеросійський інститут авіаційних матеріалів), доктор технічних наук Олександр Леонтієвич Дорофєєв, учнем якого мав честь бути автор цього розділу. Вагомий внесок у розробку і впровадження технологій вихрострумового контролю під час виробництва та експлуатації АТ внесли Ю. Г. Казаманов, П. І. Біда, В. С. Фастрицький, Н. М. Наумов, А. Л. Рубін, В. Н. Цирг, А. М. Сабадаш, В. М. Сапунов та ін. [1–2, 47–51].

На сьогодні його використання є звичною практикою на усіх етапах створення та експлуатації АТ [1–2, 10–17, 47–52]. Під час виробництва на авіаційних заводів виконують:

- високочастотний вихрострумовий контроль матеріалів, напівфабрикатів та заготовок, щоб виявити поверхневі металургійні та технологічні дефекти;
- вимірювання питомої електричної провідності алюмінієвих, титанових та магнієвих сплавів з метою їх сортування, визначення якості термообробки, перепалу або альфованих шарів (для титанових сплавів) тощо;

- вимірювання товщини листів і деталей за одностороннього доступу, товщини захисних покриттів та плакувальних шарів з метою забезпечення їх відповідності кресленням.

На етапі експлуатації АТ в умовах авіаційно-технічних баз аеропортів та авіаремонтних заводів проводять:

- високочастотний вихрострумовий контроль, щоб виявити поверхневі втомні та корозійні дефекти на деталях планера, шасі, двигунів, повітряних гвинтів, вузлів керування, в тому числі на боковій стінці отворів під заклепкові та болтові з'єднання, лопатках тощо;
- низькочастотний вихрострумовий контроль багатошарових нероз'ємних вузлів, щоб зафіксувати підповерхневі втомні та корозійні пошкоди, в тому числі тріщини під обшивкою, ремонтною накладкою або шаром герметика і тріщини у внутрішніх шарах у зоні заклепкових з'єднань і дефектів під головкою заклепки;
- вимірювання ПЕП алюмінієвих сплавів з метою виявлення зон зниження під дією високих температур, наприклад після пожеж, зносу алітованих шарів на лопатках з жаротривких сталей;
- вимірювання товщини обшивок для оцінки ступеня корозійного пошкодження під час загальної корозії та товщини захисних покриттів.

Враховуючи велике значення вихрострумового методу для контролю авіаційних конструкцій, розглянемо фізичні основи та окремі аспекти його застосування детальніше.

6.3.1. Фізичні основи вихрострумового методу

Вихрострумовий метод – це контроль електропровідних матеріалів та виробів, що базується на явищі електромагнітної індукції та властивості вихрових струмів змінювати свої амплітуду та фазовий кут залежно від електрофізичних та геометричних параметрів контрольованого об'єкта. На контрольований виріб або його частину діють змінним магнітним полем (яке називають первинним), що створюють за допомогою струмів в обмотці збудження вихрострумового перетворювача (ВСП). В електропровідному ОК при цьому виникають вихрові струми, які формують вторинне електромагнітне поле. Характер і розподіл вихрових струмів залежить від геометричних (наприклад, товщини виробу), електрофізичних (ПЕП або магнітної проникності) параметрів, а також дефектів (порушень суцільності) матеріалу та їх характеристик (типу дефекту, розмірів, глибини залягання). Зміни ПЕП і магнітної проникності матеріалу пов'язані також зі складом, структурою і фізико-механічними характеристиками матеріалу. Вторинне електромагнітне поле несе, таким чином, інформацію про всі вказані параметри ОК, які називають впливаючими (ВП), тому вихрострумовий метод є багатопараметровим. Це, з одного боку, визначає можливість широкого його застосування, а з іншого – потребує спеціальних методик розділення інформації про різні ВП і

підвищення селективності контролю необхідного параметра (контрольованого). При цьому параметри ОК, що впливають на вторинне електромагнітне поле, але не підлягають контролю, називають заважальними (ЗП). Крім характеристик матеріалу ОК, на вторинне електромагнітне поле і відповідний сигнал ВСП впливають частота збуджувального електромагнітного поля (робоча або операційна) *f* та зазор – відстань від робочої поверхні ВСП до поверхні ОК. Робоча частота *f* суттєво впливає на сигнал ВСП і розподіл вихрових струмів по глибині і є, на жаль, єдиним параметром, яким можемо керувати (якщо не враховувати можливість заміни ВСП). Зміна зазору між ВСП і поверхнею ОК може проявлятися:

- сигналами завад зі зміною положення ВСП відносно ОК під час сканування поверхні;
- зменшенням чутливості ВСП зі збільшенням зазору.

Розглянемо коротко основні поняття вихрострумового контролю [1–5, 12, 46, 52]:

Внесена напруга або внесений імпеданс ВСП – приріст напруги або імпедансу на виході ВСП, спричинений внесеним в його електромагнітне поле ОК.

Годограф вихрострумового перетворювача (годограф внесеної напруги або імпедансу) – геометричне місце кінців вектора напруги (або імпедансу) на комплексній площині, отримане зі зміною ВП ОК, параметрів (режиму) вихрострумового контролю (робочої частоти, параметрів ВСП, робочого зазору, ПЕП, магнітної проникності, дефектів тощо) або утворених із них узагальнених змінних. По абсцисі кривої відкладають реальну складову вектора напруги або резистивну імпедансу, по ординаті – уявну складову напруги або індуктивну імпедансу.

Загальна форма годографа ВСП, характерна для всіх приладів, зображена на рис. 6.21. Точка "0" відповідає положенню ВСП у повітрі. Відносно неї годограф для магнітних та немагнітних матеріалів проходить у різних квадрантах (стрілки). Точку годографа, що відповідає установці ВСП на конкретний немагнітний матеріал, називають робочою (робоча для алюмінію – точка *P* на рис. 6.21).

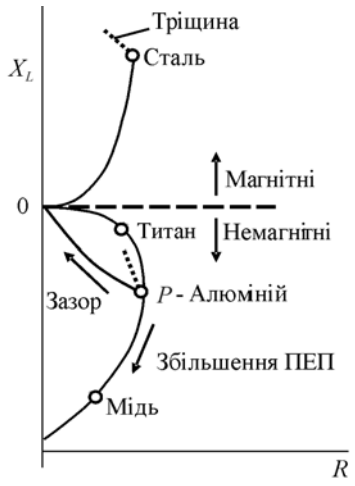


Рис. 6.21. Загальна форма годографа за установки ВСП на різні матеріали

Більшість сучасних універсальних вихрострумових дефектоскопів реєструють зміну сигналів ВСП у комплексній площині. Для забезпечення можливості спостерігання малих змін в околі робочої точки *P* компенсують небаланс ВСП під час його установки на бездефектну частину ОК (або контрольного зразка). Зміни сигналу ВСП (положення точки на годографі) з появою в зоні впливу ВСП тріщи-

ни описує штрихова лінія. Реєструючи сигнал ВСП у комплексній площині, можна ефективно інтерпретувати результати вихрострумового контролю в складних випадках, зокрема під час виявлення корозійних пошкод багатошарових авіаційних конструкцій та дефектів у зоні заклепок (див. розд. 6.3.7, 6.3.8), а також запропонувати способи визначення параметрів дефектів (див. розд. 6.3.11) [10, 14, 51].

Узагальнений параметр вихрострумового контролю – безрозмірна величина, що характеризує властивості вихрострумового перетворювача, ОК або умови контролю: $\beta = R\sqrt{\omega\sigma\mu\mu_0}$, де R – радіус еквівалентного витка обмотки перетворювача; $\omega = 2\pi f$, де f – робоча частота; $\mu_0 = 4\pi 10^{-7}$ Гн/м – магнітна стала; μ – відносна магнітна проникність матеріалу; σ – ПЕП контрольованого матеріалу.

Робоча частота контролю – важлива характеристика, так як для конкретного ВСП визначає узагальнений параметр вихрострумового контролю і положення робочої точки на годографі ВСП. Від положення робочої точки на годографі залежить чутливість ВСП до параметрів ОК. Крім того, робоча частота вихрострумового контролю впливає на розподіл вихрових струмів вглибину контрольованого об'єкта. В англомовній технічній літературі використовують термін "операційна частота контролю".

Глибина проникання вихрових струмів δ – це відстань від контрольованої поверхні, на якій амплітуда вихрових струмів зменшується в 2,7 рази:

$$\delta = \sqrt{\frac{2}{\omega\sigma\mu\mu_0}}\ ; \quad \omega = 2\pi f, \tag{6.4}$$

де f – робоча частота контролю. Глибину проникання вихрових струмів традиційно визначають за закономірностями розповсюдження плоскої електромагнітної хвилі в електропровідному півпросторі.

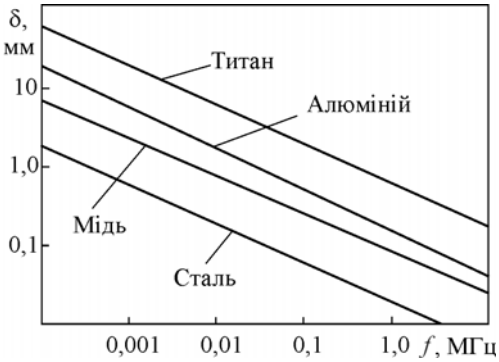


Рис. 6.22. Номограма визначення стандартної глибини проникання вихрових струмів δ залежно від робочої частоти f для різних матеріалів

З причин, що проаналізуємо далі, називатимемо цю величину стандартною глибиною проникання вихрових струмів. Вона залежить від електрофізичних параметрів матеріалу, а також циклічної частоти ω, тобто зменшується зі збільшенням ПЕП, магнітної проникності або робочої частоти. Тому для феромагнітних матеріалів глибина проникання дуже мала навіть за

низьких частот. Номограма для визначення стандартної глибини проникання вихрових струмів для титану, алюмінію, міді та сталі подана на рис. 6.22. Хоча співвідношення (6.4) широко застосовують на практиці і подане в більшості довідників та підручників з вихрострумового контролю, воно дещо умовне і може зумовити певні непорозуміння. Необхідно усвідомлювати, що ця величина є характеристикою матеріалу, а не параметром, що визначає режим контролю.

Встановлено [53], що мінімальна товщина ОК, яка не впливає на точність вимірювання ПЕП, відповідає величині 3δ, яку називають, на відміну від вищеназваного параметра, ефективною глибиною проникання вихрових струмів. Електромагнітні поля, що використовують у вихрострумовому контролю, здебільш далекі від плоскої хвилі. Крім того, існує великий клас задач контролю тонкостінних ОК, коли глибина проникання більша від товщини ОК і розподіл вихрових струмів сильно залежить від товщини. Отже, розподіл вихрових струмів по глибині і відповідна глибина їх проникання є досить складна функція багатьох параметрів. Зокрема, на глибину проникання вихрових струмів, крім робочої частоти, суттєво впливають діаметр обмоток ВСП, товщина ОК, товщина зазору між ВСП і ОК, відстань до краю ОК тощо. Тому останнім часом вводять поняття реальної глибини проникання вихрових струмів і вивчають її залежність від товщини виробу та параметрів ВСП [54]. Але ці дослідження також не враховують реальних умов контролю, зокрема, залежність глибини контролю від рівня шумів та завад, яка під час вихрострумового контролю обумовлена:

– особливостями контрольованого виробу, зокрема структурними неоднорідностями матеріалу виробу або конструктивними особливостями (край, зміни кривизни контрольованої поверхні тощо);

– режимом контролю (найбільше на рівень шумів впливає зміна проміжку між ВСП та контрольованою поверхнею під час сканування);

– електронними завадами (сигналами, пов’язаними з впливом на апаратуру контролю атмосферних та індустріальних електромагнітних полів, флуктуацією параметрів електронних схем тощо).

Тому запропоновано поняття “обмежена шумами глибина проникання вихрових струмів” і “обмежена шумами глибина виявлення дефектів”, а також розроблено методику їх визначення для реальних умов контролю [55–58].

6.3.2. Розвиток теорії вихрострумового контролю

В теорії вихрострумового контролю існує два основних класи задач. Перші розглядають взаємодію ВСП з бездефектними (в загальному випадку багатошаровими) об’єктами для завдань структуроскопії і вимірювання геометричних параметрів, зокрема, товщин шарів, проміжку між оболонками тощо. Тут зосереджують увагу на моделях параметричних та трансформаторних ВСП абсолютного типу (див. розділ 6.3.4) [1, 3–5, 7, 47, 52, 59–67]. Другий клас – це складніші задачі дослідження взаємодії ВСП з дефектними ОК. З одного боку, це пов’язано з тим, що з появою дефекту вони стають

тривимірними, що значно ускладнює їх розв'язок. А з іншого – це пов'язано з тим, що в дефектоскопії використовують складніші ВСП, зокрема, диференційні.

Найбільш загальна постава задачі вихрострумової дефектоскопії сформульована так: "Тіло даної форми із заданим однорідним або неоднорідним розподілом електропровідності і магнітної проникності, із заданим розподілом внутрішніх поверхонь розриву, що характеризуються значним електричним опором у напрямку нормалі, розміщене в задане первинне поле; потрібно знайти результуюче поле і дослідити неоднорідності цього поля, пов'язані з неоднорідністю тіла" [68]. Розв'язок цієї задачі зводиться до інтегро-диференціального рівняння, точний розв'язок якого отримано тільки для деяких простих об'єктів з дефектами простої форми, наприклад, для нескінченно довгої електропровідної пластини, розміщеної в паралельному до її поверхні однорідному магнітному полі [68].

У праці [69] розв'язана двовимірна задача для циліндра із секторним вирізом і труби із наскрізним прорізом у поздовжньому однорідному магнітному полі. Для розв'язку використано метод розділення змінних. Отриманий розв'язок можна використати тільки для глибокого дефекту в циліндрі і наскрізного в трубі, які виходять на поверхню, і непридатний для дослідження розмірів дефекту, а також аналізу підповерхневого дефекту. Зауважимо, що для більшості задач вихрострумової дефектоскопії, як показує аналіз [70], метод розділення перемінних не можна застосовувати. При цьому навіть для порівняно простих задач отримані громіздкі вирази, що важко піддаються розрахункам, тому перевага аналітичних рішень у більшості випадків не реалізується. В низці праць дефект розглядають як локальну зміну електропровідності контрольованого об'єкта. Отримані там результати мають, в основному, якісний характер і суттєво протирічать експерименту [71].

У праці [72] дефект типу тріщини моделюють у вигляді двопровідної лінії, що розмішена на межі поділу двох середовищ. Досліджують залежність вектора напруги магнітного поля протяжної тріщини від її розмірів, електрофізичних параметрів ОК та характеристик системи збудження вихрових струмів. Експериментально підтверджено, що поле, яке збуджують вихрові струми поруч з тріщиною, зменшується приблизно так, як поле такої двопровідної лінії. Таку модель можна використати для якісного аналізу впливу тріщини на сигнал накладного вихрострумового перетворювача, в якому вимірювальна і обмотка збудження розташовані співвісно. На основі розвитку цього підходу побудована модель, що описує зміни вектора внесеного опору на комплексній площині в широкому інтервалі зміни узагальненого параметра, а також зі збільшенням розкриття тріщини [73]. В ній використовують поняття "сканівної кисті", під яким розуміють графік розподілу густини вихрових струмів у деякому шарі, паралельному межі поділу середовищ. Недоліком моделі є її складність і недостатньо добра збіжність результатів з експериментом. В подальшому її вдосконалили для точнішого відтворення реального годографа сигналу, внесеного тріщиною [74]. В праці [75] спробували уточ-

нити модель сигналу накладного ВСП на основі розгляду перерозподілу вихрових струмів за наявності плоского дефекту довільної форми.

У працях [76, 77] розв'язано задачу про електромагнітне поле, збуджене витком зі змінним струмом над торцем співвісного з ним циліндра з дефектом у вигляді центрального наскрізного отвору. За такою моделлю можна отримати вирази, придатні для аналізу сигналів від дефектів типу отворів, якими можна моделювати локальні дефекти типу пор, а також спростити розв'язок, зводячи задачу до двовимірної. Результати розрахунків зображені у вигляді годографів залежно від розміру дефекту, товщини зразка і крайового ефекту [77]. Однак ці моделі не дозволяють досліджувати вплив глибини дефекту, а також розраховувати координатні залежності (годографи сигналу) під час сканування в зоні дефекту, на аналізі яких побудовано багато сучасних методик вихрострумової дефектоскопії (див. розд. 6.2.3–6.3.6).

Для розв'язку задачі про неглибокий розріз у циліндрі використано метод збурення меж області, за яким задачу зведено до інтегрального рівняння [78]. Недолік цього методу – неможливість дослідження впливу підповерхневих дефектів на результуюче поле і оптимізації режиму контролю під час виявлення і дефектометрії таких дефектів. Для розв'язання задач вихрострумової дефектоскопії використовують також метод конформних відображень, який звичайно застосовують для розв'язку рівнянь Лапласа і Пуассона [71]. Наближений розв'язок рівняння Гельмгольца методом конформних відображень можливий для малих значень узагальненого параметра контролю, так як тоді відмінність рівнянь Гельмгольца і Лапласа невелика. У праці [71] знайдено аналітичний розв'язок задачі про неглибоку поздовжню тріщину в круговому циліндрі. В праці [79] розрахована напруга, внесена різними дефектами в прохідний ВСП. Високочастотне наближення, використане автором, виключає можливість аналізу підповерхневих дефектів і фазових співвідношень.

Аналізуючи результуючі поля дефектів малих розмірів, вважали, що поле поблизу дефекту та в його об'ємі не змінюється. Такий підхід використаний для отримання виразів сигналу ВСП із співвісним розташуванням вимірювальної і збуджувальної обмоток від сфероїдального дефекту [61, 80–82]. Параметри такого дефекту враховували через матрицю розсіювання, яка залежить від місця його розташування, форми та орієнтації. В працях [61, 81] чисельно проаналізовано отримані вирази. Дані розрахунку добре збігаються з результатами експерименту, виконаного на низьких частотах. У праці [83] розраховано сигнал від точкового дефекту для прохідного ВСП. Там також використано припущення про незмінність поля в об'ємі та поблизу дефекту. Густина вихрових струмів в об'ємі дефекту приймають рівною густині вихрових струмів у бездефектному контрольованому об'єкті, яку вважають відомою. Для дослідження дефектоскопії точкових дефектів методом вихрових струмів використовують також наближення дефекту гармонічним електричним диполем [84–86]. Зокрема, розглянуто задачу про визначення поля електричного диполя, еквівалентного сферичному включенню, під час падіння на електропровідний півпростір з дефектом плоскої електромагнітної хвилі [86].

Складність розв'язування задач вихрострумової дефектоскопії обумовила широке застосування методів моделювання [87, 88]. Фізичне моделювання з допомогою ртутної моделі використав Ф. Ферстер, вивчаючи розкриття і глибину залягання нескінченно довгої тріщини в круговому немагнітному циліндрі і трубі [89]. Задачі вихрострумової дефектоскопії на ртутній моделі досліджено також у праці [90]. З допомогою фізичного моделювання із використанням сплаву Вуда вивчали вплив поверхневих і внутрішніх тріщин та їх параметрів на сигнал накладного перетворювача [47, 91]. У праці [92] сплав Вуда застосований для дослідження сигналів ВСП за нахилених дефектів типу тріщин.

Окрім фізичного моделювання, використовують різні моделі-аналоги, серед яких слід виділити моделі на основі суцільних середовищ (електропровідний папір, електроліти тощо) та сіткові резистивно-ємнісні. Для розв'язування задач вихрострумової дефектоскопії моделі-аналоги вперше застосували в працях [87, 88]. Їх недоліком є невисока точність результатів, тому вони придатні для дослідження об'єктів зі складною межею області, коли інші методи непридатні.

З розвитком обчислювальної техніки все ширше використовують чисельні методи – сіток чи скінченних різниць [87, 93–97]. Вони дозволяють досліджувати вплив дефектів складної форми, а також декількох дефектів [97]. До чисельних методів розв'язання крайових задач можна віднести і метод інтегральних рівнянь. Цей метод використано в працях [71, 83, 98–105], зокрема, виявлені [83] його переваги, серед яких можна виділити такі: в інтегральних рівняннях міститься повна постава задачі, що виключає необхідність введення додаткових крайових умов; чисельні розв'язки із застосуванням лінійного інтегрального оператора мають кращі властивості порівняно із розрахунком різницевих схем; можливість якісного аналізу задачі за інтегральним поданням векторів електромагнітного поля до її чисельного розв'язку. В цій же праці розглянули різні способи отримання інтегральних рівнянь. Наприклад, для визначення електромагнітного поля дефекту автор використав просторову теорему еквівалентності. В праці [98] методом інтегральних рівнянь розраховано поля дефектів типу прямокутного вирізу нескінченної довжини в електропровідній пластині для первинного електромагнітного поля, збудженого двопровідною лінією, а також отримано наближені вирази для сигналу ВСП залежно від параметрів дефекту (ширини, глибини і глибини залягання).

Важливих результатів досягнуто під час моделювання задач вихрострумової дефектоскопії на основі методу об'ємних інтегралів, який раніше успішно використовували для геофізичних досліджень [106–108]. За результатами багаторічних досліджень створено програми для розрахунку сигналів основних типів ВСП залежно від типу та параметрів дефекту, характеристик матеріалу контрольованого виробу та обмоток ВСП (в тому числі феритового осердя), а також робочої частоти [109].

У праці [110] розв'язано задачу про дефект у вигляді циліндричного включення, розташованого неспіввісно в круговому циліндрі, який поміще-

ний у поздовжнє електричне поле. Чисельний аналіз моделі виконано для нескінченно великого радіуса циліндра. Це відповідає випадку дифракції плоскої електромагнітної хвилі на циліндричному горизонтальному включенні, розташованому в електропровідному напівпросторі. Автор дослідив залежності компонентів вектора магнітної напруженості аномального поля дефекту від радіуса порожнини і глибини її залягання в півпросторі, електропровідності матеріалу та робочої частоти, а також отримав годографи цих компонентів під час сканування над дефектом. В результаті визначено оптимальні частоти за контролю поверхневих і підповерхневих дефектів. Автор обґрунтував та експериментально підтвердив можливість використання у вихідній поставі теоретичної задачі первинного поля у вигляді плоскої магнітної хвилі для ВСП, структура поля яких близька до структури плоскої хвилі. Фізичну модель формування поля дефекту типу тріщини, до якої введено неоднорідну область зони пластично деформованого металу, розвинуто в праці [111, 112]. Розглянуто також розрахункову модель формування поля поздовжнього дефекту довільної форми в *E*-поляризованому первинному полі як суперпозицію полів елементарних циліндричних включень.

У наведеному вище короткому огляді подано тільки основні результати з теорії вихрострумової дефектоскопії, що дозволили узагальнити існуючий досвід і експериментальні дані, а також сформувати уявлення про цей метод багатьох спеціалістів. Більш повний аналіз великої кількості теоретичних результатів у рамках цієї монографії неможливий. Виняток зроблено для праць автора [102–104], в яких проаналізовано основні закономірності формування електромагнітного поля поверхневої і підповерхневої тріщин, що стало теоретичною основою розробки важливих для авіаційної галузі методів і засобів кількісної селективної вихрострумової дефектоскопії глибоких дефектів типу тріщини. Зокрема, розроблено методи селективного виявлення дефектів під неферомагнітною обшивкою в багатошарових авіаційних конструкціях, під головкою заклепки та шаром герметика, визначення параметрів довільно орієнтованих тріщин тощо.

6.3.3. Дослідження електромагнітного поля тріщини в електропровідному неферомагнітному півпросторі

Використовуючи метод інтегральних рівнянь, розв’язали задачу про визначення електромагнітного поля циліндроподібного дефекту довільного перерізу, що залягає в електропровідному півпросторі [102, 103]. Як частковий розглянуто важливий для практики випадок тонкого дефекту типу тріщини [104, 105].

Отже, нехай електропровідне неферомагнітне тіло займає область $z < 0$ (рис. 6. 23), а тонкий нескінченно довгий дефект типу тріщини протяжністю по глибині a і розкриттям c залягає на глибині h паралельно граничній поверхні. При цьому серединна площина тріщини перпендикулярна граничній поверхні. Поперечний переріз тріщини площиною $x0z$ – область S. Вважаємо,

що діелектрична і магнітна проникності середовища, що містить дефект, матеріалу тіла і дефекту однакові і дорівнюють ε_0 і μ_0 відповідно. ПЕП тіла дорівнює σ, а дефекту і зовнішнього середовища – нулю. На тіло перпендикулярно зовнішній поверхні падає плоска електромагнітна хвиля, електрична складова якої направлена вздовж тріщини по осі y (E-поляризація):

$$\vec{E}_{0y} = \tilde{E}_0 \exp(ik_0^2 z), \tag{6.5}$$

де $k_0^2 = \varepsilon_0\mu_0\omega^2$ – хвильове число зовнішнього середовища. Залежність від часу приймають у вигляді $\exp(i\omega t)$, де ω – кругова частота.

Рівняння Максвелла для області $z < 0$ запишемо у вигляді

$$\mathrm{rot}\vec{H} = \left[i\varepsilon_0\omega + \sigma(x,z)\right]\vec{E}; \tag{6.6}$$

$$\mathrm{rot}\vec{E} = -i\mu_0\omega\vec{H}, \tag{6.7}$$

де $$\sigma(x,z) = \begin{cases} \sigma, & \text{коли } (x,z) \in S; \\ 0, & \text{коли } (x,z) \notin S. \end{cases}$$

Тоді в області $z < 0$ для E_y-складової, яку надалі позначатимемо без індексів, отримаємо:

$$\Delta E + k^2 E = i\mu_0\omega\sigma E U(x,z), \tag{6.8}$$

де $$U(x,z) = \begin{cases} 1 \in S \\ 0 \notin S \end{cases}, \; k^2 = \varepsilon_0\mu_0\omega^2 - i\mu_0\sigma\omega.$$

Із (6.8) можна зробити важливий для розуміння процесів формування електромагнітного поля дефекту висновок, що вплив дефекту еквівалентний дії струму: $I_{\text{екв}} \approx \int\limits_S \sigma E dS$.

В області $z > 0$ для електричної складової поля (позначимо її E_0) маємо:

$$\Delta E_0 + k_0^2 E_0 = 0. \tag{6.9}$$

Розв'язок рівняння (6.9) з урахуванням умов неперервності дотичних складових E_y і H_x електромагнітного поля і умов випромінювання на безмежності отриманий раніше [102, 103] для загального циліндроподібного безмежно довгого дефекту довільного перерізу:

$$E(x,z) = \tilde{E}(z) + \frac{\omega\mu_0\sigma}{4}\int\limits_S \left[H_0^{(2)}\left(k\sqrt{(x-x')^2 + (z-z')^2} + \right.\right.$$
$$\left.\left. + \frac{1}{\pi}\right) \int\limits_{-\infty}^{\infty} \frac{(R_0 - R)e^{i\xi(x-x')R}}{R(R_0+R)} d\xi \right] E(x',z')dx'dz'. \tag{6.10}$$

Тут x, z і x', z' – координати точки спостерігання і точки інтегрування в перерізі дефекту; $H_0^{(2)}$ – функція Ханкеля другого роду нульового порядку; $R_0 = \sqrt{\xi^2 - k_0^2}$; $K = \sqrt{\xi^2 - k^2}$; $\tilde{E}(z) = \dfrac{2k_0\tilde{E}_0}{k_0 + k} e^{ikz}$ – напруженість електричного поля в області $z < 0$ без урахування впливу дефекту.

Вираз для напруженості електричного поля E_0 на поверхні тіла (z = 0) отримаємо із рівняння (6.9):

$$E_0(x) = \frac{(k_0 - k)\tilde{E}_0}{k_0(k_0 + k)} e^{ik_0 z} + \frac{i\omega\mu_0\sigma}{2\pi} \int_S dx'dz' E(x', z') \int_{-\infty}^{\infty} \frac{R_0 e^{Rz' + i\xi(x - x')}}{R(R_0 + R)} d\xi . \quad (6.11)$$

Тут перший доданок – напруженість електричного поля відбитої хвилі, а другий – обумовлений дефектом.

Для практики вихрострумової дефектоскопії важливо дослідити тангенціальну $H_x(x)$ і нормальну $H_z(x)$ складові напруженості магнітного поля, результати яких переважно використовують для побудови вихрострумових перетворювачів. У разі дефектів типу перпендикулярної тріщини з малим розкриттям поле в області S можна вважати постійним, направленим до площини x = 0 і рівним його значенню в цій площині. Тут вплив дефекту буде еквівалентний впливу поверхневого струму, що протікає по серединній площині з лінійною густиною $c\sigma E(z')$. Тоді із рівняння (6.10) для дефекту типу тріщини отримаємо:

$$H_x(x) = -\frac{(1+i)c\sigma}{\pi} \int_{-a-h}^{-h} dz' E(z') \int_0^{\infty} \frac{R_0}{R_0 + R} e^{Rz'\cos(\xi x)} dx ; \quad (6.12)$$

$$H_z(x) = \frac{(1+i)c\sigma}{\pi} \int_{-a-h}^{-h} dz' E(z') \int_0^{\infty} \frac{\xi}{R_0 + R} e^{Rz'\sin(\xi x)} d\xi . \quad (6.13)$$

Пронормуємо геометричні параметри у виразах (6.12) і (6.13) до стандартної глибини проникання електромагнітного поля $\delta = \sqrt{\frac{2}{\omega\sigma\mu_0}}$, а складові поля тріщини $H_x(x)$ і $H_z(x)$ – до напруги магнітного поля на поверхні напівпростору за відсутності дефекту $H_0 = \frac{2k_0 k E_0}{\mu_{0\omega}(k_0 + k)}$.

Приймаючи в нульовому наближенні $E(z) = \tilde{E}(z)$, отримаємо:

$$H'_x(x) = \frac{H_x(x)}{H_0} = -\frac{(1+i)c'}{\pi} \int_{-a'-h'}^{-h'} dz_1 / e^{(z'_1 + iz'_1)} \int_0^{\infty} \frac{\xi_1 e^{z'_1\sqrt{\xi_1^2 + 2i}}}{\xi_1 + \sqrt{\xi_1^2 + 2i}} \cos(\xi_1 x) d\xi_1 ; \quad (6.14)$$

$$H'_z(x) = \frac{H_z(x)}{H_0} = -\frac{(1+i)c'}{\pi} \int_{-a'-h'}^{-h'} dz_1 / e^{(z'_1 + iz'_1)} \int_0^{\infty} \frac{\xi_1 e^{z'_1\sqrt{\xi_1^2 + 2i}}}{\xi_1 + \sqrt{\xi_1^2 + 2i}} \sin(\xi_1 x) d\xi_1 . \quad (6.15)$$

Тут a', h', c', z_1, x_1 і ξ_1 – перелічені параметри, віднесені до величини δ. З виразу (6.10) видно, що похибка нульового наближення прямує до нуля зі зменшенням перерізу дефекту. Таким чином, це виправдовує застосування нульового наближення для дослідження електромагнітного поля дефектів типу тріщини з малим розкриттям (параметр c). Подібне припущення успішно застосовували, досліджуючи електромагнітне поле локального дефекту [83].

Аналіз виразів (6.14) і (6.15) показує, що вертикальна складова поля тріщини H_z дорівнює нулю безпосередньо над тріщиною ($H_z(x) = 0$, коли $x = 0$) і змінює знак над дефектом, тобто $H_z(x) = -H_z(-x)$. Горизонтальна складова перпендикулярної тріщини H_x, навпаки, в точці $x = 0$ максимальна, при цьому $H_x(x) = H_x(-x)$.

Результати розрахунків складової H'_x $x = 0$ для тріщини з відносним розкриттям $c' = 0{,}01$, відносним розміром (протяжністю по глибині) $a' = 0{,}05$; 0,1; 0,2; 0,5;1,0; 5,0 і відносною глибиною залягання $h' = 0$; 0,02; 0,05; 0,1; 0,5 подано в комплексній площині на рис. 6.23 у вигляді годографів складової $H'_{xo}(a', h')$ поля тріщини в процентах від нормального поля на межі півпростору за відсутності дефекту. В точці $x = 0$ тангенціальна складова H'_x поля тріщини максимальна (позначимо її H'_{x_0}) і збігається з вектором магнітної напруженості поля дефекту, а нормальна складова тут дорівнює нулю. Суцільні лінії – сталі значення розмірів тріщини $a' = \text{const}$ зі зміною їх глибин залягання $h' = \text{var}$. Штрихові – рівні глибини залягання $h' = \text{const}$ зі зміною їх розмірів. Потовщена лінія відповідає поверхневій тріщині ($h' = 0$).

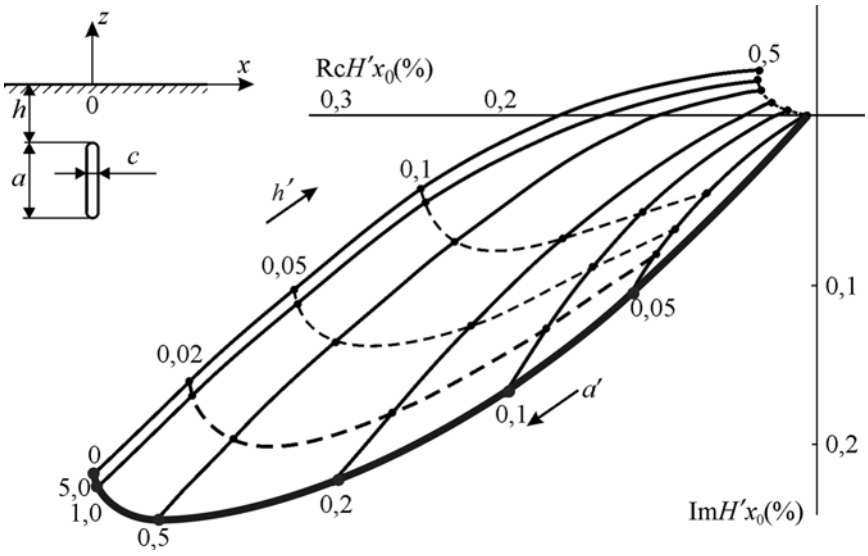


Рис. 6.23. Годограф горизонтальної складової поля тріщини в точці $x = 0$ залежно від відносної глибини a' і відносної глибини залягання h' тріщини

Аналіз годографів показує, що за заданої робочої частоти поля збудження і ПЕП матеріалу амплітуду і фазу складових поля дефекту однозначно визначають розмір і глибина залягання тріщини. Зауважимо, що цей висновок справедливий тільки для тріщин, розташованих перпендикулярно до контрольованої поверхні. Він підтверджує результати теоретичних і експериментальних досліджень дефектів іншого типу [110], які стали основою для визначення параметрів дефектів вихрострумовим методом.

Розглянемо поверхневу тріщину. Із годографів для такої тріщини видно, що зі збільшенням a' складова H'_{x_0} зростає за модулем, досягає максимального значення, а потім незначно зменшується. При цьому зі збільшенням a' від 0,05 до 5,0 вона повертається по фазі всього від 221,2° до 205,8°. Максимального значення, яке дорівнює приблизно 0,5% від значень нормального поля, модуль H'_{x_0} досягає при $a' \approx 1,0$. Звідси можна для відомої ПЕП і робочої частоти збудження визначити діапазон вимірювання глибини тріщини, тобто граничну глибину тріщини, коли з подальшим її ростом амплітуда поля дефекту не збільшиться.

Для аналізу частотної залежності поля дефекту H'_{x_0} за різних глибин залягання розглянемо залежність амплітуди складової H'_{x_0} від відносної глибини залягання тріщини, яку визначають як $\gamma = h'/a'$. Відмітимо, що параметр γ, на відміну від h', не залежить від робочої частоти первинного поля збудження, тобто зміну робочої частоти тут задає тільки зміна параметра a'. Відповідні залежності $\mathrm{Mod}\, H'_{x_0}(a')$ для різних значень γ (рис. 6. 24) показують, що амплітуда H'_{x_0}-складової має максимум, який зі збільшенням γ зміщується в бік менших значень параметра a'. Тобто для тріщини з заданою протяжністю по глибині a' і відносною глибиною залягання існує оптимальна робоча частота поля збудження $\omega_{опт}$, за якої амплітуда поля дефекту максимальна. Аналогічний результат для поля циліндричного дефекту отримано в праці [110]. Оптимальну робочу частоту можна вибрати за допомогою залежності $a'_{опт}(\gamma)$ (рис. 6.25):

$$a'_{опт} = 0,12 \ln 2/\gamma \,. \qquad (6.16)$$

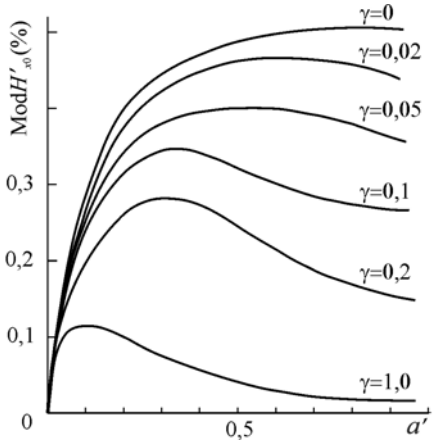


Рис. 6.24. Залежність амплітуди поля дефекту від параметра a'

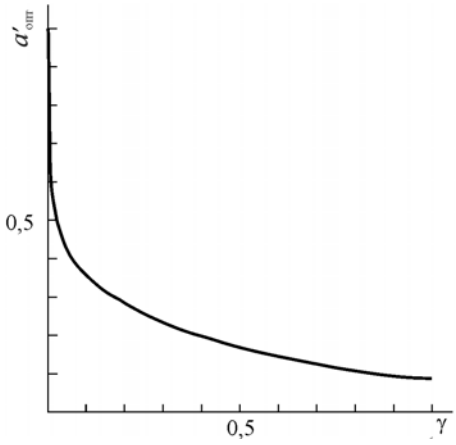


Рис. 6. 25. Залежність параметра $a'_{опт}$ від відносної глибини залягання γ

Вихрострумовий контроль здійснюють шляхом неперервного спостереження змін контрольованого сигналу під час сканування контрольованої поверхні. Таким чином, за наявності дефекту фактично маємо залежність складової електромагнітного поля дефекту від координати сканування. Тому дослідження цієї залежності має велике значення для розробки методик контролю і інтерпретації даних. Вирази (6.14)–(6.15) використано для обчислення складових $H'_x(x)$ і $H'_z(x)$ за різних значень відносної розміру a', глибині залягання h' і відносної координати $x_1 = x/\delta$.

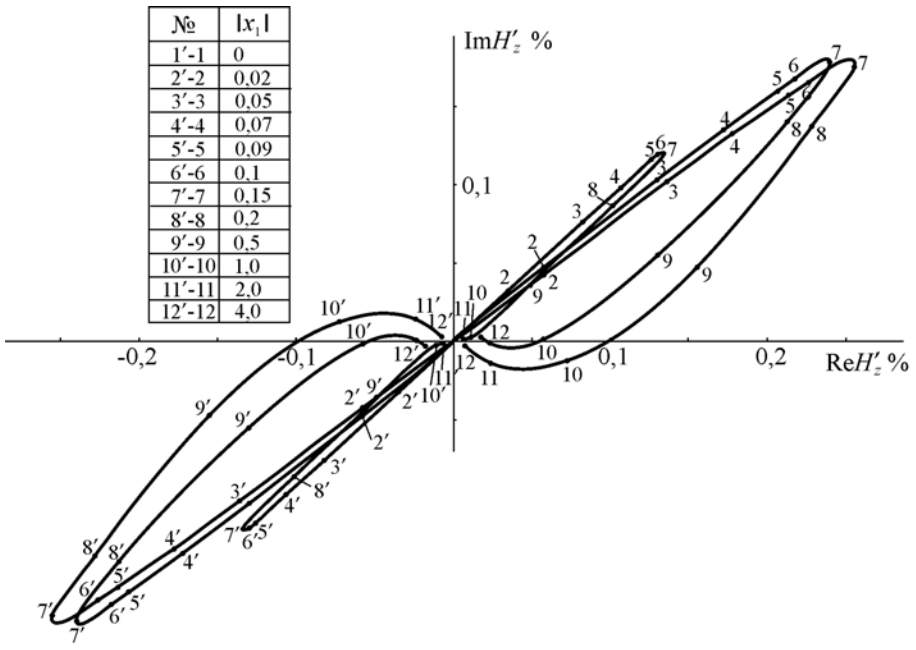


Рис. 6.26. Годограф H'_z-складової електромагнітного поля поверхневих тріщин різної глибини залежно від приведеної координати x_1

На рис. 6.26 у комплексній площині побудовано залежності нормальної складової H'_z електромагнітного поля перпендикулярної поверхневої тріщини для значень a', рівних 0,1; 0,5 і 1,0, а на рис. 6.27 – аналогічні залежності для тріщин, що залягають на глибині $h' = 1{,}0$. Точки відповідають пронумерованим значенням координати x_1, а номер зі штрихом – від'ємним її значенням. Зі зміною координати x_1 від –4,0 до 4,0 складова H'_z перпендикулярної тріщини описує в комплексній площині характерний симетричний годограф, який проходить через початок координат у точці $x = 0$. При цьому спостерігається прямолінійна ділянка (від $x_1 = -0{,}1$ до $x_1 = 0{,}1$ для поверхневої тріщини), на якій фазовий кут змінюється незначно. Ця ділянка характеризується також великою швидкістю зміни складової H'_z. Зі збільшенням $|x_1|$ модуль складової H'_z спочатку швидко зростає, досягаючи максимального значення, а потім

збільшується повільно. Значення фази $\arg H'_z$ при цьому зменшуються. Розмах годографа зростає зі збільшенням протяжності по глибині a'. Ці особливості характерні для видовжених дефектів, симетричних відносно осі z. Аналогічні результати отримано під час дослідження складових поля кругової циліндричної порожнини [110]. Порівнюючи годографи для поверхневої і підповерхневої тріщин, можна зауважити, що зі збільшенням глибини залягання дефекту годограф значно округлюється. Крім того, складова H'_z підповерхневої тріщини досягає максимального значення за більших значень координати x_1.

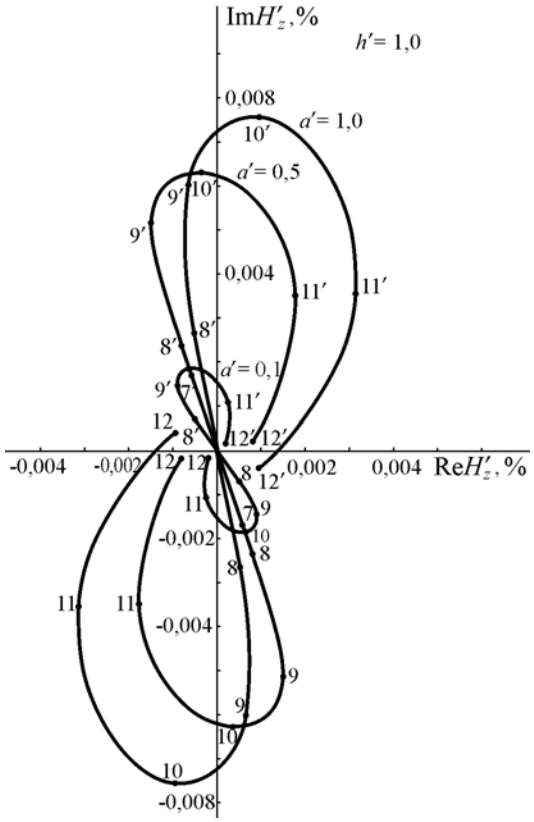


Рис. 6.27. Годограф H'_z-складової електромагнітного поля підповерхневих тріщин (h' = 1,0) різної глибини залежно від відносної координати x_1

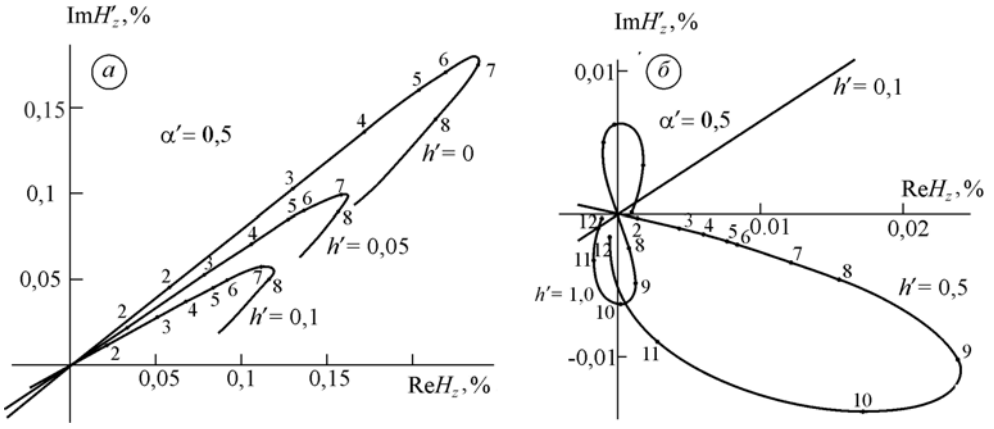


Рис. 6.28. Годограф складової H'_z електромагнітного поля тріщини глибиною a' = 0,5 з різною глибиною залягання h' = 0; 0,05; 0,1 (*а*) і h' = 0,1; 0,5; 1,0 (*б*) залежно від координати x_1

Залежності H'_z для перпендикулярних тріщин однакової глибини $a' = 0{,}5$ з різною глибиною залягання h' (рис. 6.28) показують, що зі збільшенням глибини залягання h' розмах годографа різко зменшується і він повертається за годинниковою стрілкою, а відстань між його максимумами збільшується і при $h' = 0{,}1$; 0,5 і 1,0 модуль складової H'_z досягає максимального значення за значень координати x_1, рівних приблизно 0,2; 0, 5 і 1,0 відповідно. Для поверхневої тріщини модуль складової H'_z досягає максимуму при $x_1 = 1{,}15$ і мало змінюється зі збільшенням глибини тріщини.

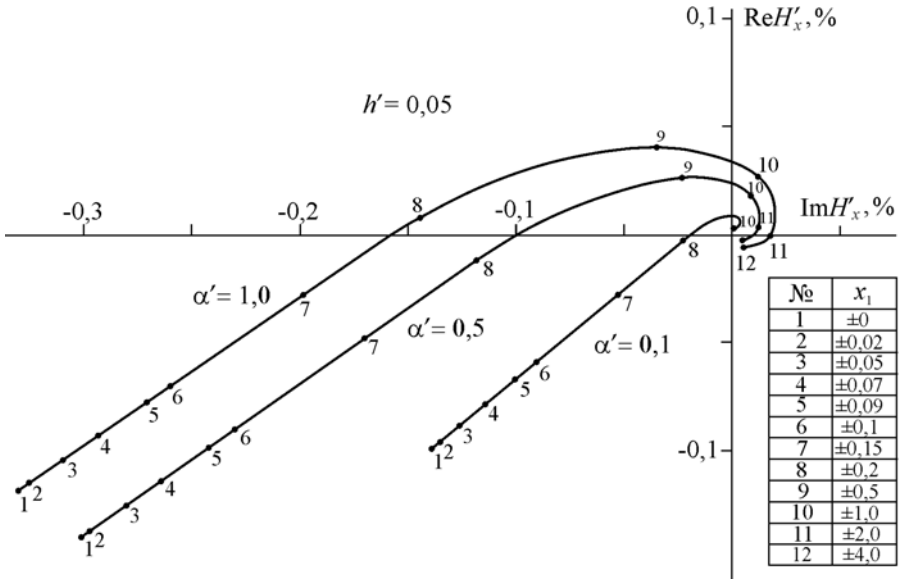


Рис. 6.29. Годограф складової H'_x електромагнітного поля тріщин ($h' = 0{,}05$) різної глибини ($a' = 0{,}1$; 0,5; 1,0) залежно від координати x_1

Годографи тангенціальної складової H'_x електромагнітного поля перпендикулярної тріщини (рис. 6.29) для відносної глибини залягання $h' = 0{,}05$ і різних протяжностей по глибині $a' = 0{,}1$; 0,5 і 1,0, на відміну від годографа H'_z-складової, мають тільки одну гілку. При цьому модуль H'_x-складової, як вже вказували раніше на основі якісного аналізу виразу (6.14), досягає максимуму, якщо $x_1 = 0$. До того ж це максимальне значення більш ніж в 1,5 рази перевищує таке ж модуля H'_z-складової для тріщини з тими самими параметрами. Цю перевагу тангенціальної складової, однак, не вдається реалізувати, що пов'язано з необхідністю компенсації первинного електромагнітного поля, так як напрямок H'_z-складової поля дефекту збігається за напрямом первинного поля. Тому, створюючи первинні вихрострумові перетворювачі, перевагу слід віддавати H'_x-складовій, яка є ортогональною первинному електромагнітному полю.

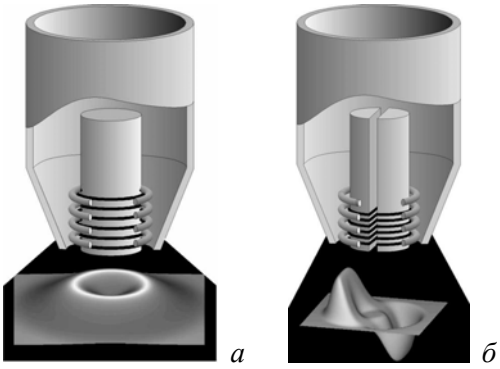
6.3.4. Вихрострумові перетворювачі

Серед багатьох параметрів лише електромагнітні та геометричні впливають на сигнал ВСП, які і враховують, розробляючи засоби контролю. Залежно від режиму контролю, оцінюваному узагальненим параметром β, вплив різних ВП в сигналі ВСП буде різним, що дозволяє під час розв'язання конкретної задачі контролю враховувати лише деякі з них. Існує загальна класифікація типів ВСП [5, 7, 12, 47].

За робочим положенням відносно ОК ВСП поділяють на накладні, прохідні, екранні та комбіновані. Накладні зазвичай мають одну або декілька котушок, торець яких встановлюють на поверхню ОК. Вони можуть мати круглі або прямокутні котушки, з феромагнітним осердям чи без нього. Феромагнітне осердя дає змогу підняти абсолютну чутливість ВСП та зменшити зону контролю внаслідок локалізації магнітного потоку. Крім того, з допомогою осердя вдається віддалити робочу зону ВСП від його обмоток, що іноді необхідно, враховуючи конструктивні особливості контролю (наприклад, контроль у місцях складної конструкції). Накладними ВСП контролюють плоскі поверхні і поверхні з великим радіусом кривизни.

Для контролю лінійно-видовжених об'єктів (прутки, дріт, труби тощо) застосовують прохідні перетворювачі. Їх поділяють на внутрішні та зовнішні. Зовнішні ВСП охоплюють ОК ззовні, а внутрішні проходять усередині ОК. В екранних ВСП збуджувальні та вимірювальні котушки розміщені по різні боки ОК. Комбіновані ВСП об'єднують накладні та прохідні, однак вони на практиці зустрічаються рідко.

За типом перетворення параметрів ОК у вихідну величину ВСП поділяють на трансформаторні та параметричні. В трансформаторних, що мають як мінімум дві котушки (збуджувальну та вимірювальну), параметри ОК перетворюються в напругу вимірювальної котушки, а в параметричних, які як правило, з однією котушкою, – в комплексний опір (імпеданс). Параметричні ВСП прості, однак їх вихідна величина залежить від температури, чого практично нема у трансформаторних.



а *б*

Рис. 6.30. Накладні трансформаторні ВСП абсолютного (*а*) і диференційного (*б*) типів

Залежно від способу з'єднання обмоток котушок розрізняють абсолютні та диференційні ВСП. Вихідна величина абсолютного ВСП в основному залежить від абсолютного значення параметрів ОК, а диференційного – від приростів цих параметрів. На рис. 6.30 зображено найпростіші конструкції накладних трансформаторних ВСП абсолютного і диференційного типів, а також показано просторовий розподіл їх чутливості, який

обумовлений, з одного боку, розподілом вихрових струмів, а з іншого – діаграмою чутливості вторинної обмотки ВСП [113].

У Фізико-механічному інституті НАН України розроблено ВСП, які забезпечують виділення в результуючому електромагнітному полі складових, зумовлених тільки дефектом [10, 114–122]. Для цього вимірювальні обмотки ВСП або орієнтують у просторі для вимірювання складових, що ортогональні первинному електромагнітному полю, або включають диференційно. Рознесені збуджувальні і вимірювальні обмотки збільшують глибину контролю, так як відносне згасання густини вихрових струмів зменшується з віддаленням від обмотки збудження. В таких ВСП реалізується високий ступінь компенсації електромагнітного поля вихрових струмів бездефектного ОК, тому вдається значно зменшити вплив на його вихідний сигнал змін зазору, електричної провідності та інших ЗП [117–122].

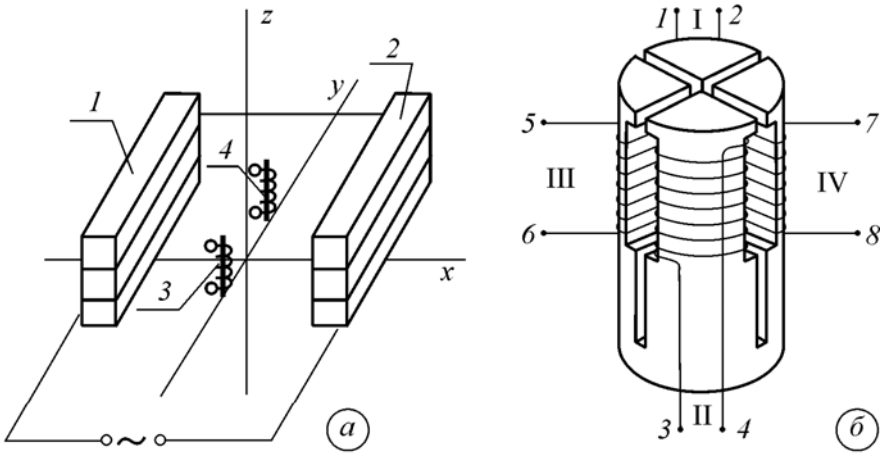


Рис. 6.31. Варіанти виконання мультидиференційних ВСП

Розроблено два варіанти ВСП (рис. 6.31), які за властивостями можна віднести до мультидиференційного типу. Запропоновано ВСП (рис. 6.31 *а*), в якому первинне електромагнітне поле, створене обмотками збудження *1*, *2* в зоні розташування вимірювальних обмоток *3*, *4*, подібне за структурою до плоскої хвилі. Вимірювальні обмотки встановлено симетрично відносно збуджувальних, включено назустріч і орієнтовано для контролю вертикальної складової електромагнітного поля. В інших ВСП (рис. 6.31 *б*) обмотки збудження I, II і вимірювальні III, IV розміщено на однакових феритових осердях сегментної форми з пазами для їх укладання. Так вдається поліпшити локальність контролю внаслідок зменшення розмірів ВСП і відстані між обмотками. Такий ВСП особливо ефективний для контролю неоднорідних за структурою матеріалів, зокрема зварних з'єднань [116, 123–125].

Останнім часом у ВСП замість вимірювальних індуктивних обмоток використовують різні давачі електромагнітного поля. Для цього пропонують чутливі магнітні сенсори, що ґрунтуються на низькотемпературній надпро-

відності (СКВІД-магнетометри), давачі Холла і магніторезистори. Головною перевагою таких ВСП є досить висока чутливість на низьких частотах, через що можна збільшити глибину вихрострумового контролю. Зокрема, в праці [126] описано ВСП на основі мініатюрних магніторезисторів. Магніторезисторні ВСП працюють на робочій частоті 200 Гц і виявляють тріщин завглибшки 2 мм на зворотному боці пластин із аустенітних сталей товщиною 12 мм.

6.3.5. Виявлення поверхневих дефектів вузлів авіаційної техніки

6.3.5.1. Високочастотні статичні дефектоскопи

Для пошуку поверхневих тріщин в авіаційних конструкціях вихрострумовий метод має багато переваг проти інших [2, 10, 11, 47–52]. До вихрострумових дефектоскопів (ВД), які застосовують в авіації, висувають ряд специфічних вимог [2, 127–130]. Необхідно забезпечити високу чутливість до коротких і дрібних дефектів типу втомної тріщини; високу локальність контролю, що потрібно для контролю деталей з криволінійною поверхнею, наприклад, у зоні галтельних переходів, у зоні заклепок або на внутрішній поверхні отворів. Слід також забезпечити відстроювання від змін зазору між ВСП та ОК, оскільки в експлуатації часто контролюють через шар захисного покриття. Дуже важливо також послабити вплив краю, щоб виявляти тріщини в зоні заклепок та болтових з’єднань. ВД повинен забезпечувати роботу в польових і аеродромних умовах (наприклад, на крилі літака або на драбині), бути легким, захищеним від пилу та вологи, мати автономне живлення, просту індикацію результатів (звукову і світлову), а також постачатися комплектом зносотривких ВСП для контролю важкодоступних місць (отворів, пазів, різьб і т.п.).

В авіаційній промисловості широко використовують переносні ВД автогенераторного типу [2, 47]. Для цих приладів загальним є включення ВСП параметричного типу як елемента коливального контуру автогенератора. В державах СНД такі прилади з’явились ще в середині 50-х років і їх необхідність була пов’язана з освоєнням виробництва важких літаків та потужних авіаційних двигунів. Найбільш успішно застосовували автогенераторні ВД типу ПРОБА-5, ВДЦ і ТВД-А [2]. Зараз вони вже зняті з виробництва, але їх ще використовують на багатьох авіапідприємствах під час регламентних робіт для продовження ресурсу АТ, хоча вони вже не задовольняють сучасні вимоги і морально застаріли. Для їх заміни в Центрі «Леотест-Медіум» при Фізико-механічному інституті НАН України за технічним завданням АНТК «АНТОНОВ» розроблено декілька модифікацій ВД типу ЛЕОТЕСТ (ВД 3.01; ВД 3.02; ВД 3.03; ВД 4.01; ВД 4.02; ВД 4.03) [127–130]. З допомогою сучасної елементної бази суттєво знижено енергоспоживання, вагу і габарити ВД, що особливо важливо для роботи в аеродромних умовах. ВД атестують і повіряють органи Держспоживстандарту України.

У портативних ВД використані автогенераторні схеми включення ВСП, параметричного типу (рис. 6.32), який складається з єдиної обмотки, розташованої на феритовому осерді (на рис. 6.32 *а* не показано). Комплексний опір обмотки ВСП визначають не тільки його власні параметри, але й інтенсивність наведених вихрових струмів. За наявності дефектів вихрові струми перерозподіляються (рис. 6.31 *б*), що призводить до змін комплексного опору обмотки ВСП, а отже, режиму роботи генератора, в контур якого включений ВСП, що реєструється схемою індикації дефектоскопа.

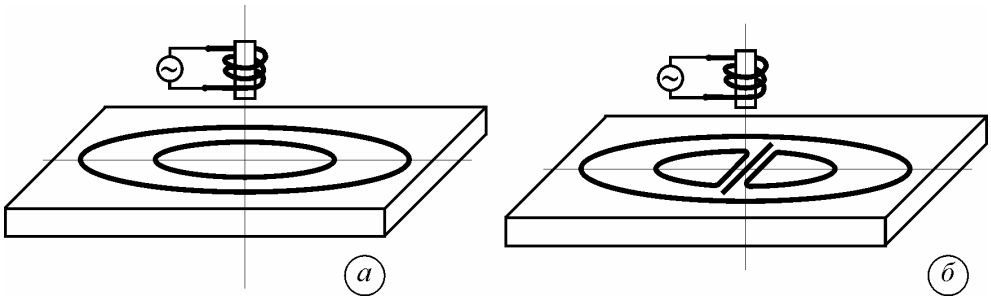


Рис. 6.32. Принцип роботи автогенераторних вихрострумових дефектоскопів

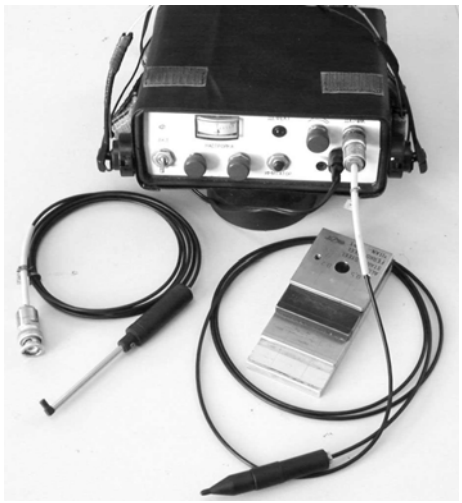


Рис. 6.33. Зовнішній вигляд дефектоскопів ЛЕОТЕСТ ВД 3.01–3.03 з «олівцевим» (підключений до приладу) і Г-подібним (зліва) ВСП



Рис. 6.34. Зовнішній вигляд дефектоскопів типу ЛЕОТЕСТ 4.01 з накладним ВСП

Реалізований у дефектоскопах типу ЛЕОТЕСТ метод передбачає повне розділення сигналу від дефекту і зазору з допомогою двоконтурних автогенераторів, а також високу чутливість до змін комплексного опору ВСП завдяки режиму переривчастої генерації автогенератора [2]. Розроблено декілька модифікацій приладу з однаковими метрологічними характеристиками, але з

різною вагою, габаритами та сервісними особливостями. Дефектоскопи комплектують ВСП "олівцевого" типу, спеціальними ВСП для контролю різьбових з'єднань, кромок лопаток і важкодоступних місць, зокрема, для виявлення дефектів на внутрішніх поверхнях отворів, в тому числі після видалення заклепок в умовах ремонту АТ. Розроблені також екрановані ВСП, за допомогою яких можна контролювати зони заклепкових і болтових з'єднань. Робоча частота контролю 3…5 МГц. Прилади виявляють дефекти через шар ЛФП товщиною 0,5…0,8 мм. За допомогою спеціальної методики можна забезпечити відстроювання від впливу краю виробів і забезпечити контроль крайових зон, наприклад, у зоні заклепок. Зовнішній вигляд дефектоскопів типу ЛЕОТЕСТ ВД представлено на рис. 6.33 і 6.34.

Розділення впливу тріщини і зазору засноване на особливостях годографа внесеного імпедансу ВСП на високих частотах у т. зв. заекстремальній області. Відомо, що на невисоких частотах (тобто в доекстремальній області) лінії зазору і дефекту близькі за напрямком [2, 127–130]. Якщо забезпечити вибір робочої точки годографа за екстремумом, то зі збільшенням зазору складові внесеного імпедансу зменшуються, а дефект типу тріщини дає зворотний ефект та збільшує реальну складову внесеного імпедансу. Таким чином, дефект погіршує добротність робочого контуру автогенератора, а збільшення зазору, навпаки, поліпшує. У нашому випадку для матеріалів з різною електропровідністю під час використання ВСП з обмоткою діаметром 1,2 мм (діаметр феритового осердя) такий ефект досягають вибором робочої частоти в діапазоні 3…5 МГц. Такий діаметр ВСП забезпечує високу чутливість до коротких тріщин завдовжки 1…2 мм, що вимагається для контролю авіаційних конструкцій.

Функціональна схема ВД (рис. 6.35) містить ВСП у вигляді виносної котушки індуктивності *1*, яка включена в контур автогенератора *3*. Автогенератор підключений до стабілізованого джерела живлення *2* через джерело струму *4*, що керується за допомогою кола зворотного зв'язку, яке складається з попереднього підсилювача *5* та формувача *6*. Напруга з попереднього підсилювача через інвертор *7* подається на стрілковий прилад *9* (дефектоскопи ЛЕОТЕСТ ВД 3.01-ВД 3.03), а через підсилювач звукової частоти *8* – на звуковий індикатор *10* (навушники). Для більшої ефективності індикації виявленого дефекту в схему введено світлодіодний індикатор *11*.

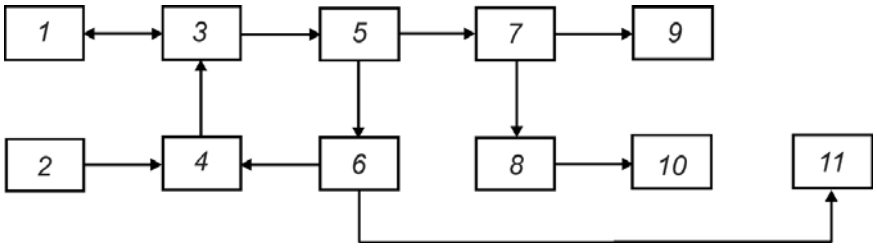


Рис. 6.35. Функціональна схема автогенераторного дефектоскопа

Автогенератор виконано за двоконтурною схемою з ємнісним зворотним зв'язком. Такі автогенератори гнучкіші у виборі необхідного режиму, який задається вибором розстроювання робочого та опорного контурів та коефіцієнта зв'язку між ними (задається ємністю зв'язку). Важливою відмінністю двоконтурних автогенераторів від одноконтурних є залежність коефіцієнта зворотного зв'язку від частоти. Цю якість використовують, щоб зменшити вплив зазору. Автогенератор працює в режимі переривчастої генерації, котрий досягається, якщо стала часу кола автозміщення генератора набагато перевищує сталу часу робочого коливального контуру [2]. При цьому перехідні процеси в контурі протікають швидше, ніж у колі зміщення, і генератор генерує пачки імпульсів, частота проходження яких залежить від співвідношення сталих часу. Оскільки стала часу робочого контуру залежатиме від внесеного опору, то про дефекти можна судити за зміною частоти проходження імпульсів, яку встановлюють у звуковому діапазоні, що дозволяє контролювати стан автогенератора головними телефонами. Зокрема, за характерними звуковими сигналами можна не тільки реєструвати дефекти, але й контролювати правильність установки ВСП на контрольований виріб, зокрема, величину зазору і перекоси.

Технічні характеристики дефектоскопів:

1. Поріг чутливості:

– виявлення на зразках з алюмінієвих сплавів штучного поверхневого дефекту типу тріщини довжиною 2 мм, розкриттям 0,1 мм і глибиною 0,2 мм (ВД 3.01; ВД 4.01; ВД 3.03; ВД 4.03);

– виявлення на зразках з титанових сплавів та аустенітних сталей штучного поверхневого дефекту довжиною 2 мм, розкриттям 0,1 мм і глибиною 0,5 мм (ВД 3.02; ВД 4.02; ВД 3.03; ВД 4.03);

– виявлення на зразках з феромагнітних сталей штучного поверхневого дефекту довжиною 2 мм, розкриттям 0,1 мм і глибиною 0,5 мм (ВД 3.03 і ВД 4.03).

2. Живлення:

– від автономної вмонтованої акумуляторної батареї напругою 9 В;

– від мережі змінного струму напругою 220 В, частотою 50 Гц за допомогою виносного блока, який одночасно служить зарядним пристроєм.

3. Сигналізація про дефект:

– звукові та світлові індикатори;

– прилади типу ВД 3.01–ВД 3.03 мають додатково стрілкову індикацію.

4. Потужність споживання, ВА, не більше 0,03.

5. Габаритні розміри: 60×160×140 мм (ВД 3.01–ВД 3.03); 35×90×110 мм (ВД 4.01–4.03).

6. Вага не більше 0,5 кг (ВД 4.01–4.03) і не більше 1,0 кг (ВД 3.01–3.03).

Дефектоскопи типу ЛЕОТЕСТ використовують для контролю авіаційних конструкцій в експлуатації, зокрема, під час робіт для продовження ресурсу літаків АН-12; АН-24; АН-26; АН-30. Ними контролюють обшивки фюзеляжу і крила, силові панелі крила і центроплана, барабани коліс, лопатки і диски двигунів, повітряні гвинти тощо (рис. 6.36). Підтверджено їх високу чутливість

і можливість реалізації на їх основі типових методик вихрострумового контролю вузлів АТ. Це дозволило ввести методики, побудовані на застосуванні цих дефектоскопів, в технічну документацію з НК вузлів літаків АНТК «АНТОНОВ» [127–130].



Рис. 6.36. Контроль обшивки фюзеляжу в зоні відкидної рампи літака АН-12 дефектоскопом ЛЕОТЕСТ ВД 3.01

Дефектоскопи використовують також для НК під час створення нової АТ на етапі льотних, ресурсних статичних і втомних випробувань дослідних зразків. Важливо, що на відміну від інших приладів дефектоскопи типу ЛЕОТЕСТ ВД ефективні під час дефектоскопії вузлів із титанових сплавів. Це дає можливість вперше планувати впровадження вихрострумового контролю титанових деталей, зокрема деталей шасі (кронштейни, важелі, траверси тощо) літаків АН-72 [130].

Вихрострумові дефектоскопи типу ЛЕОТЕСТ використовують не тільки в авіації, а й для виявлення тріщин у лопатках із аустенітних сталей газоперекачувальних агрегатів і теплових електростанцій, в зоні зварних швів феромагнітних сталей, для контролю валів нафтоперекачувальних насосів відповідно до галузевого стандарту [131], контролю деталей агрегатів компресорних станцій [132].

6.3.5.2. Особливості застосування високочастотних статичних дефектоскопів для контролю авіаційної техніки

Загальні методичні особливості застосування статичних дефектоскопів для контролю авіаційних конструкцій регламентовано виробничою інструкцією ВІАМ [133]. Основні положення технології вихрострумового контролю полягають ось у чому [130]. Контролюють деталі, виготовлені зі сплавів на основі алюмінію, значення ПЕП яких знаходиться в діапазоні від 10 до 37 МСм/м. Поверхню виробу в зоні контролю треба очистити від бруду, мастил та ЛФП, якщо його товщина перевищує 200 мкм. Шорсткість поверхні не повинна перевищувати 12,5 мкм. Радіус кривизни в зоні контролю повинен бути не менш 6 мм. З поверхні в зонах контролю треба видалити поверхневі дефекти (раковини, риски, вминання, забоїни, корозійні пошкоди). Вихрострумовий контроль виконується:

– відповідно до технічних вимог креслення на деталь;

– за іншими документами (листок запиту, службова записка і т. п.), коли підозрюють дефект або для підтвердження дефектів, які виявлені іншими методами;

– згідно з "Регламентом технічного обслуговування" літаків;

– згідно з картами неруйнівного контролю (КНК), які включені в перелік робіт з дослідження технічного стану літаків;

– згідно з КНК, які включені в переліки робіт під час ремонтів і доробок літаків.

Технологічний контроль охоплює такі операції:

– підготовка ОК до контролю;

– виділення на поверхні ОК зон контролю;

– вибір типу ВСП та схем сканування для кожної із зон контролю;

– перевірка роботоздатності дефектоскопа та ВСП;

– настроювання дефектоскопа;

– контроль ОК по зонах;

– розшифрування результатів контролю;

– оформлення результатів контролю.

Підготовка ОК до контролю полягає у перевірці відповідності ОК вимогам, які викладені вище, та супроводжувальній документації.

На поверхні ОК виділяють окремі зони контролю:

– торці ребер жорсткості, лапок, полиць;

– радіусні (галтельні) переходи;

– дно проточок, колодязів, пазів;

– стінки колодязів, пазів;

– стінки наскрізних та глухих отворів;

– крайові ділянки;

– ділянки з однаковою кривизною;

– ділянки, що прилягають до феромагнітних елементів;

– ділянки з'єднання матеріалів з різною електропровідністю;

– ділянки з різною товщиною ЛФП.

Залежно від геометричних характеристик зон контролю та доступу до них вибирають типи ВСП, конструкція яких розрахована на їх застосування для контролю відповідних зон. Роботоздатність дефектоскопа перевіряють відповідно до керівництва з його експлуатації:

– контролюють цілісність електричного кола ВСП;

– контролюють відповідність живлення дефектоскопа номінальній напрузі;

– настроюють дефектоскоп на бездефектній ділянці стандартного зразка;

– переміщають ВСП в зону штучного дефекту;

– контролюють спрацювання всіх систем сигналізації дефектоскопа під час проходження ВСП над штучним дефектом;

– контролюють повернення всіх систем сигналізації в початковий стан за переміщення ВСП на бездефектну ділянку.

У такій послідовності перевіряють роботоздатність усіх ВСП, а за будь-якої несправності до роботи не допускають. Настроювати дефектоскоп необхідно перед контролем кожної зони ОК; під час переходу до контролю деталей, виготовлених із матеріалу з іншою ПЕП та зі зміною типу ВСП. Настроювати дефектоскоп слід, встановивши ВСП на ОК по нормалі до поверхні зони

контролю з зусиллям, приблизно рівним вазі перетворювача. Нахил осі котушки індуктивності перетворювача дефектоскопа відносно нормалі до поверхні не повинен перевищувати ±10°. Після настроювання дефектоскоп перевіряють на бездефектній ділянці, переміщаючи ВСП у межах зони контролю по довільному трикутнику із сторонами в кілька міліметрів. Якщо покази індикатора незначно плавно відхиляються, то настроювання проведено на бездефектній ділянці. Перед контролем радіусного (галтельного) переходу (РП) настроюють, встановивши ВСП на відстані 1,0...1,5 мм від осі переходу. Для перевірки правильності настроювання треба встановити ВСП на місце, симетричне раніше обраному. Якщо покази індикатора незначно плавно відхилялися, то настроювання проведене на бездефектній ділянці. Перед контролем стінки отвору таку перевірку виконують, обертаючи ВСП навколо осі на 20...30° в обидва боки відносно початкової орієнтації. Якщо покази індикатора не змінились, то настроювання проведене на бездефектній ділянці. Надалі контролюють, переміщаючи (скануючи) ВСП по всій зоні контролю відповідно до обраної схеми сканування. Під час контролю вісь котушки ВСП повинна бути перпендикулярна поверхні зони контролю в кожній точці траєкторії сканування, а зусилля притискання ВСП дорівнювати його вазі. Швидкість переміщення ВСП під час вихрострумового контролю не повинна перевищувати 50 мм/с. Коли контролюють ділянки плоских поверхонь ОК, сканують, зигзагоподібно переміщаючи ВСП в двох взаємо перпендикулярних напрямах з кроком 2 мм (див. рис. 6.37 *а*). Для контролю радіусних переходів ВСП зигзагоподібно переміщають у напрямку, перпендикулярному осі переходу (рис. 6.37 *б*).

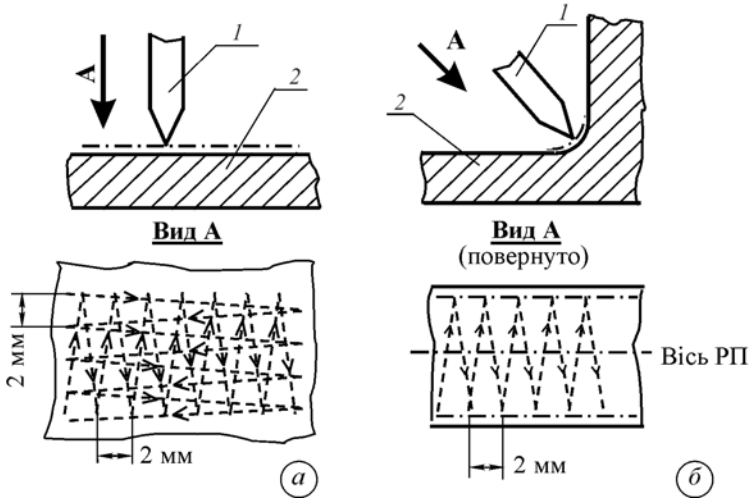


Рис. 6.37. Схеми сканування ділянок плоских поверхонь (*а*) і радіусних переходів (*б*):
1 – ВСП; *2* – ОК

Під час вихрострумового контролю крайових зон (край деталі, отворів, пазів, колодязів; місця з'єднання з іншими деталями, виготовленими із немагнітних матеріалів, – заклепка, стик обшивок тощо) ВСП переміщується

вздовж краю (лінії з'єднання) на відстані 2 мм від нього до осі котушки ВСП. Нижче наведено схеми сканування під час контролю крайової зони отворів (рис. 6.38), зони стику обшивок (рис. 6.39) і зони заклепок (рис. 6.40). Зону навколо отворів, заклепок, болтів контролюють, переміщуючи ВСП навколо таких елементів по замкнутій траєкторії (рис. 6.38, рис. 6.40 і рис. 6.41).

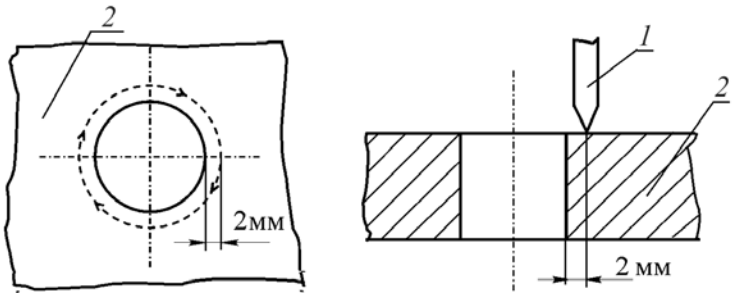


Рис. 6.38. Схема сканування крайової зони отворів: *1* – ВСП; *2* – ОК

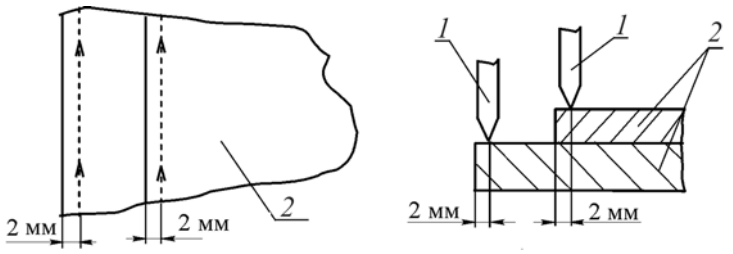


Рис. 6.39. Схема сканування стику обшивок: *1* – ВСП; *2* – ОК

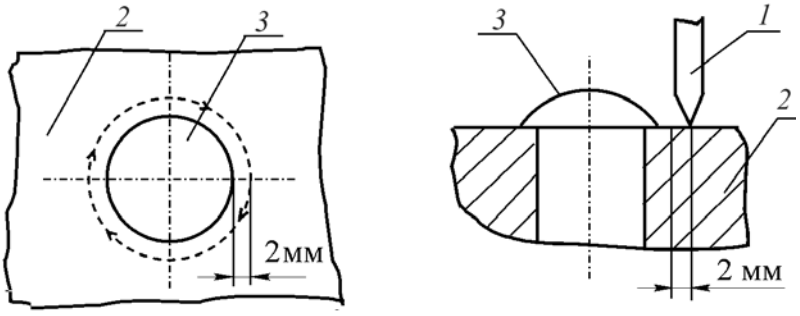


Рис. 6.40. Схема сканування зони заклепки: *1* – ВСП; *2* – ОК; *3* – заклепка

Для з'єднання зони контролю ОК з деталями, виготовленими із феромагнітних матеріалів (болти, втулки, обойми підшипників, накладки тощо), відстань від лінії з'єднання до осі котушки ВСП повинна становити 4 мм (рис. 6.41).

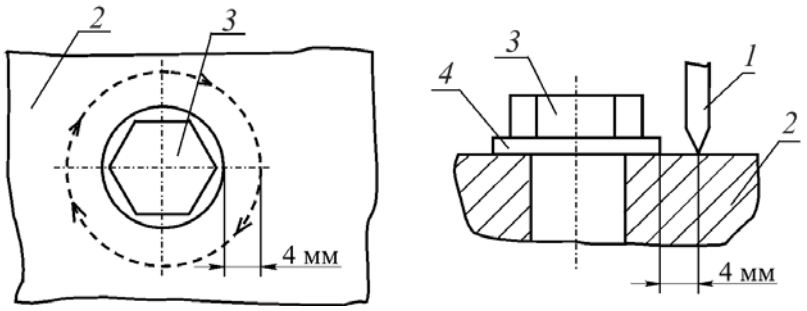


Рис. 6.41. Схема сканування зони сталевого болта: *1* – ВСП; *2* – ОК; *3* –болт; *4* – сталева шайба

Стінки отворів слід контролювати спеціальними внутрішніми ВСП, діаметр робочої частини яких повинен бути практично рівним діаметру отвору. Мінімальна висота стінки отвору, що контролюють (товщина ОК у зоні отвору), повинна бути не менше 4 мм. Стінку циліндричного отвору після настроювання слід контролювати в такій послідовності:

– повернути ВСП навколо його осі за годинниковою стрілкою на кут 380…400 градусів;

– перемістити ВСП по висоті (глибині) отвору на крок сканування;

– повернути ВСП навколо його осі проти годинникової стрілки на кут 380...400 градусів;

– перемістити ВСП на крок сканування, послідовно повторюючи перелічені операції.

Крок сканування повинен бути 2 мм. Дефекти визначають за показами індикаторів та систем сигналізації дефектоскопа. Якщо під час сканування спрацювали системи сигналізації дефектоскопа, необхідно перевірити настроювання і, за необхідності, відкорегувати його, а потім перемістити ВСП над передбачуваним дефектом у напрямку, перпендикулярному межі області спрацювання систем сигналізації. Якщо всі системи сигналізації дефектоскопа стабільно спрацьовують за кожного переміщення ВСП над передбачуваним дефектом, виявлений дефект необхідно класифікувати. Коли під час переміщення ВСП вздовж і зигзагоподібно поперек напрямку розвитку виявленого дефекту точки поверхні, в яких спрацювали системи сигналізації, утворюють деяку лінію, то такий дефект класифікують як тріщину. За переміщення ВСП над тріщиною покази стрілкового індикатора змінюються стрибкоподібно, повертаючись до вихідних значень, а в системі сигналізації дефектоскопа проходить короткий імпульс, який зумовлює короткочасне її спрацювання. Під час переміщення ВСП вздовж тріщини спостерігається тривале спрацювання систем сигналізації, а відхилення показів індикатора може змінюватися плавно.

Коли в контрольованій зоні існують ділянки локальної зміни ПЕП матеріалу, яка викликана корозійним ураженням, порушенням суцільності або товщини плакувального шару, локальним перегрівом матеріалу або пористістю, системи сигналізації також спрацьовують і покази індикатора дефекто-

скопа змінюються в межах зони дефекту. Плавна зміна показів індикатора і тону звукової сигналізації без спрацювання систем сигналізації дефектоскопа не є ознакою дефекту і може свідчити про наявність зон структурної або магнітної неоднорідності, змін товщини стінок, конфігурації деталі, товщини покриття тощо. Характер дефекту і причини його виникнення за необхідності можна визначати іншими методами (металографією, фрактографією тощо).

Після виявлення і класифікації потрібно визначити геометричні розміри дефекту (довжину тріщини, межі локальної зміни електропровідності). Для цього встановлюють ВСП у положення, за якого системи сигналізації дефектоскопа починають стійко спрацьовувати, і, переміщуючи його зигзагоподібно поперек і вздовж дефекту, фіксують граничні положення, за яких системи сигналізації перестають спрацьовувати. Для точнішого визначення меж дефекту, виявленого під шаром покриття, його необхідно видалити, а настроювати і контролювати на ділянці без покриття.

Методику вихрострумового контролю в зоні отворів (заклепок та болтів) з визначенням довжини тріщин ілюструє рис. 6.42.

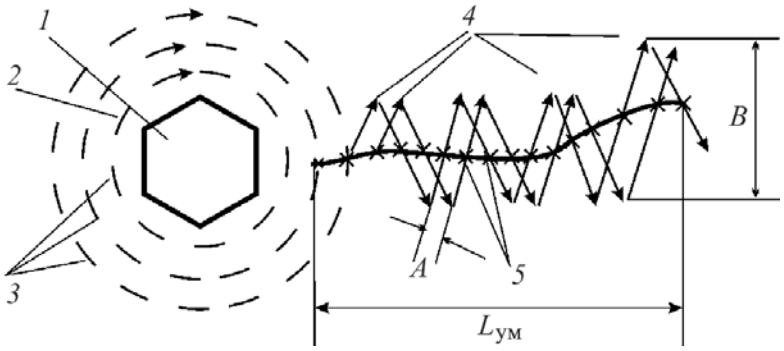


Рис. 6.42. Схема визначення напрямку та довжини тріщини:

1 – головка болта; *2* – неконтрольована зона; *3*, *4* – колові та зигзагоподібні маршрути переміщення давача; *5* – точки спрацювання сигналізації дефектоскопа; $L_{ум}$ – умовна довжина тріщини

Методику визначення умовної довжини і координати розташування тріщини реалізують у такому порядку (рис. 6.42):

1) встановлюють ВСП у зоні контролю на відстані не менш (2,5 ± 0,5) мм від краю отвору, кромки виробу або головки заклепки, виготовлених з алюмінієвих сплавів, і на відстані не менш (4 ± 0,5) мм від сталевих виробів (кромок, головок болтів, шайб, гайок);

2) переміщують ВСП по колових (напівколових) маршрутах зони контролю (відстань між лініями маршрутів не більш 2,5 ± 0,5 мм);

3) фіксують на лініях маршруту переміщення ВСП точки спрацювання сигналізації дефектоскопа;

4) проводять через виявлені дві точки тріщини пряму лінію, яка буде початковим напрямком розташування тріщини;

5) від другої точки, що виявлена на коловому маршруті, переходять на зигзагоподібний маршрут і переміщують ВСП в напрямку продовження початкової лінії тріщини. При цьому фіксують на шляху переміщення ВСП нові точки спрацювання дефектоскопа в зоні контролю. Повторюють прохід ВСП зигзагоподібного маршруту зі зсувом A не більш 1,5 мм. За допустимого кроку виступів зигзагоподібного маршруту (3 ± 0,5) мм ширина маршруту B повинна бути (25 ± 15) мм залежно від форми контрольованої поверхні (рис. 6.42);

6) ВСП переміщують зигзагоподібно, поки не припиниться спрацювання сигналізації дефектоскопа;

7) з'єднують за допомогою крейди або олівця початкову лінію тріщини з усіма наступними точками спрацювання сигналізації про тріщину. Така лінія визначатиме місце розташування тріщини в зоні контролю;

8) заміряють за допомогою лінійки умовну довжину тріщини між початковою та кінцевою її точками;

9) креслять ескіз тріщини, вказують її довжину і координати розміщення на елементі конструкції. При цьому за базу координатного відліку приймають лонжерон, нервюру, шпангоут, стрингер та інші елементи та вузли конструкції.

Результати контролю оформляють у встановленому на підприємстві порядку свідоцтвом, записом у технологічний паспорт деталі і журнал обліку робіт. У свідоцтві і журналі обліку робіт вказують:

– найменування ОК;

– марку матеріалу ОК;

– назву технологічної документації, відповідно до якої контролювали;

– результати контролю (виявлені дефекти, їх розташування і т. п., за необхідності ескіз);

– дату контролю і прізвище працівника, який його виконував.

6.3.5.3. Приклади виявлення поверхневих дефектів у типових вузлах авіаційних конструкцій

Ескізи контрольованих вузлів і можливі дефекти визначають у переліку місць концентрації напружень в елементах конструкцій літака, який затверджує генеральний конструктор [130]. Подібні переліки вказують місця, що потребують підвищеної уваги під час контролю на етапі капітальних ремонтів. До таких вузлів авіаційних конструкцій, що контролюють високочастотними статичними вихрострумовими дефектоскопами на наявність поверхневих тріщин з використанням описаних вище методичних рекомендацій, належать вузол стикування стрингерів (рис. 6.43 *а*), кронштейн підвіски головної шасі ноги (рис. 6.43 *б*), головка стрингера (рис. 6.44) на нижній панелі середньої частини крила (СЧК), стикувальні фітінги поясів лонжеронів (рис. 6.45), а також обшивка ліхтаря пілота біля кутів вирізів вікон (рис. 6.46). На цьому рисунку стрілкою показано напрямок польоту літака, а заштриховані ділянки – зони контролю. Місця найімовірнішого розташування дефектів показано стрілками.

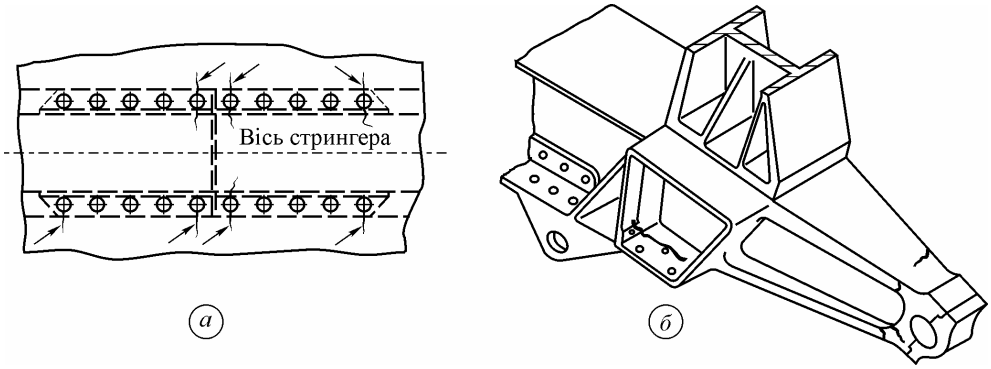


Рис. 6.43. Типове розташування дефектів у вузлі стикування стрингерів (*а*) і в кронштейні підвіски головної ноги шасі (*б*)

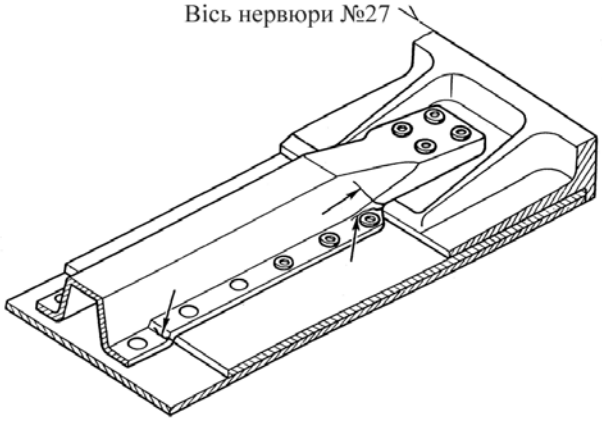


Рис. 6.44. Розташування дефектів головки стрингера на нижній панелі СЧК

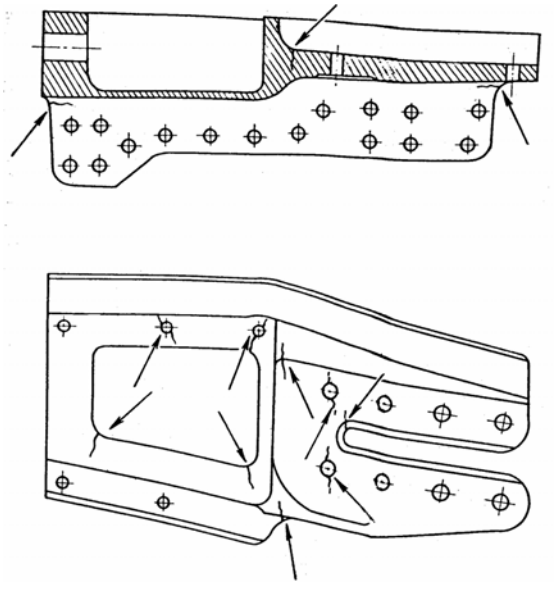


Рис.6.45. Типове розташування дефектів у стикувальних поясах лонжеронів

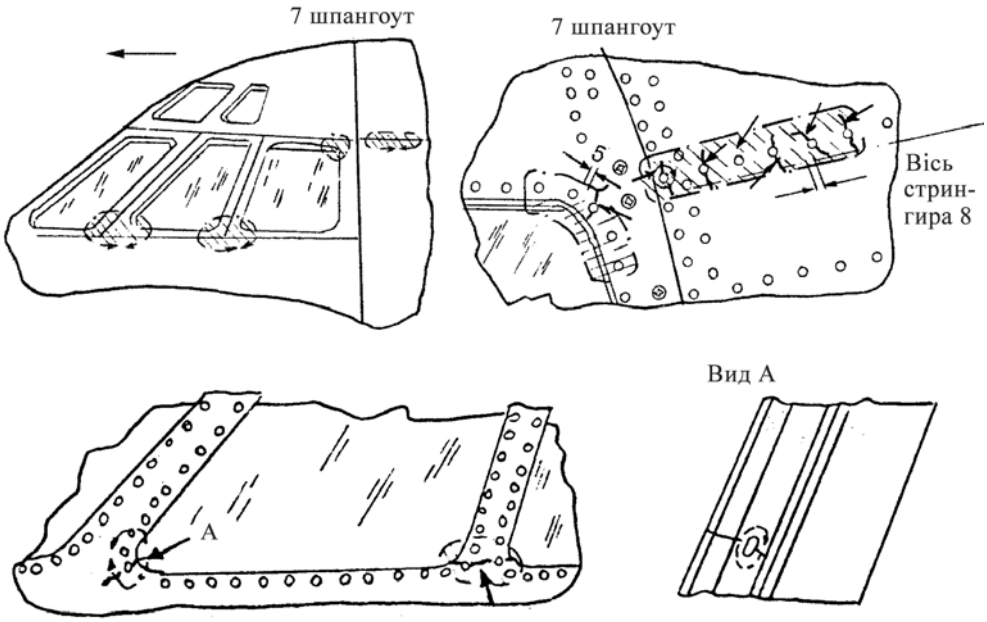


Рис. 6.46. Схеми типового розташування тріщин наріжного окантування обшивки ліхтаря пілота біля кутів вирізів вікон кабіни літака ТУ-154



Рис. 6.47. Зовнішній вигляд універсального вихрострумового дефектоскопа типу EddyMax 4U

6.3.6. Вихрострумовий контроль авіаційних конструкцій за допомогою універсальних вихрострумових дефектоскопів

6.3.6.1. Вихрострумові дефектоскопи універсального типу

Досить довго вважали, що вихрострумовий метод непридатний для пошуку дефектів на глибині більш ніж 1 мм через вплив скін-ефекту і зменшення сигналів від дефектів зі збільшенням глибини їх залягання. Така думка сформувалась після використання перших серійних дефектоскопів типу ДНМ або ППД [2] для виявлення тільки поверхневих дефектів. Ці прилади працювали на порівняно високих робочих частотах з локальними ВСП, в результаті чого вплив скін-ефекту був значний. У той же час виникла необхідність пошуку підповерхневих дефектів, що було особливо важливо для авіаційних багатошарових конструкцій, в яких інші методи НК не можна використати [10, 50–51, 114–115, 134–136].

Дослідження, виконані у Фізико-механічному інституті, показали можливість збільшення глибини контролю оптимізацією частоти поля збудження і використанням ВСП (див. розділ. 6.3.4), в яких вимірювальні і генераторні обмотки конструктивно розділені і рознесені [10, 134–136]. На основі цих досліджень розроблено низькочастотні вихрострумові дефектоскопи типу ДУЕТ, ПОЛЕТ, ПОЛЕТ-3С, ВІД та ВДН 1.01 [10, 50, 114–115], які забезпечують збільшення глибини контролю. Зокрема, діапазон робочих частот дефектоскопів типу ДУЕТ – від 1 до 128 кГц, дефектоскопів типу ПОЛЕТ – від 0,3 до 30 кГц. Принцип дії приладів типу ДУЕТ полягає у перетворенні частоти контрольованого та опорного сигналів і наступній обробці сигналів на проміжній частоті. Контрольований сигнал можна відобразити у комплексній площині на екрані електронно-променевої трубки. Схема вихрострумового дефектоскопа типу ПОЛЕТ передбачає пряме перетворення контрольованого сигналу. Дефектоскоп має цифрову індикацію позиційного типу у вигляді лінійки світлодіодів, які показують рівень сигналу за дискретною логарифмічною шкалою. У приладах ВІД і ВДН 1.01 реалізована автоматична компенсація сигналу небалансу ВСП [10, 137]. Необхідно зауважити, що на основі цих дефектоскопів розроблено надзвичайно ефективні методики вихрострумового контролю авіаційних конструкцій, які легко адаптувати до сучасних приладів. З допомогою приладів реалізовують амплітудний і амплітудно-фазовий контроль. Зокрема, розроблено і впроваджено в практику контролю авіаційних конструкцій методи селективного виявлення дефектів, розташованих на заданій глибині [10, 50, 51, 138].

Серед перших зарубіжних низькочастотних вихрострумових приладів можна назвати дефектоскопи типу Alcoprobe III та Alcoprobe S фірми Inspection Instruments Ltd (Англія). Вони забезпечують автономний режим праці, мають стрілковий, звуковий та світловий сигналізатори дефектів. Робочий діапазон частот приладу Alcoprobe S від 10 Гц до 1 МГц. Їх недоліком є застосування ВСП абсолютного типу достатньо великих розмірів. Тому не можна позбутися суттєвого впливу заважальних факторів, зокрема змін тов-

щини, ПЕП, зазору між елементами для багатошарових конструкцій, що обмежує їх застосування для контролю авіаційних конструкцій у зонах радіусних переходів, отворів, заклепок тощо.

Сьогодні спеціалізовані низькочастотні вихрострумові дефектоскопи практично не випускають. Наприкінці 80-х років минулого сторіччя провідні фірми розробили і випустили універсальні вихрострумові дефектоскопи, якими можна контролювати в широкому діапазоні частот, застосовуючи ВСП різного типу. Прилади мають автоматичну компенсацію небалансу ВСП і спостереження сигналу ВСП у комплексній площині (режим *Y*/*X*) або реєстрацію реальної (вертикальної) або уявної (горизонтальної) компонент сигналу ВСП у режимі часової розгортки (режим *Y*/*t* або *X*/*t*) на екрані електронно-променевої трубки або дисплея. При цьому для відстроювання від впливу завад забезпечується можливість повороту комплексної площини від 0 до 360°. Для зменшення впливу завад деякі дефектоскопи мають фільтри нижніх та верхніх частот з можливістю регулювання частоти зрізу. За одночасного застосування обох фільтрів і відповідного настроювання забезпечується режим смугового фільтра. Завдяки цьому можна контролювати не тільки в статичному, але і в динамічному режимі.

Першим вдалим приладом цього класу був дефектоскоп типу Elotest B2 з діапазоном робочих частот від 10 Гц до 6 Мгц, який випустила німецька фірма Rohmann GmbH спеціально для авіаційного застосування. Для індикації в приладі використано електронно-променеву трубку, тому вага дефектоскопа з блоком акумуляторної батареї сягає 11,5 кг, що можна вважати сьогодні недоліком. В Україні ці прилади успішно використовують і зараз (авіаремонтний завод № 410 цивільної авіації і аеропорт “Бориспіль”), зокрема, для виявлення підповерхневих тріщин у зоні заклепок і контролю барабанів авіаційних коліс.

За останні роки вихрострумові універсальні дефектоскопи серйозно вдосконалено. Їм притаманні такі особливості і можливості:

– застосування цифрових методів обробки сигналів на основі вмонтованого процесора або автономного персонального комп’ютера;

– використання люмінесцентного або рідкокристалічного (в деяких приладах кольорового) дисплея;

– широкий діапазон робочих частот від одиниць герц до декількох мегагерц;

– одночасне використання в окремих приладах до чотирьох робочих частот і незалежних каналів;

– можливість контролю в статичному або динамічному режимах;

– можливість підключення ВСП різного типу (параметричних, трансформаторних, абсолютних, диференційних тощо);

– різні режими подання інформації (комплексна площина, часова розгортка тощо);

– повна автоматизація калібрування дефектоскопа і можливість запам’ятовування установок дефектоскопа під час реалізації конкретних методик контролю для спрощення і пришвидшення настроювання;

– автоматичне спрацювання сигналізацій дефектоскопа в момент попадання годографа сигналу у вікно комплексної площини, межі і конфігурацію якого можна регулювати в широких діапазонах;

– можливість запам'ятовування отриманих дефектограм у стандартних форматах (наприклад, TIF або BMP) і передавання їх в персональний комп'ютер або принтер через порти різного типу, щоб зберегти та документувати результати контролю;

– можливість інтегрування в автоматичні системи контролю;

– виконання в переносному варіанті з автономним живленням.

Нижче наведено основні параметри універсальних вихрострумових дефектоскопів провідних зарубіжних фірм (табл. 6.17), а також зовнішній вигляд дефектоскопа EddyMax 4U з давачем і роторним сканером для контролю бічної стінки отворів (рис. 6.47).

Таблиця 6.17

Вихрострумові універсальні дефектоскопи

Модель / Параметри	EddyMax 4U	Phasec 2200	MIZ-27 (ET та SI)	ELOTEST B 300 (B 310–B 340)	ELOTEST PL.E
Діапазон частот	10 Гц... 2,5 МГц	60 Гц...6 МГц	Версія ET 100 Гц...1 МГц; версія SI 10 Гц...10 МГц	0 Гц...10 МГц	10 Гц... 10 МГц
Підсилення (попереднє і основне)	0...78 дБ –24 дБ... +102 дБ	0...90 дБ	Версія ET 34...58 дБ; версія SI 10...40 дБ	0...60 дБ 0...50 дБ	–20 дБ... +40 дБ 0...60 дБ
Фільтри	НЧ, ВЧ, СФ	НЧ, ВЧ	НЧ, ВЧ; диференційний (до 20 точок)	НЧ, ВЧ, СФ	НЧ, ВЧ, СФ
Кількість каналів	4	2	16	До 4 для різних версій	2
Розміри, мм	210×340×180	249×133×146	250×340×380	362×232×110	445×180×300
Вага, кг	8,3	2,7	14	3,1; акум. – 1,86	12
Фірма-виробник	Test Maschinen Technik GmbH, Німеччина	Hocking NDT Limited, Англія	ZETEC, Inc. США	Rohmann GmbH, Німеччина	Rohmann GmbH, Німеччина

Універсальними вихрострумовими приладами українського виробництва є дефектоскопи типу ОКО-01 (рис. 6.48) і ВДЗ-71, розроблені київською науково-виробничою фірмою «Промприлад». Дефектоскоп ОКО-01 забезпечує можливість підключення до нього від 1 до 4 блоків аналогової обробки

вихрострумових сигналів, легку заміну мережевого блока живлення на акумуляторний, роботу в діапазоні частот від 100 Гц до 1 МГц, підключення ВСП різного типу (абсолютні та диференційні трансформаторні, а також абсолютні та диференційні параметричні за мостовою схемою). Дефектоскоп запам'ятовує програми-настроювання за допомогою пам'яті типу компакт-флеш об'ємом від 128 Мб до 4 Гб. Габаритні розміри дефектоскопа 330×180×140 мм. Вага з акумуляторним блоком живлення 4,2 кг [142].



Рис. 6.48. Зовнішній вигляд універсального вихрострумового дефектоскопа ОКО-01

6.3.6.2. Накладні вихрострумові перетворювачі мультидиференційного типу

Для генерування вихрових струмів та виявлення спотворень електромагнітного поля зазвичай використовують різні індуктивні котушки, чутливість яких значно залежить від робочої частоти. При цьому дуже складно отримати добру чутливість на низьких частотах, хоча вони дуже важливі, особливо для контролю багатошарових авіаційних конструкцій. Інша проблема – необхідність високої роздільної здатності і великого співвідношення сигналу від дефекту до сигналу від завад, що потрібно для виявлення локальних дефектів типу пор та коротких тріщин. Важливо також зменшити вплив змін зазору між ВСП та контрольованою поверхнею, відстані між шарами та краю деталі. Для виявлення та оцінки захованих дефектів в авіаційних конструкціях у Фізико-механічному інституті і Центрі "Леотест-Медіум" розроблено [122] комплект нових мультидиференційних ВСП типу Леотест MDF для контролю на різних робочих частотах (табл. 6.18). Створені ВСП адаптовано до дефектоскопів типу ELOTEST, EddyMax 4U, Phasec 2200, приладів Інституту доктора Ферстера і комп'ютеризованого дефектоскопа, розробленого в Фраунгофер інституті неруйнівного контролю (Саарбрюкен, Німеччина).

Ці ВСП успішно використано для розв'язання багатьох складних (у тому числі авіаційних) задач НК, зокрема механізованого контролю коліс літаків фірми "Boeing" на авіаремонтному заводі № 410 цивільної авіації та аеропорту "Бориспіль". Комплекс їх досліджень виконано в Отто-фон-Геріке Магдебурзькому університеті, в Уппсала університеті (Швеція), Фраунгофер інституті неруйнівного контролю (Саарбрюкен, Німеччина), фірмі ТМТ (Швармштедт, Німеччина [117, 122, 143, 144]. Основними перевагами ВСП типу ЛЕОТЕСТ є:

– висока чутливість до довгих та коротких тріщин і локальних дефектів типу пори або пітинга;

– добре пригнічення первинного електромагнітного поля і послаблення впливу зазору (завдяки мудьтидиференційній конструкції);

– висока роздільна здатність, глибина контролю і широка зона контролю за високої роздільної здатності;

– висока чутливість під час контролю через повітряний проміжок або діелектричний шар;

– малі розміри (найкраще співвідношення розмірів до глибини контролю);

– можливість визначення параметрів дефектів.

Таблиця 6.18

Тип ВСП	Діаметр робочої частини, мм	Діапазон робочих частот, кГц	Дефекти і умови контролю
1	2	3	4
ЛЕОТЕСТ MDF 0501	5	500...4000	Поверхневі тріщини, пори, корозійні виразки (пітинги) тощо в матеріалах з низькою електропровідністю (титанові сплави, композиційні матеріали).
ЛЕОТЕСТ MDF 0502	5	20...200	Поверхневі і приповерхневі тріщини, пори, корозійні виразки (пітинги) в різних матеріалах; автоматичний і ручний контроль з зазором відносно поверхні.
ЛЕОТЕСТ MDF 0701	7	1,0...20,0	Поверхневі і підповерхневі тріщини, пори, корозійні виразки (пітинги) в різних матеріалах; автоматичний і ручний контроль з зазором відносно поверхні; дефекти на глибині до 3 мм у неферомагнітних матеріалах.
ЛЕОТЕСТ MDF 0901	9	0,4...15	Поверхневі і підповерхневі тріщини, пори, корозійні виразки (пітинги) в різних матеріалах; автоматичний і ручний контроль з зазором відносно поверхні; дефекти на глибині до 5 мм у неферомагнітних матеріалах.
ЛЕОТЕСТ MDF 1201	12,5	0,1...20	Поверхневі і підповерхневі тріщини, пори, корозійні виразки (пітинги) в різних матеріалах; дефекти на глибині до 8 мм у неферомагнітних матеріалах.
ЛЕОТЕСТ MDF 1202	12,5	1…500	Поверхневі тріщини, пори, корозійні виразки (пітинги) в різних матеріалах за автоматичного і ручного контролю з зазором відносно поверхні; дефекти в феромагнітних матеріалах через зазор або шар захисного покриття товщиною до 7...10 мм.
ЛЕОТЕСТ MDF 1501	15	0,05...10	Поверхневі і глибокі тріщини, пори, корозійні виразки (пітинги) в різних матеріалах; дефекти на глибині до 12 мм у неферомагнітних матеріалах.

Продовження табл. 6.18

1	2	3	4
ЛЕОТЕСТ MDF 1502	15	1…500	Поверхневі тріщини, пори, корозійні виразки (пітинги) в різних матеріалах за автоматичного і ручного контролю з зазором відносно поверхні; висока роздільна здатність; велика ширина зони контролю; дефекти в феромагнітних матеріалах через зазор або шар захисного покриття товщиною до 10...12 мм.
ЛЕОТЕСТ MDF 1701	17	0,05...8	Поверхневі і глибокі тріщини, пори, корозійні виразки (пітинги) в різних матеріалах; дефекти на глибині до 15 мм у неферомагнітних матеріалах.
ЛЕОТЕСТ MDF 3301	33	0,05...8	Поверхневі і глибокі тріщини, пори, корозійні виразки (пітинги) в різних матеріалах; виявлення грубих дефектів на глибині до 20 мм у неферомагнітних матеріалах.

На рис. 6.49 подано просторовий розподіл компоненти сигналу від локального дефекту, імітованого отвором діаметром 1 мм, отриманий під час застосування мультидиференційного ВСП типу Леотест MDF 1201. Порівняно можливості ВСП Леотест MDF 1201 і МВК 33 фірми Rohmann (Німеччина). Досліджували зразки мідного сплаву з підповерхневими порами різного діаметра та глибини залягання за допомогою універсального вихрострумового дефектоскопа ELOTEST PL.E і системи двовимірної візуалізації на основі двокоординатного сканівного пристрою [117, 118, 122, 144]. Ставили задачу не тільки виявляти дефекти типу пори, але й вимірювати їх параметри.

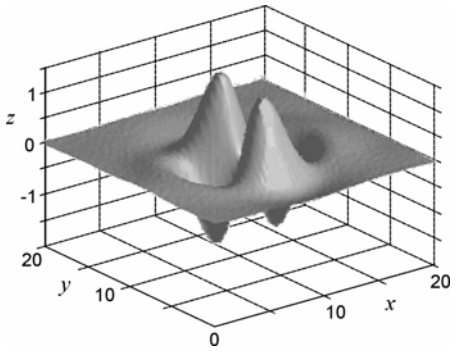


Рис. 6.49. Розподіл сигналу мультидиференційного ВСП від локального дефекту

Видно (табл. 6.19), що ВСП типу Леотест MDF 1201 порівняно з МВК 33 має значно менші розміри, кращу роздільну здатність, а також вищу чутливість за розміром і глибиною залягання дефекту.

Таблиця 6.19

Порівняння чутливості ВСП

Тип ВСП	Форма і розмір робочої поверхні	Чутливість		Роздільна здатність (локальність)
		залишкова глибина під час виявлення пори ∅ 0,8 мм	пори, що виявляють на глибині 4 мм	
Леотест MDF 1201	Коло ∅ 12 мм	Під пластиною завтовшки 4 мм	∅ 0,8 мм	≈ 3 мм
МВК 33	Квадрат 25×25 мм	Під пластиною завтовшки 3 мм	∅ 1,5 мм	≈ 5,5 мм

На рис. 6.50 наведено приклади двовимірних сигналів, отриманих за допомогою ВСП типу Леотест MDF 1201 і дефектоскопа ELOTEST B1 (фірма Rohmann) на робочій частоті 2 кГц [117]. Тріщиноподібні підповерхневі дефекти модельовано за допомогою стандартного зразка із алюмінієвого сплаву фірми ATG (Прага, Чехія), з різних боків якого закладені дефекти з різною глибиною залягання. Чітко видно сигнал від підповерхневих дефектів (flaw) і незначний сигнал від зміни зазору (lift-off). Поворотом комплексної площини сигнал від змін зазору направлено в горизонтальному напрямку згідно зі стандартною методикою. При цьому сигнал від дефекту на глибині h = 3мм більший, ніж сигнал від змін зазору, на 6 дБ (рис. 6.50). Крім того, вони відрізняються за фазою (напрямком годографа сигналу в комплексній площині), що дає додаткові можливості для їх розділення.

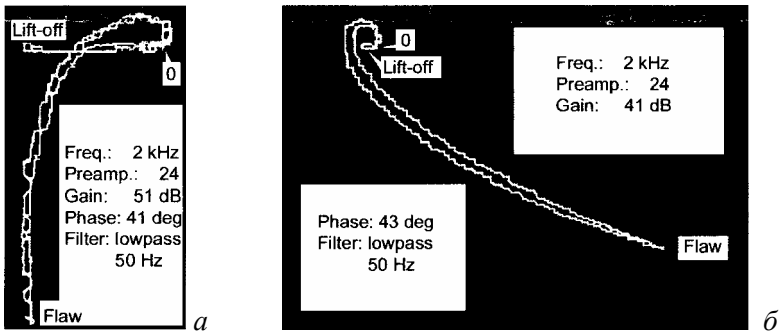


Рис. 6.50. Сигнали від підповерхневих дефектів в алюмінієвій пластині з глибиною залягання h = 3 мм (*а*) і 1 мм (*б*) та зі зміною зазору

Подібні результати отримано за допомогою ВСП типу Леотест MDF 1201 за підключення до керованого комп'ютером дефектоскопа типу MFEC1-4 (Фраунгофер інститут НК, Саарбрюкен) [117, 122], що видно на прикладі сигналів за робочої частоти 8,8 кГц від штучних підповерхневих дефектів у пластині завтовшки 6 мм з аустенітної сталі (рис. 6.51).

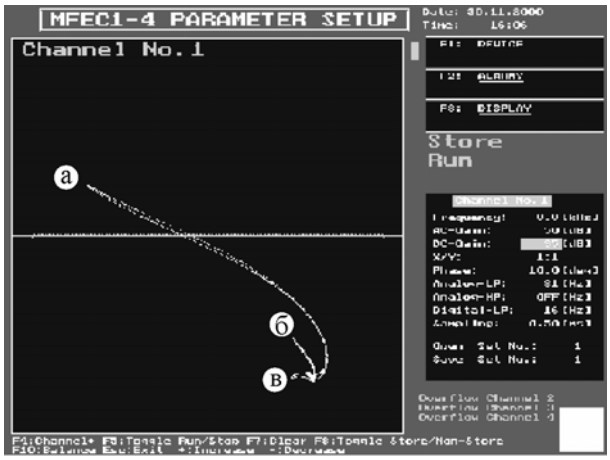


Рис. 6.51. Сигнали від підповерхневих дефектів у пластині з аустенітної сталі з глибиною залягання h = 2 мм (*а*) та 4 мм (*б*), а також зі зміною зазору (*в*)

У практиці НК існують задачі, де вихрострумові методи не мають альтернативи. Наприклад, надто складно виявити дефекти у зонах, закритих шаром захисного покриття (наприклад, герметик у баках кесонів) товщиною до 8...10 мм. Тут ультразвуковий метод непридатний через згасання акустичної хвилі в матеріалі захисного покриття. Капілярний та рентгенівський методи також не використовують через обмежений доступ до контрольованої поверхні.

Вихрострумовий метод може мати високу чутливість під час контролю через шар діелектричного покриття завтовшки до 10 мм [119, 122]. На рис. 6.52 зображено сигнали, отримані за допомогою ВСП типу Леотест MDF 1202 під час контролю зразка із феромагнітного матеріалу (сталь 45) з поверхневою тріщиною глибиною 0,5 мм через діелектричну пластину завтовшки 7 мм. Параметри підсилення: попередній підсилювач 32 дБ, підсилення по У- і Х-каналах 56 дБ. Дефектограми отримано на робочій частоті 100 кГц за допомогою комп'ютерної системи вихрострумового контролю на основі плати EddyMax (фірма TMT, Німеччина) у комплексній площині (рис. 6.52 *а*) і в часовій розгортці (рис. 6.52 *б*) Х- і У-компонент сигналу.

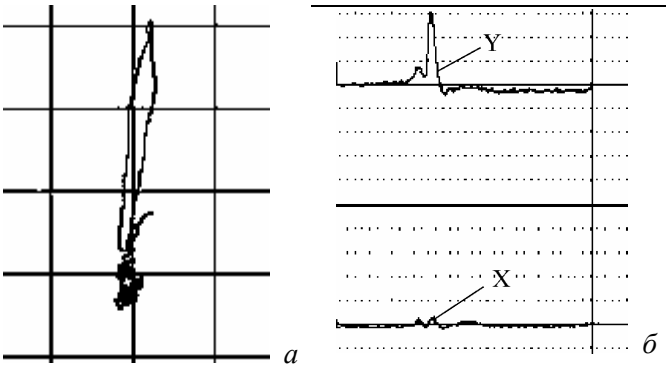


Рис. 6.52. Сигнали ВСП від дефекту типу тріщини за контролю через шар покриття завтовшки 7 мм

Отже, вихрострумовий метод достатньо чутливий до дефектів типу тріщини за контролю через шар покриття товщиною 7 мм. При цьому малогабаритний мультидиференційний ВСП (MDF 1201) виявляє не тільки тріщини, але й локальні дефекти типу виразок або пор. Мультидиференційними ВСП більшого діаметра (наприклад, типу Леотест MDF 1501 або MDF 1701) можна контролювати через товстіші шари або зазори, але локальність контролю тоді знижується.

6.3.6.3. Приклади вихрострумового контролю з використанням мультидиференційних перетворювачів

Проаналізовані вище дослідження показали перспективу мультидиференційних ВСП для виявлення дефектів під обшивкою в багатошарових конструкціях і під шаром герметика. Це дозволило з успіхом використовувати їх для виявлення дефектів у нероз'ємних вузлах авіаційних конструкцій без їх демонтажу.

Оригінальна методика запропонована для знаходження дефектів під ремонтною накладкою на середній частині крила літака ТУ-154 [50, 122]. Особ-

ливість ситуації в тому, що можливі дефекти треба було шукати на дні закругленої вибірки глибиною 1 мм, що утворилася після видалення поверхневого дефекту, щоб зменшити концентрацію напружень. Для підсилення послабленого вузла на відповідну зону наклеювали за спеціальною технологією ремонтну накладку завтовшки 2 мм. Експлуатацію послабленої конструкції допускали тільки за умови періодичного контролю з метою виявлення можливих дефектів на дні вибірки через кожні 300 посадок літака. Складність задачі полягала не тільки в необхідності виявлення дефектів на глибині 2 мм, але й в потребі селективно фіксувати тріщини на дні вибірки, яка також є дефектом. Показано можливість роздільного виявлення дефектів на дні вибірки з відстроюванням від впливу самої вибірки. Тут є два варіанти методик: розділення сигналів за амплітудною ознакою (для чого необхідно знати амплітуду сигналу від вибірки відомих розмірів) і амплітудно-фазовий спосіб, побудований на різниці глибин залягання вибірки і тріщини, яка утворюється від дна вибірки. З допомогою амплітудно-фазового способу вдається повністю позбутися впливу вибірки. Для настроювання дефектоскопа необхідно підготувати два контрольних зразки: один імітує бездефектну (тільки з вибіркою *1*) обшивку *2* з накладкою *3* (рис. 6.53 *а*), другий – обшивку з наскрізним дефектом типу тріщини *4* на дні вибірки (рис. 6.53 *б*).

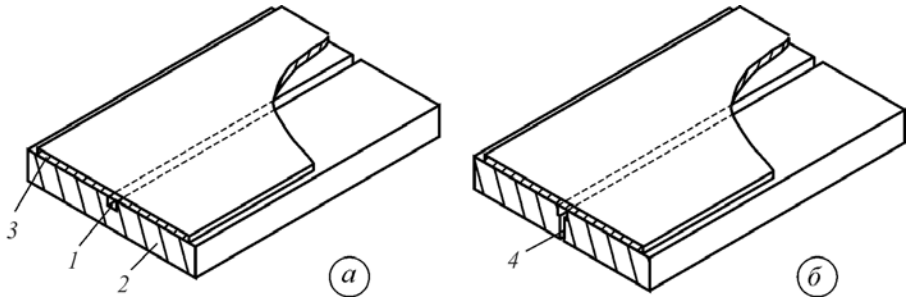


Рис. 6.53. Контрольні зразки для настроювання дефектоскопів під час виявлення дефектів на дні вибірки під ремонтною накладкою

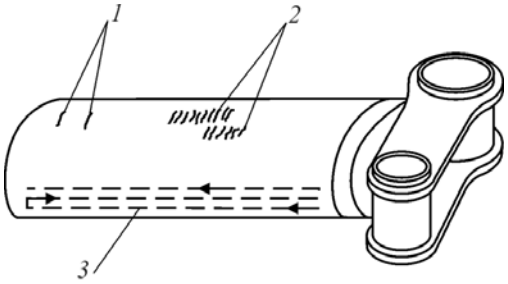


Рис. 6.54. Шток амортизаторів і характер розташування дефектів:
1 –одиночні тріщини; *2* – скупчення тріщин; *3* – траєкторія сканування

Досить довго вихрострумовий метод вважали неперспективним для дефектоскопії феромагнітних матеріалів, що можна пояснити впливом неоднорідності магнітної проникності більшості конструкційних сталей. Однак останнім часом виявлено, що впливу неоднорідності матеріалу можна уник-

нути навіть для сильно неоднорідних феромагнітних матеріалів, зокрема в зоні зварних з'єднань. Це можна забезпечити ВСП мультидиференційного типу, використовуючи декілька робочих частот або підмагнічування зони контролю постійним магнітним полем [10, 122]. Зокрема, розв'язати задачу контролю штоків амортизаторів шасі літака ТУ-154, виготовлених із сталі ЭИ643 і покритих шаром хрому [50, 145] (рис. 6.54).

Зазвичай штоки під час експлуатації АТ контролюють магнітопорошковим методом за допомогою дефектоскопа ПМД-70. Недолік цього методу – велика трудомісткість через намагнічування і розмагнічування штоків, а також необхідність оливо-гасових суспензій. До того ж для контролю необхідно задіяти не менше двох операторів. Під час вихрострумового методу виявляють припікові тріщини завдовжки більше 2 мм і завглибшки більше 0,4 мм під шаром хрому товщиною 100 мкм, які утворились під час експлуатації штоків через високі контактні навантаження і місцевий нагрів матеріалу. Контролюють на частоті 3кГц амплітудним або амплітудно-фазовим способами. Амплітудно-фазовий використовують для відстроювання від завад, обумовлених неоднорідністю магнітних властивостей матеріалу. Виробничі випробування підтвердили вищу ефективність вихрострумового контролю, трудомісткість якого у 8–10 разів менша, ніж магнітного методу [145].

Запропоновані Центром «Леотест-Медіум» методики і мультидиференційні ВСП використано фірмою Test Maschinen Technik GmbH (Німеччина) для створення двох варіантів багатоканальних механізованих установок на базі дефектоскопа EddyMax для виявлення дефектів у зоні зварних швів через шар захисного покриття (один варіант для контролю кутових зварних швів, другий – для зварних швів, виконаних внапуск) [119, 122]. В кожній установці використовують по вісім ВСП типу Леотест MDF 1202, сигнали від яких обробляють за допомогою восьми незалежних вимірювальних каналів. Всі вісім ВСП розгорнуто під різним кутом (крайні ВСП – на 90 градусів) для контролю всього перерізу шва та навколошовної зони (рис. 6.55).

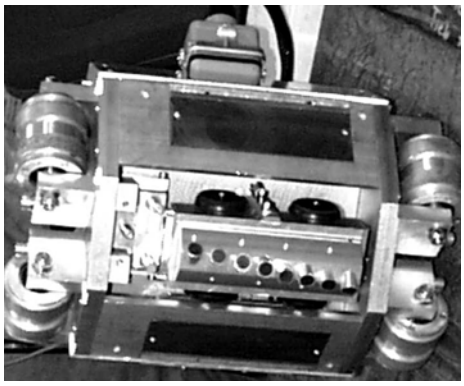


Рис. 6.55. Зовнішній вигляд восьмиканального сканера для контролю кутових зварних швів

Ще один важливий приклад застосування низькочастотного мультидиференційного ВСП – виявлення дефектів на зовнішній і внутрішній поверхнях труб, виготовлених із нержавної сталі 40Х25Н20: діаметр труб 102,0 мм, товщина стінки 15,0 мм. Специфіка задачі – велика структурна неоднорідність матеріалу труб, через що ультразвукові коливання згасають і розсіюються. Тому ультразвуковий метод для виявлення дефектів неефективний. Показано можливість розв'язати цю задачу вихрострумовим методом з допомогою

ВСП типу Леотест MDF 3301 (табл. 6.18). При цьому за рахунок інтегрувальних властивостей самого ВСП (який фактично реалізує просторову фільтрацію) забезпечується менший рівень структурних шумів на зразках реальних труб із сталі марки 40Х25Н20, порівняно з іншими ВСП. Досліджували зразки фрагментів труби зі штучними дефектами, виконаними тонкою фрезою товщиною 0,8 мм. На рис. 6.56 зображено сигнали ВСП у комплексній площині під час сканування зовнішнього поздовжнього дефекту глибиною 21% товщини стінки труби і внутрішнього поперечного дефекту глибиною 53% товщини на різних робочих частотах [146].

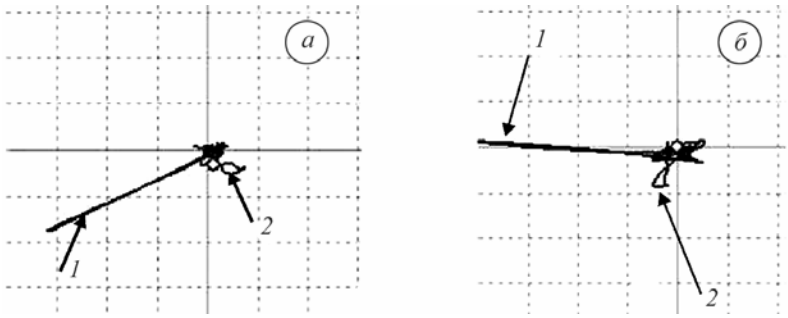


Рис. 6.56. Сигнали від зовнішніх (*1* – 21% товщини) і внутрішніх (*2* – 53% товщини) дефектів на робочих частотах 1,5 (*а*) і 3,0 (*б*) кГц

Такий ВСП використано в розробленій НВФ «Промприлад» (Київ) спеціалізованій автоматизованій системі вихрострумового контролю типу КРАБ [142]. Вона забезпечує чотириканальний двочастотний автоматизований контроль труб і складається зі сканівного пристрою, індустріального комп'ютера, чотирьох ідентичних вихрострумових плат і плати управління сканером. Кожна плата обробляє сигнали від одного ВСП на двох робочих частотах 1,5 і 5 кГц, що необхідно для ідентифікації дефектів на зовнішні і внутрішні. Система дає оцінку глибини виявленого дефекту в процентах від товщини стінки труби незалежно від його розташування.

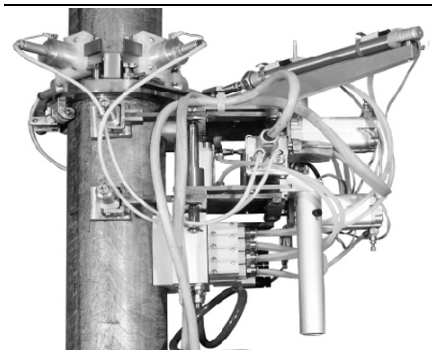


Рис. 6.57. Сканівний пристій системи КРАБ з ВСП типу Леотест MDF 3301 для автоматизованого вихрострумового контролю циліндричних об'єктів

Сканівний пристрій (рис. 6.57) забезпечує одночасне переміщення чотирьох ВСП, кожний із яких контролює свій сектор труби по траєкторії типу

меандра. Конструкція сканера дозволяє фіксувати його на циліндричній поверхні не з торця, а з бічної поверхні, що забезпечує автоматизований контроль змонтованих деталей під час ремонтів.

6.3.7. Вихрострумовий контроль корозійних пошкод багатошарових авіаційних конструкцій

Для надійної експлуатації АТ важливо своєчасно виявити та диференційно оцінити корозійні пошкоди різного типу [10, 50, 51, 147–158]. До корозії найбільш схильні зовнішня поверхня обшивки планера, а також підпідлогова частина фюзеляжу, під- і надпідлогова частини буфетів і санвузлів, ніші для акумуляторів. Для авіаційних конструкцій із алюмінієвих сплавів прийнято розглядати і класифікувати такі види корозійних пошкоджень [157]:

- загальна корозія (рівномірна або нерівномірна) обіймає всю поверхню деталей;
- місцева – у вигляді окремих плям;
- локальна.

Локальну корозію, в свою чергу, поділяють на:

- виразкову – корозійні пошкоди мають вигляд раковин, діаметр яких приблизно дорівнює глибині ушкодження;
- точкову (пітинг) – у вигляді окремих точкових ушкод, діаметр яких менший від глибини;
- розшаровувальна – у вигляді спучення і розшарування металу, що розповсюджується переважно під поверхнею;
- міжкристалітну, що поширюється межами зерен;
- ножову, яка утворюється в зоні проплаву зварних з’єднань у сильно агресивному середовищі;
- корозійні тріщини (через- і міжзеренні), що виникають за одночасної дії середовища і механічних напружень розтягу.

За неруйнівного контролю, зокрема вихрострумового, усі корозійні пошкоди можна умовно поділити на загальні і локальні залежно від співвідношення розміру зони ураження до розміру активної зони (зони чутливості) ВСП. Таким чином, до загальної корозії умовно можна віднести і місцеву корозію, коли розмір зони пошкодження більший від діаметра ВСП.

Корозійні пошкоди на видимих частинах конструкцій легко виявити візуально. При цьому прийняти рішення про можливість подальшої експлуатації конструкції можна на основі результатів вимірювання залишкової товщини (ЗТ), яке за відсутності захисних покриттів виконують досить легко, наприклад, за допомогою ультразвукових товщиномірів. Складнішим є контроль багатошарових нероз’ємних авіаційних конструкцій, особливо за наявності захисних покриттів. Тоді навіть для оцінки ЗТ верхньої обшивки в зонах корозійного пошкодження загального типу придатніший вихрострумовий метод із застосуванням низькочастотних ВСП абсолютного типу [148–154]. Але навіть для відносно простої двошарової авіаційної конструкції (рис. 6.58) сигнал ВСП залежить від багатьох інших факторів, які впливатимуть на точність оцінки ступеня корозійних пошкод, а саме:

– зазора $t_з$ між ВСП та контрольованою поверхнею (реально визначається зміною товщини $t_{зп}$ захисних покрить);
– діелектричного проміжку між шарами металу (внаслідок корозії в зоні між шарами або зміни товщини діелектричного наповнювача для деяких конструкцій);
– ПЕП у зоні контролю.

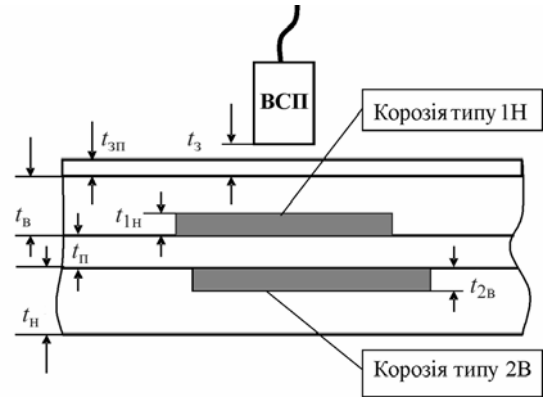


Рис. 6.58. Схема типової двошарової авіаційної конструкції з корозійними пошкодами

Для зменшення похибки вимірювання ЗТ верхньої обшивки в умовах впливу змін проміжку між верхньою та нижньою обшивками та інших факторів дуже важливо правильно вибрати робочу частоту вихрострумового контролю [151]. Ситуація ще більше ускладнюється, коли загальне корозійне пошкодження можливе на різних поверхнях обшивок багатошарової нероз'ємної конструкції. Але навіть у цьому випадку різні варіанти вихрострумового методу контролю є чи не єдині для виходу з неї [147, 148, 151–158]. За наявності корозійних дефектів локального типу (корозійні виразки та пітинги) вихрострумові методи оцінки залишкової товщини з використанням ВСП абсолютного типу дають велику похибку або зовсім не виявляють такі пошкоди, тому придатніші низькочастотні диференційні (або мультидиференційні) ВСП.

6.3.7.1. Визначення залишкової товщини в зонах загальної корозії

Розглянемо механізми формування змін сигналів ВСП абсолютного типу залежно від виду та розміру захованої корозійної пошкоди та параметрів контролю на основі узагальнення результатів низки досліджень [147, 148, 151–157].

Стандартну двошарову авіаційну конструкцію зобразимо у вигляді двох однорідних (тобто ПЕП у межах пластин не змінюється) ізотропних пластин з паралельними поверхнями, в яких розміщено геометрично досконалі пустоти заданої глибини для імітації корозійних пошкод (рис. 6.58). Для аналізу впливу корозійних пошкод на сигнали ВСП у комплексній площині прийнято, що ВСП зафіксований на поверхні матеріалу, а глибина корозійного пошкодження відповідного типу поступово збільшується. Крім того, вважають, що площа (протяжність) корозійного пошкодження більша за активну зону ВСП.

Розглянемо зміни імпедансу параметричного ВСП абсолютного типу (складається з реальної R та уявної ωL складових) у комплексній площині, де вісь X описує зростання реальної складової ($R–R_0$) відносно уявної (ωL_0) у повітрі, а вісь Y – відношення уявної складової на матеріалі (ωL) до уявної на

повітрі (ωL_0). При цьому робочу частоту контролю вважають сталою і змінюється тільки один з параметрів (зазор, проміжок між пластинами, товщина пластини, а також ступінь корозійних пошкоджень). Отримані закономірності справедливі також для трансформаторних ВСП абсолютного типу.

Нульова робоча частота або електропровідність контрольованого матеріалу відповідає початковій точці (0;1) годографа змін імпедансу ВСП (рис. 6.59), коли ВСП розміщений у вільному просторі (іноді кажуть у повітрі), тобто за межами зони впливу на нього контрольованого матеріалу. Якщо електропровідність матеріалу більша за нуль, а також його товщина перевищує реальну глибину проникання вихрових струмів, точка нормованого імпедансу обмотки ВСП (відповідну точку годографа називають також робочою точкою *P*) пересувається з ростом робочої частоти по суцільній кривій (граничній кривій) вниз (рис. 6.59 *а*). За сталої робочої частоти зі збільшенням електропровідності робоча точка пересувається вздовж тієї ж кривої. Коли ВСП встановлюють на зразок, товщина якого збільшується від нуля до значення реальної глибини проникання вихрових струмів, робоча точка пересувається вздовж штрихової кривої (стрілка "товщина" на рис. 6.59 *а*). Для аналізу не має значення, чи це товщина суцільної пластини, чи вона складається з набору окремих пластин, оскільки вихрові струми протікають у площині, паралельній поверхні. Якщо ВСП піднімати над контрольованою поверхнею зразків з різними товщинами (але з однаковою електропровідністю), робоча точка пересувається вздовж інших штрихових кривих (стрілка "зазор" на рис. 6.59 *а*) і закінчується в точці вільного простору (0;1). Цей ефект залежить від зазору між ВСП і контрольованою поверхнею і його можна використовувати для виявлення та оцінки поверхневої корозії, а також визначення товщини діелектричних захисних покриттів. Проте для виявлення прихованої підповерхневої корозії він є одним з основних заважальних факторів, а іншим є зміна проміжку між шарами (листами) ОК. Необхідно зауважити, що ефект змін проміжку дещо подібний до ефекту змін зазору. Рис. 6.59 *б* ілюструє ситуацію, коли ВСП встановлюють на ОК у вигляді двох листів, сумарна товщина яких менша, ніж реальна глибина проникання вихрових струмів. Це викликано тим, що для оцінки підповерхневої корозії необхідно вибором робочої частоти забезпечити проникання вихрових струмів в обидві пластини двошарової конструкції. Тому початкова робоча точка *P* лежатиме на кривій товщини (рис. 6.59 *б*). Якщо нижній лист віддаляти від верхнього, вона рухається вздовж однієї з штрихпунктирних кривих (на рис. 6.59 *б* вони додатково виділені стрілками) залежно від товщини верхнього листа. Коли товщина верхнього листа значно більша, ніж нижнього, точка збільшення проміжку рухається правою кривою (рис. справа 6.59 *б*); коли товщини обох листів приблизно однакові (що в більшості авіаційних конструкцій), робоча точка рухається середньою кривою. В граничному випадку, коли товщина верхнього листа дуже мала (наближається до нуля), вплив збільшення проміжку відповідає кривій зліва. Тоді криві змін зазору та проміжку збігаються і незначно вигнуті за годинниковою стрілкою.

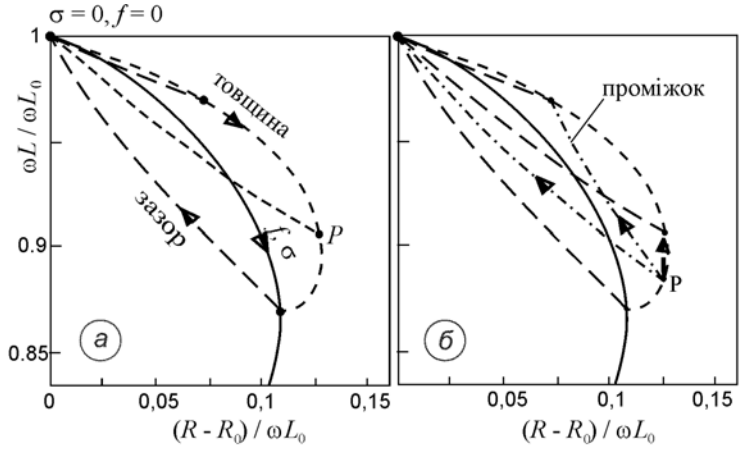


Рис. 6.59. Залежність імпедансу ВСП за зміни зазору та товщини (*а*); зазору, товщини та проміжку між пластинами (*б*)

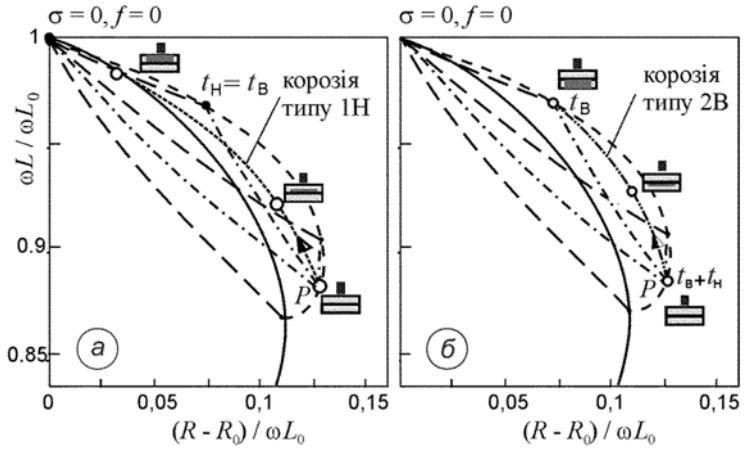


Рис. 6.60. Залежність імпедансу ВСП від корозійного пошкодження типу 1Н (*а*) та 2В (*б*)

Практика показала, що в двошарових авіаційних конструкціях корозія найчастіше починається і розповсюджується від зони контакту двох шарів, тобто від нижньої поверхні першої (верхньої) пластини та верхньої поверхні другої (нижньої) пластини. Розглянемо випадок, коли ураження починається з нижньої поверхні першого (верхнього) листа (рис. 6.60). Його для зручності можна позначити як корозію типу 1Н (перший лист, нижня поверхня) і розглядати як комбінацію одночасного впливу двох факторів: зменшення товщини верхнього листа і збільшення проміжку між листами. Оскільки крива зменшення товщини вигнута проти годинникової стрілки, а крива змін проміжку – за годинниковою стрілкою, крива впливу корозії типу 1Н спочатку близька до прямої лінії**.** Але далі, якщо корозія типу 1Н розповсюджується на всю товщину верхнього листа, робоча точка переміщується, досягаючи кривої зазору, що починається від робочої точки на кривій товщини, яка відповідає товщині нижнього листа. Таким чином, зі збільшенням корозії цього типу відповідна крива вигинається проти годинникової стрілки.

Коли ураження починається з верхньої поверхні другого (нижнього) листа (корозія типу 2В – другий лист, верхня поверхня), його також можна розглядати як комбінацію дії двох факторів: зменшення товщини нижнього листа і збільшення проміжку між листами. Крива розповсюдження корозії типу 2В (рис. 6.60 *б*) починається від робочої точки *P*, потім повертається проти годинникової стрілки і закінчується на лінії змін товщини в точці, що відповідає товщині верхнього листа. Слід зауважити, що лінія проміжку закінчується в цій же точці, але траєкторія інша.

Криві описаних корозійних пошкоджень відрізняються початковим кутом виходу з робочої точки *P*. Крім цього, крива корозії 2В розташована ближче до кривої зміни товщини, а отже, завжди є справа від кривої корозії типу 1Н. Перетинання або часткове злиття цих кривих неможливе. Корозія типу 1Н, безумовно, сильніше впливає на сигнал ВСП, ніж типу 2В.

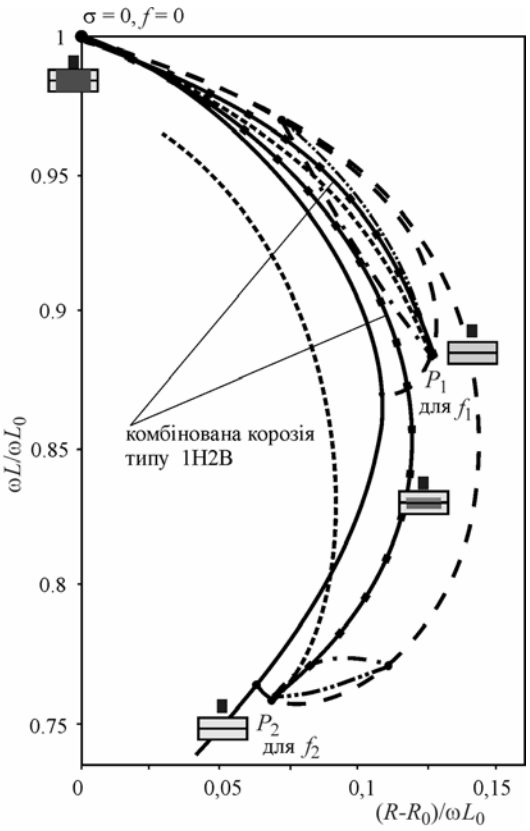


Рис. 6.61. Залежність імпедансу ВСП від ступеня корозійного пошкодження змішаного типу 1Н2В

Під час комбінованого корозійного пошкодження, тобто прихованої корозії в зоні між листами (назвемо його 1Н2В), крива повинна проходити між лініями корозії типу 1Н та 2В (рис. 6.61). Спочатку лінія проміжку завжди лівіше від лінії корозії і перетинає лінію корозії типу 1Н та лінію комбінованої корозії 1Н2В під певним кутом, який залежить від товщини листів, їх електропровідності та робочої частоти. Лінія проміжку та лінії корозії типу 2В, навпаки, ніколи не перетинаються, але можуть зустрітися в точці товщини верхнього листа.

Лінія зазору знаходиться завжди лівіше ліній корозії і ніколи не перетинає їх. Кут між лінією зазору та лініями корозії більший, ніж між лініями проміжку та корозії.

Внаслідок можливості перетину ліній впливу різних факторів положення точки на площині імпедансу не може однозначно визначати стан контрольованого об’єкта. Для розділення впливу різних факторів перспективний бага-

точастотний вихрострумовий метод і тут дуже важливий оптимальний вибір робочих частот. На рис. 6.61 показано зміни розміщення робочих точок, а також взаємного положення ліній впливу корозії різного типу на двох різних робочих частотах. Із збільшенням робочої частоти відповідна робоча точка переміщується вниз (робоча точка P_2 на рис. 6.61). При цьому лінії кривих зміни товщини стають закругленішими, а кути між лініями впливу різних факторів збільшуються. Це свідчить про принципову можливість відстроювання від впливу різних заважальних факторів вибором робочої частоти, яка забезпечує достатній кут (оптимальний 90°) між лініями впливу корозії та зміни заважальних факторів. По-перше, зі збільшенням робочої частоти кінцева точка кривої корозії 1Н рухається також вниз і стає ближчою до граничної кривої (суцільна лінія на рис. 6.61). При цьому, так як кінцева точка комбінованої корозії не залежить від робочої частоти, а кінцева точка корозії типу 1Н із збільшеннями частоти тільки незначно зміщується, то з ростом частоти кут між кривими корозії типу 2В та кривими інших типів корозійних пошкод збільшується, що, зрештою, створює умови для їх розділення. По-друге, зі збільшенням робочої частоти крива корозії типу 2В стає коротшою, тобто чутливість до корозії типу 2В стає меншою, що, зрештою, можна пояснити зменшенням глибини проникання вихрових струмів з ростом робочої частоти. З переміщенням кінцевої точки кривих корозії типу 1Н кінцева точка кривих зміни проміжку також стає ближчою до граничної кривої. Кривизна лінії зміни проміжку з ростом робочої частоти збільшується і вона перетинає лінії комбінованої корозії і корозії типу 2В за дуже малих значень. Таким чином, на високих частотах криві зміни проміжку лежать між кривими корозії типу 1Н та 2В тільки за дуже малих глибин корозійних пошкод.

Подані закономірності можна використати під час розробки методів селективного вихрострумового контролю корозійних пошкод з застосуванням універсальних вихрострумових дефектоскопів та реєстрацією змін сигналів у комплексній площині.

6.3.7.2. Виявлення та оцінка локальних корозійних пошкод

Вищеподаний аналіз зроблено за умови, що діаметр ВСП більший за зону корозійного пошкодження. Зі зменшенням діаметра абсолютних ВСП для поліпшення роздільної здатності одночасно падає глибина проникання вихрових струмів, тому цей шлях непридатний для контролю підповерхневих пошкод. Цього можна уникнути, застосовуючи низькочастотні мультидиференційні ВСП типу Леотест MDF, що підтверджують результати визначення залишкової товщини за наявності локального корозійного пошкодження [141, 158]. Його імітували шляхом свердлень отворів з плоским дном різних діаметрів (D = 1,8 мм; 3,0; 4,5; 6,0 та 9,0 мм) і з різною глибиною (товщина пластини мінус глибина дефекту $h_{зал}$ = 0,5 мм; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5 та 3,0 мм) у пластині з титанового сплаву товщиною 4 мм. Досліджували на робочій частоті 50 кГц. Реєстрували годографи сигналу ВСП у комплексній площині під час сканування над дефектом з непошкодженого боку. Амплітуду сигналу

визначали за розмахом годографа, а фазовий кут сигналу – за його нахилом. На отриманих сигналах (рис. 6.62) лінії рівних залишкових товщин прямі і кут їх нахилу не залежить від діаметра дефекту. Отже, для такого дефекту залишкова товщина однозначно визначається фазою сигналу незалежно від його розміру. У загальному випадку параметри локальних дефектів (ефективний діаметр і глибина залягання) визначають амплітудні і фазові характеристики сигналу. Для оцінки розміру дефекту незалежно від глибини залягання можна використати інваріантний параметр Ua^{φ} [158], де $\ln a = \ln\left(U_0/U_h\right)\varphi^{-1}$; U – амплітуда сигналу; φ – його фаза.

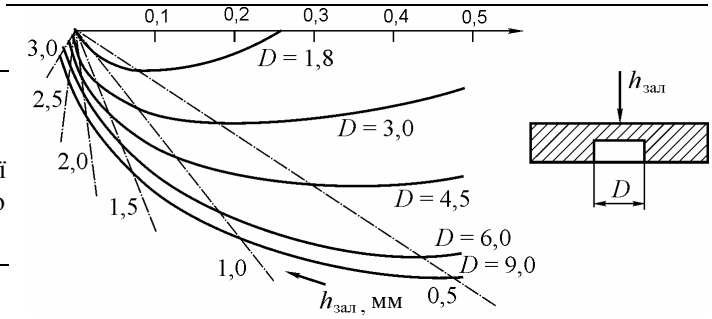


Рис. 6.62. Залежність сигналу ВСП від розміру D та залишкової товщини $h_{зал}$ локального дефекту

Мультидиференційні ВСП використані для дослідження можливостей вихрострумового контролю корозійного пошкодження в зоні "стрингер–обшивка" на реальних конструкціях літаків АНТК ім. Туполєва після довготривалої експлуатації. Використовували робочі частоти 3 і 10 КГц [10, 50, 51]. Типовий приклад цієї конструкції наведено на рис. 6.63 *а*, де *1* – стрингер, *2* – обшивка, *3* – заклепки, *4* – корозійні виразки.

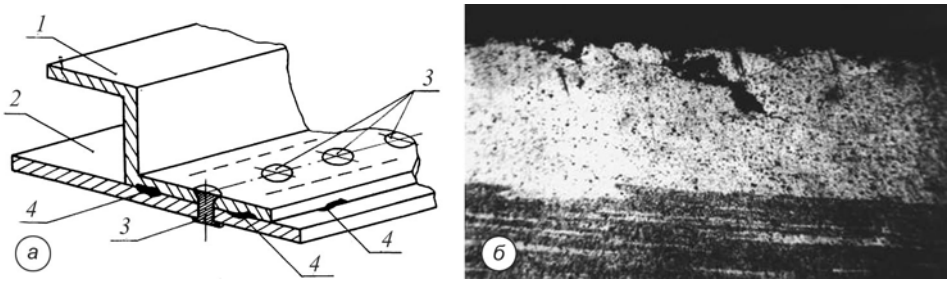


Рис. 6. 63. Локальні корозійні пошкодження в авіаційних конструкціях: *а* – типовий вузол "стрингер–обшивка"; *б* – виявлена корозійна виразка

Сканували (лінії сканування показані штрихами) на постійній відстані від ряду заклепок. Мінімальна глибина реальних корозійних виразок, які виявлені на внутрішній поверхні стрингера (товщина обшивки 1,5 мм, товщина стрингера 3 мм), сягала 0,16 мм (5,2% від товщини стрингера) [50, 51] (рис. 6.63 *б*).

На основі статистичних даних про розподіл корозійних пошкод літаків розроблено методику контролю підпідлогової частини фюзеляжу. Контрольо-

вану зону розбивали на чотири ділянки з різною ймовірністю появи корозійних пошкод. Спочатку контролюють першу з них, яка найбільше піддається корозії. За відсутності корозії на цій ділянці далі не контролюють. Якщо корозійну пошкоду виявляють, то контролюють другу ділянку і т. д. Такий підхід полегшує контроль літака і ефективний. Розроблену методику використовують для факультативного контролю літаків, що підлягають ремонту.

6.3.8. Вихрострумовий контроль зони кріпильних отворів під заклепкові та болтові з'єднання

Більшість елементів сучасних авіаційних конструкцій – це багатошарові нероз'ємні вузли з великою кількістю кріпильних елементів (заклепок, болтів, штифтів тощо), які послаблюють конструкцію і є зоною концентрації напружень. Тому індивідуальна оцінка технічного стану і контроль зон кріпильних отворів є дуже важливою ланкою робіт для продовження ресурсу літаків [13, 47, 48, 52, 160–176]. Найефективніший для контролю зони отворів вихрострумовий метод, на основі якого розроблена велика кількість технологій контролю. Усі існуючі технології і методики можна умовно поділити на дві основні групи:

1) вихрострумовий контроль бокової стінки отворів, для реалізації якого необхідний демонтаж кріпильних елементів;

2) вихрострумовий контроль зони отворів без демонтажу кріпильних елементів і розбирання багатошарових конструкцій.

Технології першої групи найчастіше застосовують під час ремонту АТ, коли є умови для демонтажу кріпильних елементів перед контролем і подальшого їх встановлення після нього [48]. Тут за допомогою високочастотних вихрострумових дефектоскопів із спеціальними локальними ВСП досягається найбільша чутливість, так як ВСП прилягає безпосередньо до стінки отворів. Важливо, що чутливість тут не залежить від місця розташування дефекту в отворі.

Технології другої групи можна застосовувати безпосередньо під час випробувань та експлуатації АТ [164–176]. В цьому випадку використовують низькі робочі частоти для забезпечення глибокого проникання вихрових струмів. Чутливість тут значно менша і залежить від глибини залягання дефекту.

6.3.8.1. Вихрострумова дефектоскопія бокових стінок отворів

Бокові поверхні отворів важкодоступні для безпосереднього спостереження навіть за умови видалення кріпильного елемента. Це обумовлено відносно невеликим діаметром отворів (від 3 до 20 мм) за досить великої глибини. Найчастіше кріпильні елементи з'єднують два шари, наприклад, обшивку зі стрингером, але існують випадки, коли з'єднують три і більше елементів з матеріалів, що мають різні фізичні властивості, наприклад, із немагнітного алюмінієвого сплаву і сталі, яка має феромагнітні властивості [48]. При цьому тріщини можуть бути в будь-якому з шарів. Контроль ускладнюється тим,

що на контрольовані деталі можуть діяти стискальні напруження, які зменшують розкриття тріщини. В таких умовах більшість існуючих методів, наприклад ультразвукові, капілярні, магнітні і радіаційні, є взагалі незастосовні або малоефективні. В праці [48] подано результати порівняльних досліджень ефективності контролю отворів діаметром 10 мм у дисках турбіни з жаротривкого немагнітного сплаву вихрострумовим та кольоровим методами. Дослідження бокової поверхні отворів після розрізання деталі з наступним прямим аналізом поверхні отвору підтвердили більшу ефективність вихрострумового методу. Зокрема, значну частину дефектів завдовжки від 2 до 20 мм кольоровим методом не виявлено, а вихрострумовим – 94% дефектів довжиною більше 2 мм. Фірма McDonnel Douglas Aerospace для порівняння досліджувала ефективність вихрострумової дефектоскопії за допомогою статичних дефектоскопів з ручним скануванням та кольорового методу для виявлення кутових втомних тріщин у паливних отворах перегородок крила з титанового сплаву [163]. Розраховували імовірність виявлення тріщин різними операторами залежно від її розміру. Зауважимо, що цей випадок відносно легкий для контролю кольоровим методом. Метод вихрових струмів показав приблизно однакову ефективність з кольоровим для тріщин довжиною більше 0,38 мм. Якщо тріщини коротші, ефективність вихрострумового методу менша (пропущено 10 дефектів з 22), що автори пояснюють хибними сигналами внаслідок нестабільного притискання ВСП за ручного сканування контрольованої поверхні.

На сьогодні вихрострумовий метод визнаний найефективнішим для виявлення дефектів на внутрішніх поверхнях кріпильних отворів багатошарових вузлів авіаційних конструкцій. У ряді випадків вихрострумовий контроль отворів передбачений навіть в умовах аеродромів, зокрема, контролюють отвори вузлів стикування лонжеронів і силових панелей крила з профілями роз'єму центроплана та отвори в кронштейнах навіски закрилків. В реактивних двигунах під час ремонту контролюють отвори в вузлах турбіни і компресора [48].

Фактори, які можуть впливати на ефективність контролю, зокрема, зменшувати чутливість до дефектів або викликати хибні сигнали від завад, подано в табл. 6.20.

Таблиця 6.20

Проблеми, що впливають на ефективність вихрострумового контролю отворів

Проблеми	Фактори
Зменшення чутливості до дефектів	1. Закрита або завальцьована тріщина. 2. Невідповідність діаметрів давача і отвору.
Фальшива сигналізація дефекту або збільшення рівня завад	1. Овальна форма отвору. 2. Наявність на боковій поверхні отвору слідів від різьби, зарубок, задирів, подряпин, рисок тощо. 3. Шорсткість бокової поверхні отвору. 4. Наявність сторонніх частинок та стружок, особливо феромагнітних. 5. Вплив краю обшивки. 6. Невідповідність діаметрів давача і отвору.

Технології вихрострумового контролю отворів в авіаційних конструкціях можна умовно поділити на дві основні групи [48, 160] залежно від використання статичних вихрострумових дефектоскопів з ВСП спеціальної конструкції або спеціалізованих роторних сканерів з високою частотою обертання ВСП, що надає можливість застосувати динамічний (модуляційний) метод обробки сигналів ВСП.

Перевага технологій першої групи полягає в можливості використання портативних статичних дефектоскопів, якими вже контролюють інші зони авіаційних конструкцій (див. розділ 6.3.5). Необхідно тільки вибрати спеціальні ВСП з головкою, діаметр якої відповідає контрольованому отвору (див. рис. 6.34). У комплект статичних дефектоскопів типу ЛЕОТЕСТ ВД входять ВСП діаметром від 5 до 12 мм, в яких чутливий елемент розташований перпендикулярно боковій поверхні отвору. Вставлюючи ВСП на різну глибину з кроком 1...2 мм з наступним його обертанням, контролюють усю бокову стінку отвору. Для зручності обертання на необхідній глибині використовують спеціальні оправки-обмежувачі. Недоліком цієї технології є недостатня ефективність під час контролю зон краю і стиків у багатошарових авіаційних конструкціях, особливо тоді, коли один із шарів виконаний із феромагнітної сталі [48]. Тоді необхідно виділяти окрему зону контролю і відповідно настроювати дефектоскоп під час встановлення ВСП на краю обшивки або в зоні стику. Іншим недоліком є невисока продуктивність контролю. Це пояснюють ручним скануванням бічної стінки, необхідністю перестроювання дефектоскопа в крайових зонах та зонах стику, а також багатократного повторення контролю для оцінки характеру показів.

Технології другої групи дозволяють значно збільшити продуктивність контролю і позбутися ряду завад (табл. 6.20), зокрема пов’язаних з зоною краю або стику. Для реалізації динамічного методу під час контролю отворів необхідно забезпечити високу частоту обертання ВСП. Зовнішній вид одного із варіантів такого роторного сканера подано на рис 6.47. Конструкція роторного сканера для контролю бокової стінки отворів, розробленого в Центрі “Леотест-Медіум” (Львів), зображена на рис. 6.64.

Він складається з розміщеного в корпусі *1* двигуна *2*, який обертає ротор *3*. Ротор встановлено в корпусі за допомогою двох підшипників *4* і з’єднано з двигуном за допомогою муфти *5*. На роторі закріплено виносний змінний наконечник *6*, на кінці якого розміщено ВСП *7*, а також роторні (обертальні) обмотки генераторного *8* та вимірювального 9 обертальних трансформаторів. Через роторну обмотку *8* і відповідну нерухому обмотку *10* генераторного обертального трансформатора передається напруга збудження ВСП. Подібно вихідний сигнал ВСП передається через роторну обмотку *9* і нерухому обмотку *11* вимірювального обертального трансформатора. Для синхронізації розгортки пристрою індикації з обертанням ротора на ньому встановлено магніт (на рис. 6.65 не показано), який, обертаючись, формує синхроімпульси в індуктивному синхродавачі *12*. Виносний наконечник на роторі фіксують накидною гайкою *13*. В модулі комутації *14* розміщено роз’єм *15* для підклю-

чення сканера до дефектоскопа та джерела живлення двигуна, а також тумблер *16* включення двигуна.

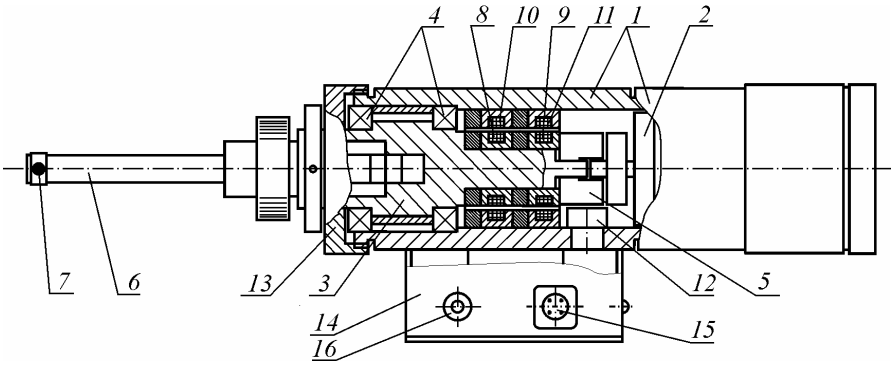


Рис. 6.64. Конструкція роторного сканера для контролю бокової стінки отворів

Сигнал можна спостерігати або в комплексній площині, або в режимі часової розгортки модуля чи складової вектора вихідної напруги ВСП, що значно розширює можливості інтерпретації результатів контролю. Один отвір динамічним методом контролюють протягом 10...20 с. Сигнали завад від краю або стику, а також від різьби можна заглушити вибором частоти зрізу фільтра.

Для поліпшення селективності та чутливості вихрострумового контролю бокових стінок отворів застосовують багаточастотний метод у поєднанні з динамічним методом обробки сигналу [160]. У праці [161] описано вдосконалену систему вихрострумового контролю типу Rotoscan на основі дефектоскопа типу Elotest B2 фірми Rohmann, яка видає результати контролю у вигляді двовимірної кольорової дефектограми, що відповідає повній розгортці бокової стінки отворів. Система сканування визначає не тільки положення ВСП по колу отвору, але і під час переміщення ротора вздовж осі отвору. Це зменшує час на контроль безпосередньо на літаку, так як отримані дефектограми можуть зберігатися в пам'яті комп'ютера. Процедура детального аналізу дефектограм і прийняття рішення може переноситися на інший час і виконуватись після контролю в комфортних умовах. Важливо, що з аналізу двовимірних дефектограм можна визначити положення тріщини та її протяжність. Система [162] реєструє і аналізує сімейство профілів сигналів від дефекту під час просування ВСП вздовж отвору, визначаючи форму, довжину і глибину тріщини, а також положення тріщини відносно краю. Для забезпечення кількісного контролю розроблено високоточну систему позиціонування ВСП в отворі і спеціальну програму аналізу зібраних даних.

6.3.8.2. Виявлення підповерхневих дефектів багатошарових вузлів у зоні заклепкових з'єднань

Виявлення підповерхневих дефектів багатошарових вузлів з алюмінієвих сплавів у зоні заклепкових з'єднань без розбирання і видалення заклепок –

одна з найбільш критичних і складних проблем НК в авіаційній промисловості. Вона стає особливо актуальною для забезпечення надійної довготривалої експлуатації літаків, час роботи яких перевищив встановлений термін.

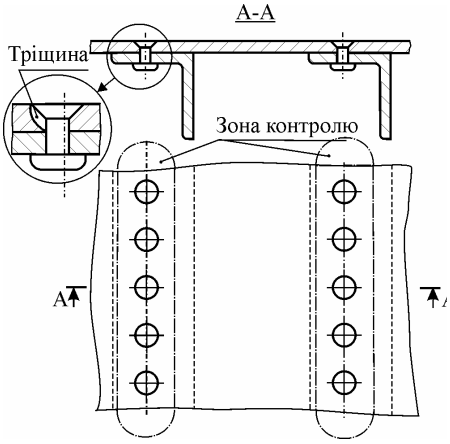


Рис. 6. 65. Типова авіаційна конструкція із заклепковим рядом

У багатьох випадках небезпечними вважають тріщини, які не виходять за головку заклепки (рис. 6.65). Загалом кількість з'єднаних шарів може бути більшою і дефекти можуть розташовуватися у внутрішніх шарах.

Усі технології вихрострумового контролю заклепкових з'єднань за характером сканування контрольованої зони можна умовно поділити на три основних групи:

1) *статичний спосіб*, коли ВСП встановлюють на заклепку або біля неї;

2) *ковзний* – за поступового переміщення ВСП вздовж ряду заклепок;

3) *обертальний* – ВСП встановлюють на заклепку і обертають навколо неї вручну або автоматично.

Статичний спосіб. Для реалізації цієї технології використовують кільцеві ВСП ("Ring Probe" або "Encircling Probe" [165]). Такий ВСП (рис. 6.66) складається з двох послідовно підключених генераторних обмоток *1* і двох диференційно включених вимірювальних обмоток *2*. За своєю фізичною суттю кільцеві ВСП відносяться до давачів абсолютного компенсованого типу, в яких для зменшення небалансу генераторна та вимірювальна обмотки розділені на дві ідентичні частини: основну і компенсаційну. Компенсаційна розміщена безпосередньо над основною (див. рис. 6.66). Основна і компенсаційна частини включені назустріч.

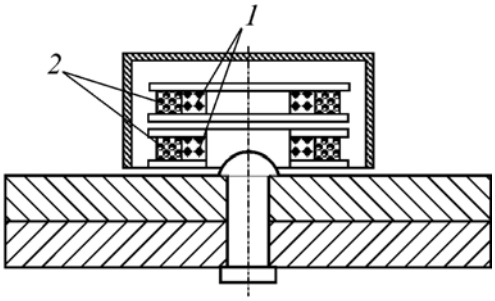


Рис. 6.66. Конструкція ВСП кільцевого типу

Спеціальний кільцевий ВСП типу ARK 1/8 розроблено в Центрі «Леотест-Медіум» для контролю зони заклепок гермошпангоута літаків "Boeing-747", які експлуатують українські цивільні авіакомпанії [164]. ВСП виявляє тріщини довжиною більше 5 мм в другому шарі двошарової конструкції із алюмінієвого сплаву (товщини шарів 1,8 і 0,8 мм) в зоні заклепок з діаметром головки 8 мм. Для настроювання кільцевого ВСП використовують стандартний зразок із двох склепаних пластин відповідної товщини (див. рис. 6.67). Зразок має заклепку

без дефекту (БД) і з дефектом (Д) завдовжки 5 мм, що відповідає необхідній чутливості контролю. Штучний дефект типу тріщини виготовлено електроерозійним методом з розкриттям 0,1 мм. Розроблений ВСП типу ARK 1/8 відрізняється від стандартних кільцевих значно меншою висотою (9,5 і 1,6 мм для ARK 1/8 і ARK 2/8 відповідно проти 25 мм для ВСП німецької фірми "Rohmann"). Це дає можливість контролювати в зонах з обмеженим доступом. Вихрострумові перетворювачі типу ARK 1/8 і ARK 2/8 адаптовано для роботи з дефектоскопами типу ELOTEST фірми Rohmann за допомогою роз'єму типу Fischer. Діапазон робочих частот – від 600 Гц до 10 кГц. Для встановлення на головку заклепки ВСП має внутрішній отвір діаметром 8,3 мм.

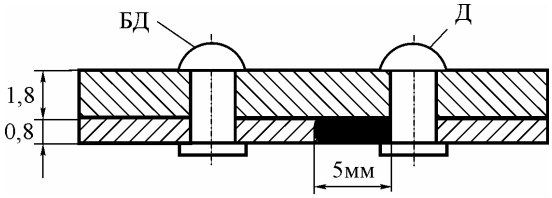


Рис. 6.67. Контрольний зразок для настроювання дефектоскопа під час виявлення тріщин у зоні заклепок під обшивкою товщиною 1,8 мм

Методика контролю за допомогою кільцевого ВСП передбачає використання комплексної площини для розділення сигналів від дефектів і змін зазору між ВСП і контрольованою поверхнею. Сигнали від зазору та дефекту у внутрішньому шарі на робочій частоті 3 кГц відрізняються за фазою приблизно на 90°. Тому, встановлюючи ВСП на бездефектну заклепку зразка (БД на рис. 6.67), регулюють поворот комплексної площини так, щоб орієнтувати годографи сигналів за варіацій зазору в горизонтальному напрямку. Тоді під час встановлення ВСП на заклепку з дефектом годограф сигналу має вертикальний напрямок. Перевагою технологій цього типу є простота і відносно висока продуктивність контролю. До недоліків слід віднести вплив великої кількості заважальних факторів, які в багатьох випадках неможливо врахувати, зокрема варіацій діаметра отвору або заклепки, змін електропровідності матеріалу заклепки, змін товщини шарів або проміжку між шарами багатошарового ОК, товщини захисного покриття тощо. Тому на практиці за цією технологією виявляють достатньо довгі (5 мм і більше) наскрізні тріщини. На рис. 6.68 подано залежність між амплітудою сигналу $U_Д$ кільцевого ВСП типу ARK 1/8 в умовних одиницях (поділках шкали індикатора) від довжини тріщини в зоні заклепки нижньої обшивки за різної товщини $t_В$ верхньої обшивки, яка отримана в лабораторних умовах, коли дія вказаних

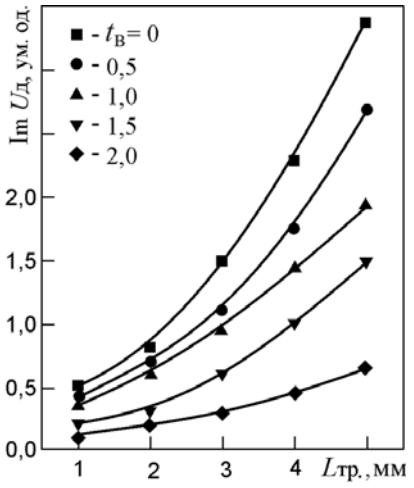


Рис. 6.68. Залежність амплітуди сигналу кільцевого давача від довжини тріщини для різних товщин верхньої обшивки

вище заважальних факторів виключена. Тільки тому отримано надійні сигнали від тріщин довжиною 1 мм і більше. На практиці вплив завад суттєво знижує чутливість.

Коли напрямок розповсюдження тріщини від заклепки відомий, можна використовувати інший варіант статичного способу контролю, за якого ВСП менших розмірів встановлюють збоку заклепки. За таким варіантом за допомогою ВСП діаметром 7,6 мм контролюють, зокрема, окремі деталі літака “Boeing-737”.

Ковзний спосіб. Під час реалізації цієї технології ВСП переміщують вздовж ряду заклепок, здебільш вздовж осі, що з’єднує центри заклепок. Для цього на робочій поверхні ВСП виконують паз, ширина і глибина якого відповідає діаметру і висоті головки заклепок. В англомовній літературі такі ВСП називають “Slide” або “Sliding probe”.

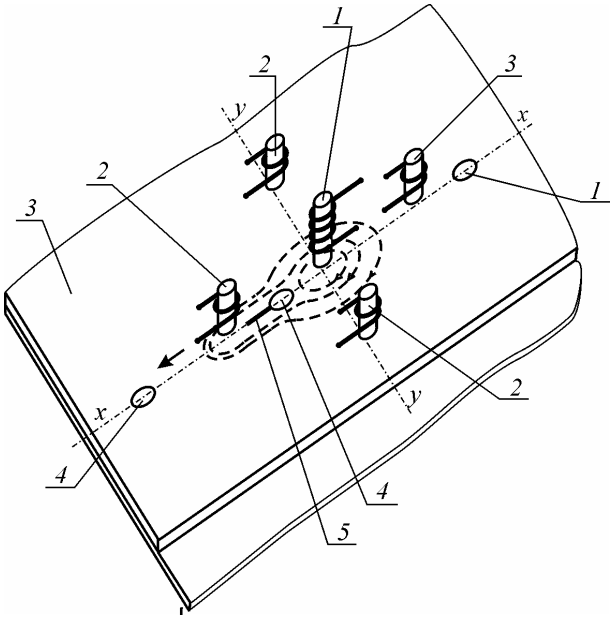


Рис. 6.69. Конструкція ковзного ВСП і схема сканування заклепкового ряду

Ковзний ВСП (рис. 6.69) складається із однієї центральної обмотки збудження *1* і чотирьох вимірювальних обмоток *2*, які розташовані симетрично і з’єднані послідовно [167]. ВСП встановлюють на контрольований багатошаровий вузол *3* з рядом заклепок *4*. Сканують по осі *XX*, що з’єднує центри заклепок. За наявності в заклепці дефекту типу тріщини *5* контури вихрових струмів перерозподіляються (штрихові лінії). Годографи сигналів під час контролю заклепок за допомогою ковзного ВСП спостерігають у комплексній площині (рис. 6.70), для чого використовують описані вище універсальні вихрострумові дефектоскопи. Після компенсації небалансу ВСП напрямок годографа від бездефектної заклепки поворотом комплексної площини скерову-

ють у горизонтальному напрямку. Контурною лінією на рис. 6.70 *а* виділена зона, в якій можуть проходити годографи сигналів від бездефектної заклепки за випадкового зміщення ВСП від центральної осі сканування. Відхилення годографа сигналу від бездефектної заклепки в вертикальному напрямку не перевищує значення y_0. На рис. 6.70 *б* показано типовий годограф сигналу від заклепки з поздовжньою тріщиною, який має форму характерної петлі. Видно, що оператор досить легко може розпізнати годографи від дефектної і бездефектної заклепок. Можна також виділити сектор комплексної площини для регулювання автоматичної сигналізації дефектоскопа: обведений штриховими лініями правий верхній сектор, який відповідає $y \le y_0$ і $x \le -x_0$.

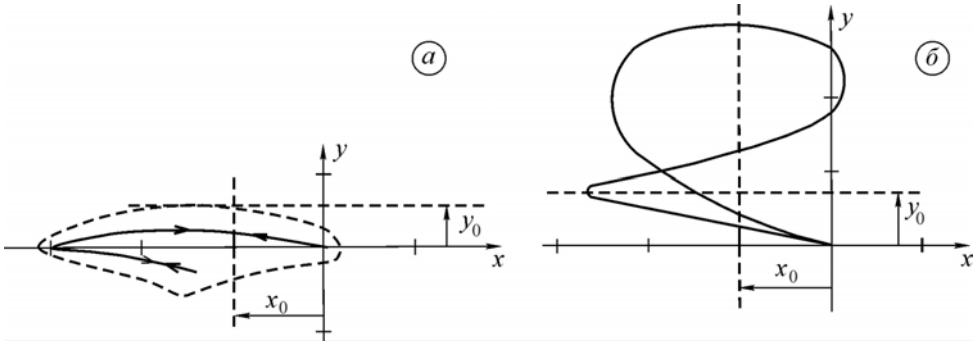


Рис. 6.70. Типові годографи сигналів від ковзного ВСП під час сканування бездефектної заклепки (*а*) і заклепки з поздовжньою тріщиною (*б*)

Для контролю заклепок ковзним способом запропоновано також ВСП, в яких генераторні і вимірювальні обмотки встановлено на окремих осердях і рознесено на відносно велику відстань [168, 169]. В англомовній літературі такі ВСП називають ”sliding driver/receiver probe”. Відстань між генераторною і вимірювальними обмотками тут можна регулювати, змінюючи глибину проникання вихрових струмів залежно від глибини залягання тріщин. Зовнішній вигляд такого ВСП з діелектричними вставками, що регулюють відстань між обмотками і стандартний зразок з заклепками (A, B, C, D), показано на рис. 6.71. Недоліком таких ВСП є великий сигнал небалансу під час їх встановлення на бездефектний матеріал.

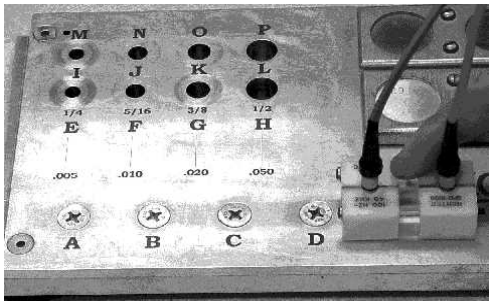


Рис. 6.71. Ковзний ВСП зі змінною вставкою між обмотками

Основною перевагою ковзного способу контролю є його висока продуктивність, яка навіть перевищує таку статичного способу з застосуванням кільцевого ВСП. Однак є ряд обмежень, серед яких недостатня чутливість до тріщин,

розташованих перпендикулярно напрямку сканування; вимога регулярності розташування заклепок тощо. Тому цей спосіб ефективний, коли напрямок можливої тріщини наперед відомий і збігається з віссю регулярного ряду заклепок, а вимоги до чутливості невисокі.

Ковзний спосіб контролю зони заклепок можна успішно реалізувати за допомогою описаних в розділі 6.3.4.2 мультидиференційних ВСП. Особливістю цих ВСП, яка визначає їх переваги під час контролю зони заклепок, є надто високий ступінь компенсації небалансу і, відповідно, заглушення завад. Для типових заклепок можна використати ВСП типу Леотест MDF 1501 і MDF 1701 (див. табл. 6.18).

Розроблено ефективну методику вихрострумового контролю для виявлення тріщин, що орієнтовані під кутом 90° до напрямку заклепкового ряду [10, 50, 164, 169]. Вона передбачає використання мультидиференційних ВСП типу Леотест MDF 1201 і MDF 0901 (див. табл. 6.18), які вдало поєднують необхідну глибину контролю і високу роздільну здатність з малими розмірами (12,5 і 9,0 мм відповідно). За запропонованою методикою добре виявляють втомні тріщини, що розташовані поперек ряду заклепок, зокрема такі, які виходять за головку заклепки на 2…3 мм. Методика забезпечує досить високу продуктивність і можливість контролю анізотропних матеріалів. Однак чутливість при цьому може обмежуватись через сигнали від отворів під заклепки. Позбутися їх можна шляхом амплітудного розділення сигналів, за якого про наявність тріщини свідчить перевищення заданого порога сигналу, який вибирають більшим за рівень сигналу від отворів без дефекту. Можливе також амплітудно-фазове відстроювання від впливу отворів [10, 50].

Обертальний спосіб. Найкращу чутливість під час контролю зони заклепок мають методики, побудовані на обертанні ВСП навколо заклепки. На відміну від вищеописаних технологій, коли виявляють переважно тріщини, що виходять за межі головки заклепки (розмір таких тріщин може бути вже більшим за критичний), на основі мультидиференційних низькочастотних ВСП розроблено методику виявлення тріщин, що не виходять за головку заклепки [164, 167]. Методика використовує особливість конструкції ВСП, за якої забезпечується високий рівень компенсації небалансу під час його установки співвісно з заклепкою. Цей небаланс завдяки круговій симетрії зберігається і під час обертання ВСП навколо заклепки. Вона апробована для контролю конструкцій літаків АНТК “Туполєв” із алюмінієвого сплаву Д16Т із заклепками потайного типу (діаметр головки 8 мм, діаметр отвору 4 мм) з використанням ВСП типу Леотест MDF 1201 і вихрострумових дефектоскопів типу ПОЛЕТ, ВІД і ТЕСТ, що дозволило виявити тріщини завдовжки більше 1 мм [170]. Схема розташування ВСП відносно заклепки потайного типу і схема сканування для виявлення тріщин під головкою заклепки зображена на рис. 6.72.

ВСП встановлюють співвісно з заклепкою за допомогою спеціальної оправки з діелектрика, компенсують небаланс і спостерігають за змінами контрольованого сигналу під час обертання ВСП. Для реалізації контролю достатньо забезпечити обертання ВСП в обидва боки на кут від 45 до 90 гра-

дусів. Коли напрямок можливого розповсюдження тріщини відомий, методику можна вдосконалити і настроювати безпосередньо на контрольованому виробі з заклепкою за орієнтації ВСП, коли відсутній сигнал від тріщин. Кут обертання ВСП тут може бути обмежений 45 градусами. Для контролю анізотропних за ПЕП матеріалів застосування цієї методики ускладнюється. Тоді необхідно спостерігати сигнали на екрані дефектоскопів універсального типу в комплексній площині, поворот якої вибирають так, щоб послабити вплив анізотропії на одну із компонент сигналу. Важливим є також ретельне центрування заклепки і ВСП, що може зменшувати продуктивність контролю.

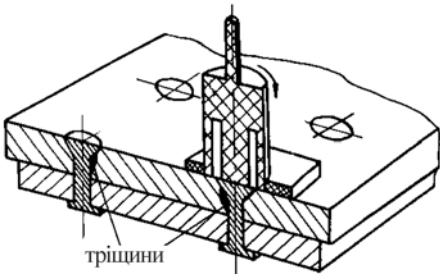


Рис. 6.72. Схема встановлення ВСП і сканування для виявлення тріщин під потайною головкою заклепки

Для виявлення дефектів під заклепками з округлими та циліндричними головками (діаметр головки 10 мм, діаметр отвору 6 мм) що виступають над контрольованою поверхнею, у Центрі “Леотест-Медіум” розроблено спеціалізований ВСП типу Леотест MDF 2201/10 R діаметром 22 мм, що забезпечує можливість його встановлення за типових відстаней між заклепками. В цьому випадку необхідна діелектрична накладка для центрування ВСП під час обертання, так як ВСП центрується самою заклепкою [164].

Спеціалізований ВСП типу Леотест MDF 2201/10 R досліджено на робочій частоті 2 кГц з реєстрацією сигналу в комплексній площині за допомогою універсальної комп’ютерної вихрострумової системи на основі плати типу EddyMax (фірми Test Maschinen Technik). Випробовували зразок із алюмінієвого сплаву Д16Т з отвором діаметром 6 мм, від якого електроерозійним способом прорізали штучні дефекти типу тріщини з розкриттям 0,1 мм, завдовжки від 1 до 6 мм. Зразок з дефектом накривали пластиною завтовшки 2 мм з отвором діаметром 6 мм без дефекту і з’єднували за допомогою заклепки. Досліджували годографи сигналів ВСП під час його обертання над зразком з тріщиною довжиною 1 мм (рис. 6.73 *а*) і 2 мм (рис. 6.73 *б*). Для порівняння і встановлення рівня чутливості досліджували також сигнали від завад, внаслідок обертання ВСП навколо бездефектного зразка (рис. 6.73 *в*) і його підняття від зразка (сигнал зазору) на висоту приблизно 3...4 мм (рис. 6.73 *г*). Чутливість під час реєстрації сигналів від тріщини завдовжки 1 мм і сигналів від завад була однакова, а для тріщини завдовжки 2 мм зменшена на 12 дБ. Аналіз годографів показує, що довжина тріщини суттєво впливає на амплітуду сигналу. Зокрема, сигнал від тріщини довжиною 2 мм більший втричі, ніж від тріщини завдовжки 1 мм. При цьому сигнал від меншої тріщини ніж на 6 дБ перевищує рівень сигналу від основних завад [164].

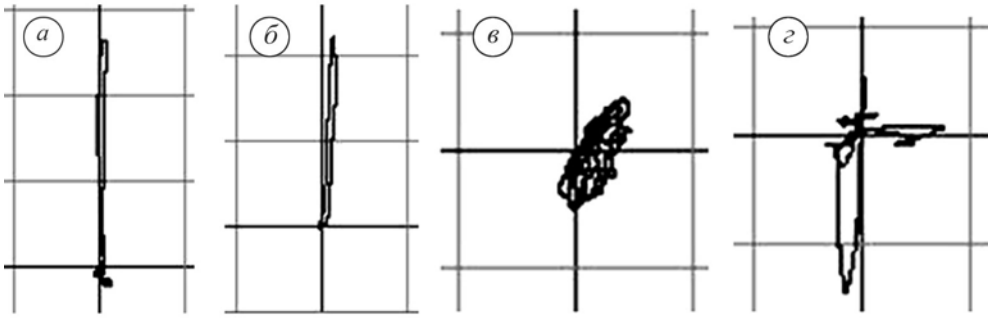


Рис. 6.73. Сигнали обертового ВСП від дефектів типу тріщини (*а* і *б*) під головкою заклепки і обшивкою товщиною 2 мм, а також сигнали від завад різного типу (*в* і *г*)

Селективність і чутливість обертального способу для контролю зони заклепок поліпшено з допомогою динамічного методу обробки сигналу ВСП. Для його реалізації необхідно забезпечити високу частоту обертання встановленого над заклепкою ВСП за допомогою роторного сканера [171, 172]. Схему одного із варіантів ВСП і принцип обертального методу виявлення дефектів під заклепкою, реалізованого в приладі EDDISCAN [172], подано на рис 6.74.

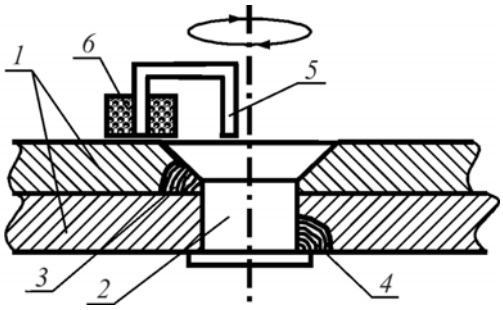


Рис. 6.74. Схема реалізації обертального методу виявлення дефектів під головкою заклепки [171]:
1 – обшивки; *2* – заклепка;
3 – дефект у верхньому шарі;
4 – дефект у нижньому шарі;
5 – феритове П-подібне осердя;
6 – індуктивна обмотка

Сканувальний перетворювач у вигляді П-подібного феритового осердя з обмоткою параметричного ВСП на одному з пліч осердя *5* розміщують так, щоб плече осердя знаходилось по центру заклепки. Таким чином, під час обертання навколо осі заклепки забезпечується радіальний напрямок (відносно заклепки) первинного поля. За обертання над бездефектною заклепкою імпеданс параметричного ВСП не змінюється і відповідний сигнал відсутній, так як система ВСП–ОК симетрична відносно осі заклепки. Баланс порушується за наявності дефектів в одному з шарів конструкції. ВСП збуджується прямокутними імпульсами частотою 1 кГц. Подібна система контролю після певної модернізації реалізована в спеціалізованому вихрострумовому дефектоскопі Nortec 30 Eddyscan для виявленні тріщин у зоні заклепок. Тут використовують збудження прямокутними імпульсами за допомогою нерухомої індуктивної обмотки, а на кінці П-подібного осердя встановлено давач Холла замість вимірювальної індуктивної обмотки. Дефектоскоп комплектують роторними сканерами для контролю заклепок різного діаметра (від 5,7 до 12,1 мм). В документації на дефектоскоп задекларовано можливість виявлення

тріщин на глибині 6,35 мм (для немагнітних заклепок) і 12,7 мм (для феромагнітних). Для такої технології дуже важливо забезпечити точне центрування роторного сканера відносно заклепки, тому в приладі існує можливість центрувати роторний сканер під час встановлення його на заклепки спеціальним шаблоном на екрані. Продуктивність контролю згідно з документацією 5 с на заклепку. Досвід використання дефектоскопа Nortec 30 Eddyscan на АНТК "АНТОНОВ" показав, що він має ряд недоліків: вплив зміни проміжку між шарами багатошарової конструкції і овальність заклепки, великий розмір роторного сканера, що не дозволяє контролювати в багатьох важкодоступних місцях авіаційних конструкцій. Американська фірма "Foerster Instrument Incorporated" пропонує вихрострумову комп'ютеризовану систему RIVET CHECK 2839. Експертиза цього приладу, проведена NASA, показала, що система забезпечує виявлення тріщин довжиною 0,81 мм у першому шарі товщиною 1 мм з ймовірністю 0,9. Власні дослідження фірми показали, що допрацьований варіант системи виявляє тріщини завдовжки 0,51 мм в першому шарі, 1,0 мм – у другому і 2,5 мм – у третьому.

Для контролю заклепок опрацьовували системи, що використовують електромагнітне поле, яке обертається навколо осі заклепки внаслідок зміни різниці фази просторово рознесених обмоток збудження, або багатоелементні ВСП [173–175]. Перевага таких методів полягає у відсутності рухомих частин, але такі системи на практиці поки що не забезпечують необхідної роздільної здатності і чутливості.

Для аналізу сигналів ВСП під час контролю заклепок розроблено алгоритми для автоматичної ідентифікації виявлених дефектів. Розглянуто можливість застосування різних алгоритмів для попередньої обробки сигналів ВСП (медіанної фільтрації, повороту сигналу в комплексній площині і нормалізації), а також проаналізовано типи алгоритмів виділення інформативних ознак [176]. Для класифікації сигналів використано двошарову штучну нейронну мережу [177]. Відзначено, що для поставленої задачі можна використовувати усі проаналізовані методи виділення інформаційних ознак. Різниця полягає тільки в кількості коефіцієнтів, необхідних для досягнення достатньої точності класифікації дефектів за сигналами ВСП [176].

Цікаві можливості для інтерпретації результатів контролю зони заклепок дають методи двовимірної візуалізації [57, 102, 164, 178]. На рис. 6.75 показано фрагмент вузла вертольота з заклепками і двовимірну напівтонову дефектограму його контролю. В зоні двох заклепок нижнього ряду є втомні тріщини внаслідок експлуатації. На дефектограмі зображення бездефектних заклепок має вигляд розетки, кількість пелюстків якої обумовлена чотирма окремими зонами чутливості при застосуванні чотириелементного диференційного ВСП. Зображення від заклепки з дефектом суттєво відрізняється (рис. 6.75 *б*).

Ще перспективніші для виявлення дефектів у зоні заклепок нові алгоритми вихрострумової томографії, які гарантують пошарову візуалізацію результатів контролю на заданій глибині. Сучасні томографічні системи вихрострумового контролю не забезпечують високої продуктивності і на практиці

широко не використовуються. Але отримані результати показують, що зі збільшенням швидкодії засобів обчислювальної техніки і розробкою нових "швидких" алгоритмів підходи обчислювальної томографії ставатимуть все перспективнішими для розв'язання складних задач вихрострумового контролю, до яких відноситься і контроль зони заклепок [179].

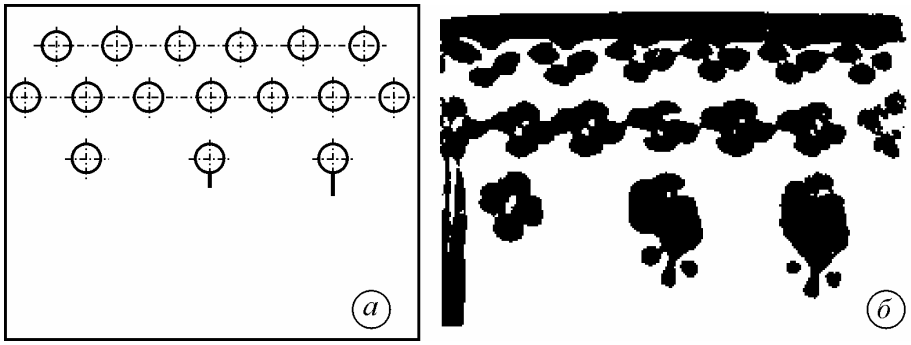


Рис. 6.75. Двовимірна візуалізація фрагмента авіаційної конструкції з дефектами в зоні заклепок: *а* – схема розташування заклепок і дефектів; *б* – напівтонова дефектограма

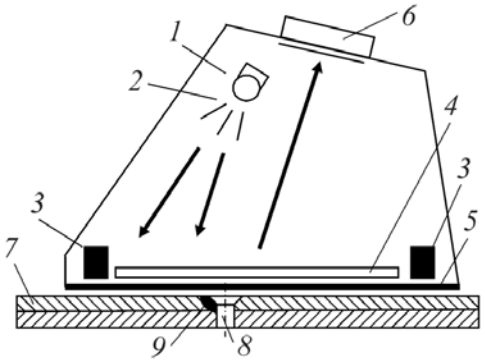


Рис. 6.76. Схема формування магніто-оптичного зображення

Для виявлення дефектів у зоні заклепок ефективна візуалізація розподілу електромагнітних полів вихрових струмів з застосуванням магніто-оптичного методу (MOI – Magneto-Optic Imaging) [180–182], в основу якого покладено магніто-оптичний ефект Фарадея. Поєднання в магніто-оптичному методі оптичного і вихрострумового дає можливість спостерігати в режимі реального часу зображення несуцільностей у контрольованому матеріалі. Однією з вимог застосування магніто-оптичних систем є формування в контрольованому об'єкті однорідних струмів. Для цього електромагнітне поле збуджують у тонкій провідній плівці, яку накладають на контрольований матеріал. Магніто-оптичне зображення формується тоді, коли несуцільності змінюють розподіл вихрових струмів у матеріалі.

На рис. 6.76 зображена схема пристрою формування магніто-оптичного зображення в зоні заклепки, який складається з джерела світла *1* з поляризатором *2*, обмоток для формування первинного електромагнітного поля *3*, чутливого елемента у вигляді пластини зі спеціального матеріалу *4*, електропровідної плівки *5* і аналізатора поляризованого світла *6*. Пристрій накла-

дають на двошарову конструкцію *7* з заклепкою *8*, в зоні якої є дефект *9*. Магніто-оптичні системи відносно нечутливі до ефекту зазору, тому видалення фарби або іншого діелектричного покриття необов'язкове. Але для поліпшення зображення важливо забезпечити щільне прилягання до контрольованої поверхні.

Прилади для магніто-оптичного контролю пропонує американська фірма PRI Research & Development Corporation. Прилад контролює на робочих частотах від 1,5 до 200 кГц. Для цього накладають головку сканування на контрольовану поверхню (рис. 6.77).



Рис. 6.77.

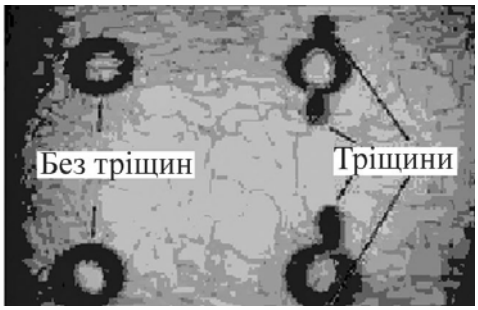


Рис. 6.78.

Рис. 6.77. Головка сканування поверхні системи магніто-оптичного контролю

Рис. 6.78. Магніто-оптичні зображення заклепок

Бездефектні заклепки створюють зображення кругової форми, а з порушеною округлою формою пов'язані з тріщиною або корозійним пошкодженням. На магніто-оптичній дефектограмі (рис. 6.78) зображено по дві заклепки без дефектів та з тріщинами. Його отримано на високих робочих частота 50...100 кГц. Зображення фіксує оператор на персональному пристрої спостерігання (PVS – Personal Viewing System) або передає на додатковий зовнішній монітор.

Вихрострумові магніто-оптичні системи (MOI) вже застосовують на практиці, зокрема в американських авіаційних концернах Boeing і Lockheed Martin. У Варшавському інституті авіаційних військ (ITWL – Institut Techniczny Woisk Lotniczych) систему MOI використовують для продовження ресурсу винищувача МІ-14, бомбардувальника СУ-22 і транспортного літака ЯК-40. При цьому зменшено час контролю великих поверхонь, забезпечено контроль через шар фарби. Метод має і недоліки, зокрема, під час контролю випуклих і увігнутих поверхонь. Тут через віддалення головки сканування від поверхні значно зменшується чутливість, а також спотворюється частина зображення [182]. Крім цього, під час контролю тріщин у внутрішніх шарах або під головкою заклепки магніто-оптичні системи не досягають такого рівня чутливості, як обертальні вихрострумові.

6.3.9. Вихрострумовий метод виявлення тріщин на внутрішніх поверхнях крила

Внутрішню поверхню баків кесонів крила для ущільнення покривають суцільним шаром герметика товщиною до 3…4 мм. Конструктивні елементи баків кесонів із алюмінієвих сплавів зсередини баків контролюють в умовах ремонту АТ високочастотними вихрострумовими дефектоскопами (див. розд. 6.3.3) після зняття цього шару. Проте виникає серйозна проблема його відновлення, оскільки можливість якісного виконання таких робіт в умовах ремонтних підприємств обмежена.

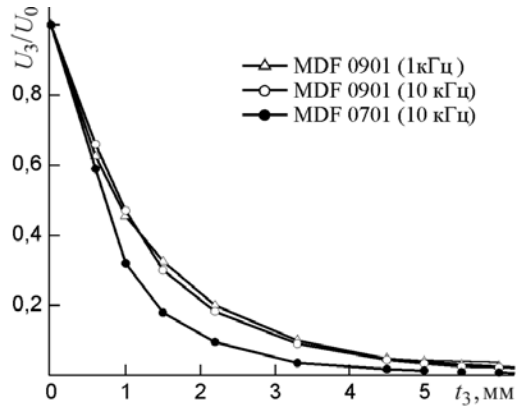


Рис. 6.79. Залежність амплітуди сигналу вихрострумових перетворювачів типу ЛЕОТЕСТ MDF від товщини шару герметика

Використовуючи низькі робочі частоти і ВСП мультидиференційного типу, можна забезпечити достатньо високу чутливість до втомних дефектів під час контролю через шар герметика, який у діапазоні вихрострумових робочих частот впливає так, як зазор між ВСП і контрольованою поверхнею [50, 184].

На рис. 6.79 побудовано залежності амплітуди сигналу ВСП від зазору (в нашому випадку герметика) товщиною $t_з$. Амплітуди сигналів $U_з$ від наскрізного дефекту в пластині завтовшки 5 мм для різних товщин захисних покрить $t_з$ віднесені до амплітуди сигналу U_0 того ж дефекту за контролю без зазору (шару захисного покриття). Для ВСП типу 0901 сигнали від дефекту на робочих частотах 1 і 10 кГц згасають із зазором приблизно однаково, тобто зменшення сигналу від дефекту зі збільшенням зазору мало залежить від його робочої частоти, коли робочу частоту вибирають у межах оптимального діапазону робочих частот даного ВСП. Різниця згасання для ВСП типу ЛЕОТЕСТ MDF 0901 і ЛЕОТЕСТ MDF 0701 незначна, тому менші розміри ВСП типу ЛЕОТЕСТ MDF 0701 надають йому перевагу для контролю складних авіаційних вузлів з виступами, отворами, галтельними переходами. Для ВСП мультидиференційного типу ЛЕОТЕСТ MDF сигнали від грубих наскрізних дефектів зафіксовано із співвідношенням сигнал/шум більше 6 дБ за зазорів до 15 мм для ВСП типу MDF 0901 і до 10 мм для ВСП типу MDF 0701.

Зазвичай контролювати всю внутрішню поверхню баків кесонів не треба, так як за статистикою втомні тріщини виникають у певних критичних зонах, перелік яких визначає головний конструктор. Зокрема, це підсилювальні на-

кладки в місцях стикувань обшивок і стрингерів, зони болтових з'єднань тощо. Ефективність методики виявлення втомних тріщин у критичних зонах без зняття герметика підтверджена в умовах авіаремонтного підприємства [50]. Типові критичні зони, що підлягають обов'язковому періодичному контролю, позначено на рис. 6.80–6.83 стрілками і заштрихованими ділянками зі стрілками (для спрощення шар герметика не вказано). Контрольовані ділянки розділено на характерні зони, які називають окремими зонами контролю (ОЗК). Настроювання дефектоскопа і методика роботи в кожній із цих зон відрізняються.

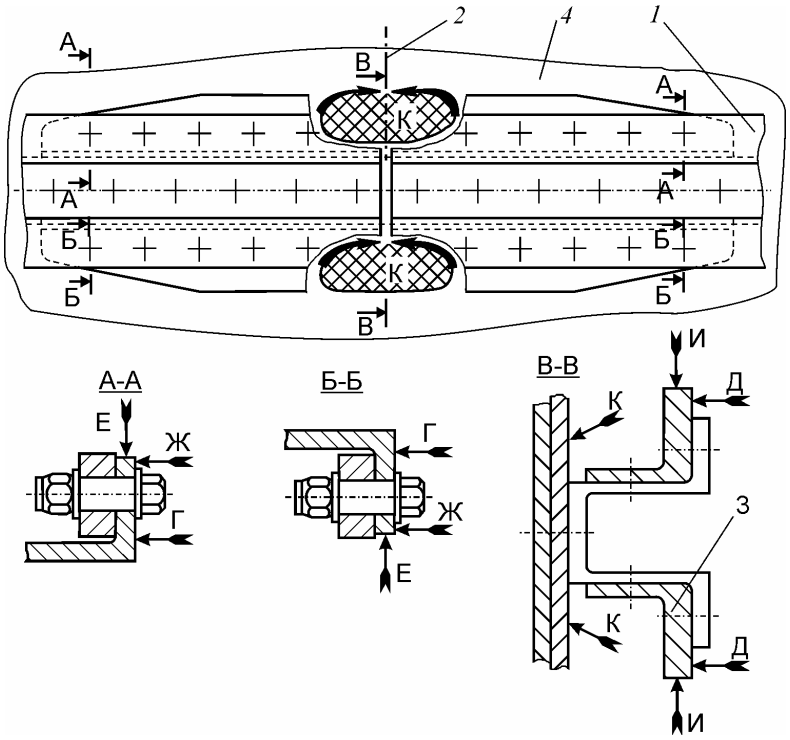


Рис. 6.80. Схема вихрострумового контролю стику стрингерів:
1 – стрингер; *2* – стик стрингерів; *3* – підсилювальний профіль; *4* – обшивка

У місцях стику стрингерів з підсилювальним профілем контролюють такі характерні ділянки (рис. 6.80): верхні полки стрингерів *1* по кінцях профілю (ОЗК позначено буквами Г, Ж і Е), обшивка *4* з зоні стику *2* стрингерів *1* (заштрихована ОЗК – К) і підсилювальний профіль *3* у зоні стику стрингера (ОЗК позначено буквами И і Д).

У нижніх панелях у зоні стику обшивок (рис. 6.81) тріщини можуть з'являтися в заштрихованій зоні Г внутрішньої підсилювальної накладки між двома рядами заклепок над стиком обшивки (на рисунку показано штрихом).

Під час стику стрингерів *1* різного перерізу і обшивок (рис. 6.82) контролюють такі характерні зони: ділянку підсилювального профілю над крайніми заклепками біля стику стрингерів (ОЗК позначено буквою Г), ділянки підси-

лювального профілю біля ближніх до стику заклепок (ОЗК позначено буквами Ж і Е).

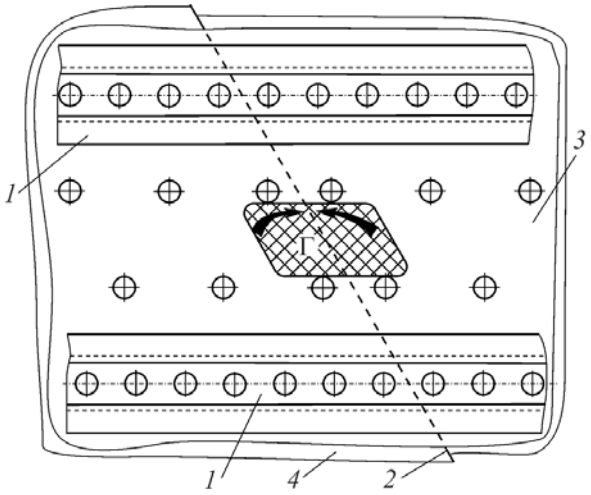


Рис. 6.81. Типова схема контролю нижніх панелей у зоні стику обшивок:
1 – стрингер; *2* – стик обшивок;
3 – підсилювальна накладка; *4* – обшивка

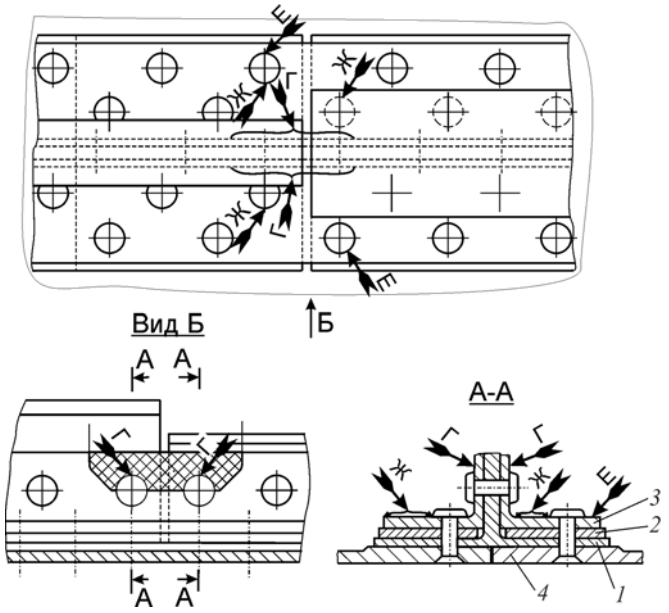


Рис. 6.82. Зона контролю стиків стрингерів і обшивок:
1 – стрингер; *2* – підсилювальна накладка; *3* – підсилювальний профіль; *4* – обшивка

За контролю вузла стрингера в зоні закінчення (рис. 6.83) діагностують позначені буквами Г і Д ОЗК в стрингері, що можуть починатися від крайнього болта стикової накладки (кріплення) *2* і місця підрізання вертикальної стінки стрингера *1* (місце можливої тріщини в цій зоні показано штрихами).

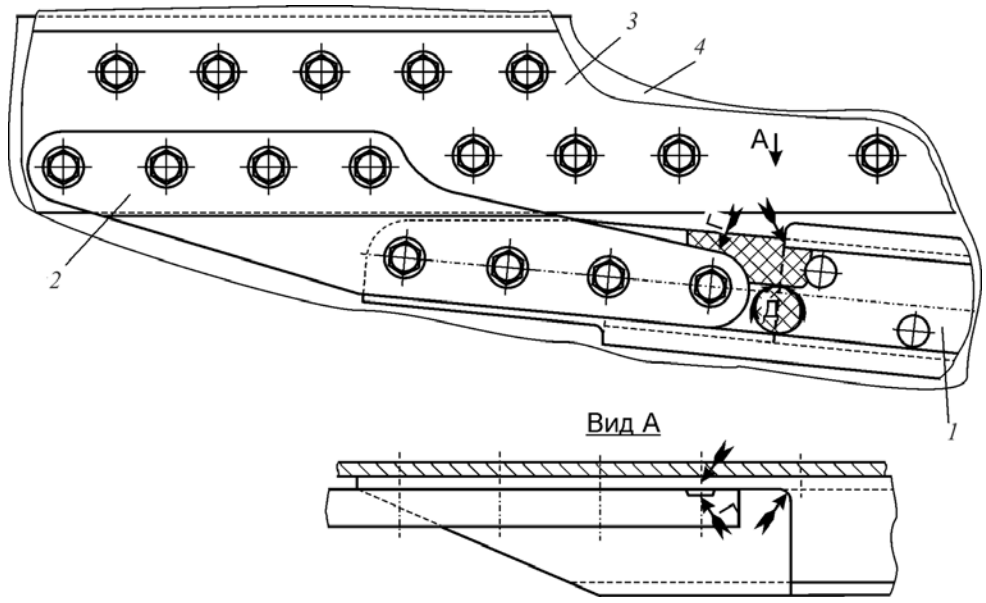


Рис. 6.83. Зона контролю в зоні головки стрингера:

1 – стрингер; *2* – стикова накладка; *3* – підсилювальна накладка; *4* – обшивка

Методика побудована на використанні мультидиференційного ВСП типу Леотест MDF 0901 та вихрострумового дефектоскопа типу ПОЛЕТ на робочій частоті 1 кГц або універсальних вихрострумових дефектоскопів [142]. Для поліпшення умов сканування по нерівній поверхні герметика застосовують накладки із оргскла товщиною 0,5 мм.

Для реалізації методики необхідно виготовити контрольні зразки, що адекватно відтворюють зони контролю типових вузлів і відповідні дефекти. Для кожної ОЗК зразки повинні мати бездефектну ділянку для настроювання дефектоскопа і ділянку зі штучним дефектом типу тріщини.

На рис. 6.84 і 6.85 зображено два контрольні зразки (тип I і II), які імітують ситуації, що виникають під час вихрострумового контролю дефектів під шаром герметика в баках кесонів (шар герметика не показано). Стрілка із цифрою в кружечку – номер дефекту типу тріщини, а цифра без стрілки – місце для настроювання дефектоскопа.

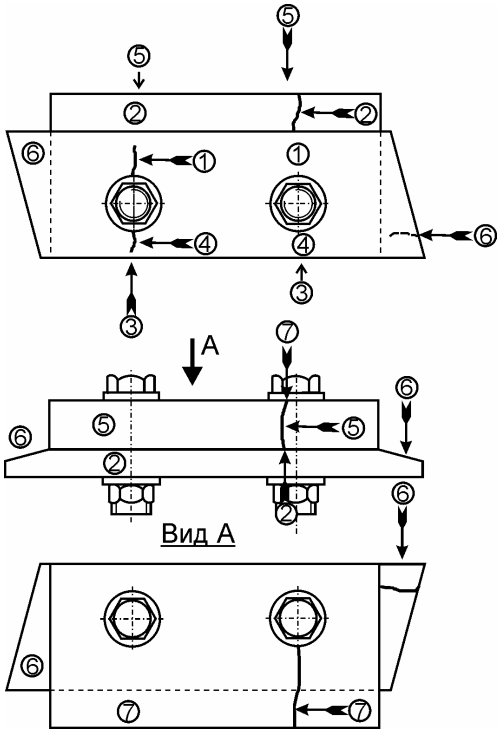


Рис. 6.84.

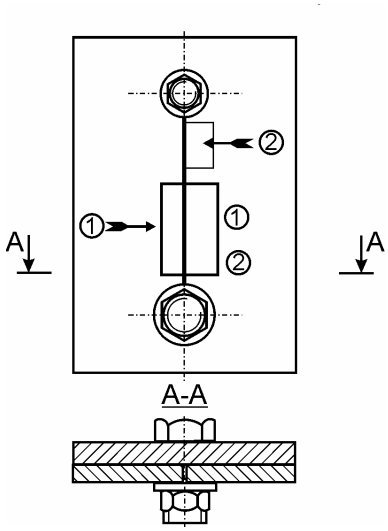


Рис. 6.85.

Рис. 6.84. Контрольний зразок (тип I) для настроювання дефектоскопів під час контролю крайових зон і зон з прилеглим краєм обшивки

Рис. 6.85. Контрольний зразок (тип II) для настроювання дефектоскопів для виявлення дефектів під шаром герметика і під обшивкою в зоні між болтовими з'єднаннями

6.3.10. Вихрострумовий контроль барабанів авіаційних коліс

Прикладом успішного застосування вихрострумового методу в авіації є виявлення дефектів у барабанах і ребордах авіаційних коліс з алюмінієвих і магнієвих сплавів на різних етапах їх виробництва і експлуатації. Перевагою вихрострумового методу проти кольорового є можливість виявлення тріщини без зняття шару оксидних плівок, захисного ґрунту і фарби [47]. Тому його можна ефективно використовувати в умовах ремонтних заводів і авіаційно-технічних баз. На багатьох ремонтних підприємствах цивільної авіації завдяки вихрострумовому контролю вдалося збільшити кількість посадок літака без огляду із 50 до 350 [185]. Для вихрострумового контролю коліс традиційно використовують статичні автогенераторні вихрострумові дефектоскопи з ВСП "олівцевого" або Г-подібного типів (див. розд. 6.3.3). В умовах виробництва контролюють кілька разів, зокрема, після механічної обробки та оксидування і фарбування. В литих барабанах виявляють шлакові і

флюсові включення, окисні плівки, тріщини і пухкість, а у штампованих – тріщини і окисні плівки. На перших етапах впровадження вихрострумового методу для контролю барабанів дефекти виявлено в 6 % виробів [185]. Щодо розподілу на окремі зони контролю колесо можна уявити як комбінацію симетричних тіл обертання, зон спряження цих тіл і зон з нерегулярною поверхнею [186]. Особливу увагу приділяють контролю галтельних переходів і реборди барабанів коліс, які необхідно виділяти в окремі зони. Реборду пропонують контролювати поперечним скануванням поверхні. При цьому необхідно витримувати нормальне положення ВСП відносно контрольованої поверхні (включаючи дно реборди і її бокові стінки). Це значно ускладнює контроль, так як оператор під час ручного сканування не може реально витримувати відхилення від прямого кута не більше ніж на 10 градусів (особливо на бокових стінках). Тому така методика недосконала через низькі якість і продуктивність контролю. Перевагу слід віддавати методикам, коли реборду контролюють вздовж скануванням за допомогою оправок, що відтворюють її профіль. В деяких випадках в таких оправках розміщують декілька ВСП, які підключають до дефектоскопа послідовно [2]. Для збільшення продуктивності використовують також ВСП “барабанного” типу, в яких вісь чутливості обмотки розташовано паралельно до контрольованої поверхні, хоча чутливість таких ВСП значно нижча [2]. Для спрощення сканування під час контролю барабанів застосовують також ВСП з роликами [47]. Загальним недоліком методик вихрострумового контролю з використанням локальних ВСП “олівцевого” типу є великі витрати часу на контроль.

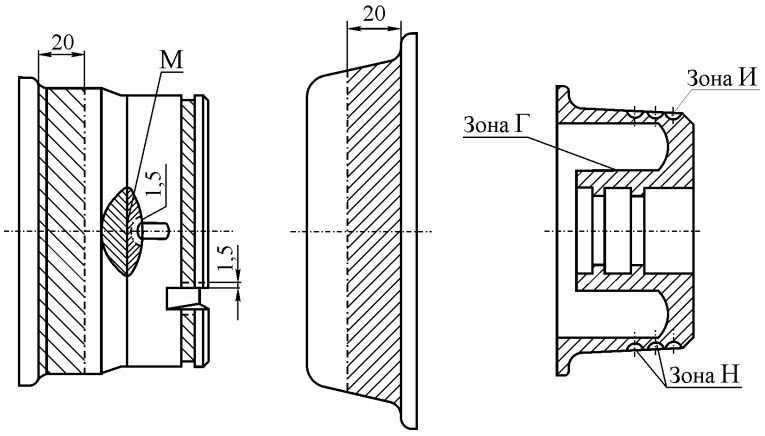


Рис. 6.86. Зони контролю барабанів з вирізом під ніпель і барабанів з канавками під кільця ущільнення коліс з безкамерними шинами

На всіх типах авіаційних коліс вихрострумовим методом, як правило, контролюють галтелі переходу від борта до конічної частини реборд по колу, ділянки конічної поверхні, що прилягають до борта реборд шириною 20 мм (для барабанів діаметром до 0,6 м), 30 мм (для барабанів діаметром від 0,6 до 1,0 м) і 40 мм (для барабанів діаметром більше 1,0 м). На колесах з кільцевими

пазами під стопорні кільця контролюють ділянку поверхні барабана від торця до кільцевого паза по колу, поверхню дна кільцевого паза по колу, ділянку поверхні барабана шириною до 25 мм від кільцевого паза по колу і галтель проточки під стопорне кільце на з'ємній реборді по колу, а також поверхню виїмки (зона М на рис. 6.86 *а*). На колесах з безкамерними шинами контролюють поверхню дна кільцевих канавок під кільцями ущільнення по колу (зона Н на рис.6.86 *б*) і прилеглі до канавок ділянки поверхні. На деяких колесах перевіряють галтель ступиці (зона Г на рис. 6.86 *б*) і прилеглу до неї поверхню шириною 20...40 мм.

На колесах важких транспортних літаків, що мають складнішу форму (рис. 6.87), контролюють борти боковин (зона Б), ділянки навколо вентиляційних отворів (зона В). На рис. 6.87 побудовано також схему сканування боковин. Зони отворів контролюють, переміщаючи ВСП навколо них на відстані приблизно 2 мм від їх країв.

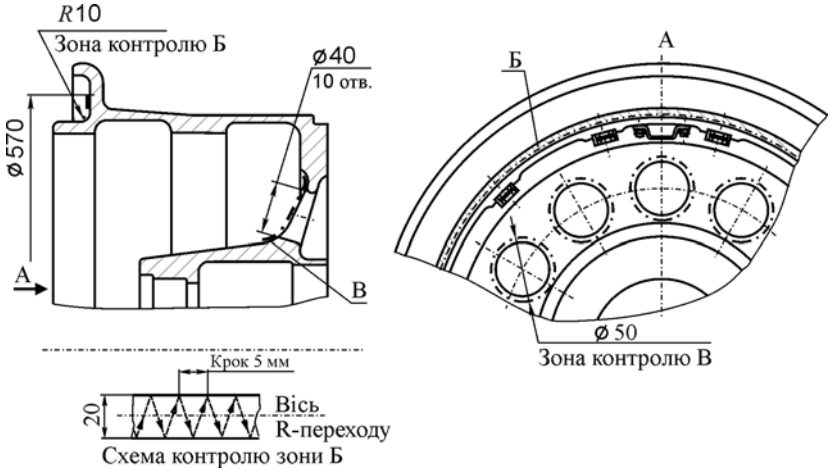


Рис. 6.87. Схема вихрострумового контролю коліс важких транспортних літаків

Для підвищення продуктивності контролю барабанів розроблено спеціальні ВСП з широкою зоною контролю, форма яких пристосована до колеса конкретного типу. Продуктивність ручного контролю барабанів можна значно підвищити, використовуючи ВСП мультидиференційного типу, оскільки вони мають широку зону контролю, зберігаючи його локальність, а також високу чутливість за зазору між ВСП і контрольованою поверхнею до 2 мм. Зокрема, для ручного контролю реборд колеса літака ТУ-134 розроблено методику, яка використовує ВСП типу Леотест MDF 0901. Це дало можливість контролювати всю поверхню реборди тільки за три проходи, під час кожного з яких нахил ВСП і, відповідно, зона контролю змінюються.

Враховуючи, що більшість контрольованої поверхні колеса є тілом обертання, можна відносно легко реалізувати автоматизований контроль. Для цього розроблено спеціалізовані вихрострумові установки, які забезпечують високу продуктивність і достовірність контролю. Зокрема, англійська фірма

HOCKING NDT Ltd розробила установку WheelScan Mk IV (рис. 6.88), яка забезпечує автоматизований контроль коліс із алюмінієвих і магнієвих сплавів. При цьому фарбовані колеса контролюють, не знімаючи покриття. Установка автоматично калібрує ВСП, розміщує його на виріб і сканує за заданою траєкторією. Контролюють у двоканальному режимі: один із каналів реєструє зміни зазору під час сканування, щоб використати цю інформацію для інтерпретації результатів. Частота обертання 30 або 60 обертів на хвилину, що дозволяє контролювати один барабан за 2 хв. Крок сканування 1,0; 1,5; 2,0 або 3,0 мм. Розмір установки 914×870×800 мм, вага 200 кг. Установка контролює барабани коліс вагою до 200 кг і зовнішнім діаметром до 830 мм.

Останніми роками українські авіакомпанії все ширше використовують АТ західноєвропейського і американського виробництв. Тому економічно доцільно ремонтувати вузли, зокрема колеса, в Україні. Тут це важливе завдання взяла на себе науково-виробнича фірма «Авіадинаміка», яка розробила технологію ручного і механізованого вихрострумового контролю основних і носових коліс фірм Honeywell і BFGoodrich для літаків Boeing 737-200 (300; 400; 500) на основі універсального вихрострумового дефектоскопа типу ELOTEST [187].



Рис. 6.88. Установка WheelScan Mk IV для автоматизованого вихрострумового контролю авіаційних коліс

Механізована установка (рис. 6.89) забезпечує зручне сканування нерухомим ВСП поверхні колеса з кроком 2 мм шляхом встановлення його на обертальну платформу. Вихрострумовому контролю підлягають місця посадки шини. Тільки в ручному режимі контролюють зону отворів під стяжні болти і зону прилягання до колеса стяжних болтів. Під час контролю необхідно виявляти втомні тріщини, подряпини, забоїни і корозію. Спеціально для контролю коліс у Центрі «Леотест-Медіум» розроблено два типи мультидиференційних ВСП: ЛЕОТЕСТ MDF 0701 з плоскою робочою поверхнею діаметром 7 мм для контролю плоских поверхонь; ЛЕОТЕСТ MDF 0602 з округлою робочою поверхнею діаметром 6 мм для контролю зони галтельних переходів. Як вказували вище, ВСП типу ЛЕОТЕСТ MDF забезпечують високу чутливість до коротких неглибоких тріщин і локальних дефектів, наприклад, виразкових корозійних пошкод [187].



Рис. 6.89. Установка для механізованого контролю коліс

Для настроювання вихрострумового дефектоскопа застосовують контрольні зразки у вигляді фрагментів коліс зі штучними дефектами типу тріщини, виконаними електроерозійним методом. Параметри штучних дефектів на зразках такі:

- контрольний зразок носового колеса (PN 10-1420-2, 102997-d, ML 20313) – довжина дефекту 1,636 мм, глибина 0,112 мм;
- контрольний зразок основного колеса (PN 10-1509, 3-1484) – довжина дефекту 1,506 мм, глибина 0,106 мм;
- контрольний зразок основного колеса (PN 10-1422-3, 072098-B, ML 20719) – довжина дефекту 1,617 мм, глибина 0,117 мм.

Для реалізації механізованого контролю важливо, що запропоновані ВСП добре відстроєні від впливу змін зазору і нахилу відносно контрольованої поверхні під час сканування, а також мають запас чутливості до дефектів за контролю з зазором до 2...3 мм.

6.3.11. Кількісний вихрострумовий контроль з визначенням параметрів дефектів

Задача вимірювання параметрів дефектів засобами НК особливо важлива для прогнозування роботоздатності конструкцій у межах механіки руйнування [158] в умовах експлуатації за технічним станом [188–191].

Першим етапом кількісного контролю є ідентифікація дефектів за спрощеного варіанту якої дефекти поділяють на лінійні (тріщини різного походження, волосовини тощо) і локальні (пори, корозійні виразки, різного типу включення тощо). Реальні дефекти часто мають складну геометричну будову, яку неможливо точно визначити засобами НК. Тому користуються зазвичай обмеженим рядом параметрів, серед яких довжина, глибина і ширина (роз-

криття) для дефектів типу тріщин; для локальних корозійних виразок – це залишкова товщина (визначають як різницю між товщиною виробу і глибиною виразки) і ефективний діаметр (див. розд. 6.3.5.2). Ефективний діаметр визначають розміри штучного дефекту простої форми, який впливає на параметри сигналу вихрострумового перетворювача так само, як реальний дефект складнішої геометрії.

Накопичена певна статистика стосовно розміру за характеристиками втомних дефектів, що виявлені в авіаційних конструкціях під час їх експлуатації [170]. Втомні тріщини переважно напівеліптичної форми з різним співвідношенням глибини до довжини, що визначає коефіцієнт форми. На рис. 6.90 побудовано діаграму, на якій на одній осі відкладено довжину тріщин l, а на другій – їх глибину a. Показано також граничні лінії , що відокремлюють зони дефектів з різним коефіцієнтом форми a/l. Корозійний пітинг відповідає коефіцієнту форми a/l = 1,0. Видно, що в тонкій обшивці дефекти виявляють краще.

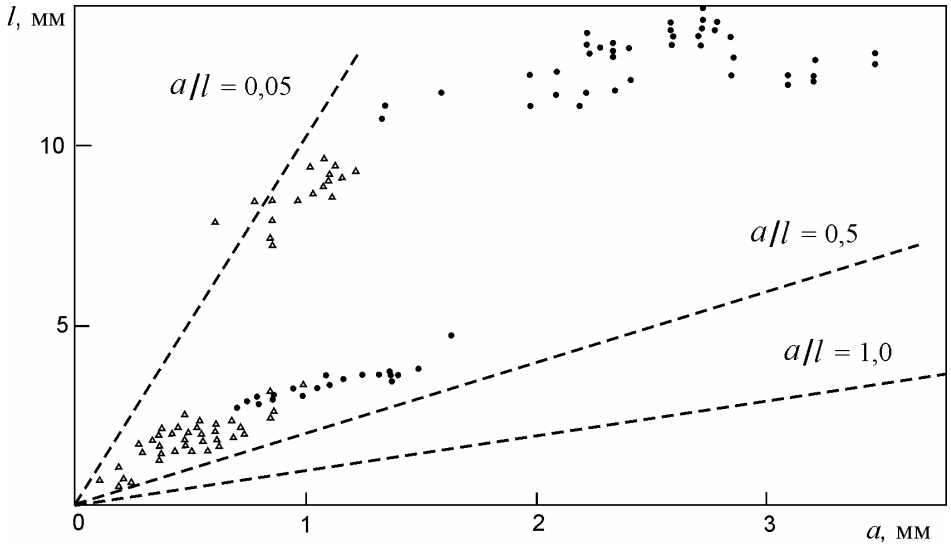


Рис. 6.90. Статистика виявлених в авіаційних конструкціях дефектів для обшивок різної товщини: Δ – t = 1,52 мм; ● – 5,7 мм

Вимірювання глибини тріщин здебільш ґрунтується на значеннях амплітуди сигналу. Перші кількісні вимірювання базувалися на зразках зі штучними дефектами – електроерозійними вирізами різної глибини. Але на практиці прилади давали дуже велику похибку. Цей факт виявив одну з головних проблем практичної дефектометрії – забезпечення стандартними зразками з реальними дефектами, параметри яких можна задавати й вимірювати під час виготовлення та метрологічної атестації з певною похибкою. З іншого боку, під час застосування методу не аналізували додаткові похибки, спричинені змінами параметрів ОК у зоні розташування дефекту, зокрема ПЕП, товщини, зазору тощо.

Крім того, передбачали, що оцінюється глибина тільки достатньо довгих тріщин, довжина яких у кілька разів перевищує діаметр ВСП. Незважаючи на ці недоліки, вихрострумовий метод найперспективніший для оцінки глибини дефектів у діапазоні до 5 мм. Під час визначення глибини кільцевих втомних тріщин у циліндричних зразках похибка була не більше 5% [192].

За допомогою абсолютного компенсованого ВСП, виконаного на феритовому осерді діаметром 4,5 мм, однозначно встановлено можливість кількісної дефектометрії в зразках сталі 45 зі штучними дефектами [193, 194]. Сигнали ВСП реєстрували в комплексній площині (рис. 6.91) за таких умов: попередній підсилювач 12 дБ, підсилювач 12 дБ, фаза 122 градуси, фільтр нижніх частот 40 Гц за робочих частот 75 і 160 кГц. Нахил годографів (що відповідає фазовому куту сигналів ВСП) від дефектів різної глибини на вибраній частоті мало змінюється у всьому діапазоні досліджуваних глибин тріщин, а сигнал (амплітуда A) однозначно залежить від глибини дефекту (рис. 6.91). Отримані (рис. 6.92) залежності апроксимовано за допомогою експоненціальної функції [194]

$$A = a(1 - \exp(-bh)), \tag{6.17}$$

де a = 7,0; b = 0,45 (за робочої частоти 75 кГц), a = 9,0; b = 0,5 (за робочої частоти 160 кГц). Показано, що зміна розкриття в діапазоні 0,1…0,3 мм для обраного типу ВСП та робочої частоти 75 кГц незначно (в межах похибки експерименту) впливає на амплітуду сигналу [194].

Ці результати використано для модернізації вихрострумового мікропроцесорного дефектоскопа ВД 30 НК (розробник НВФ “Промприлад”). В його програмне забезпечення введено функцію оцінки глибини тріщин у досліджуваних матеріалах і відповідні кореляційні залежності типу (6.17) [192, 193].

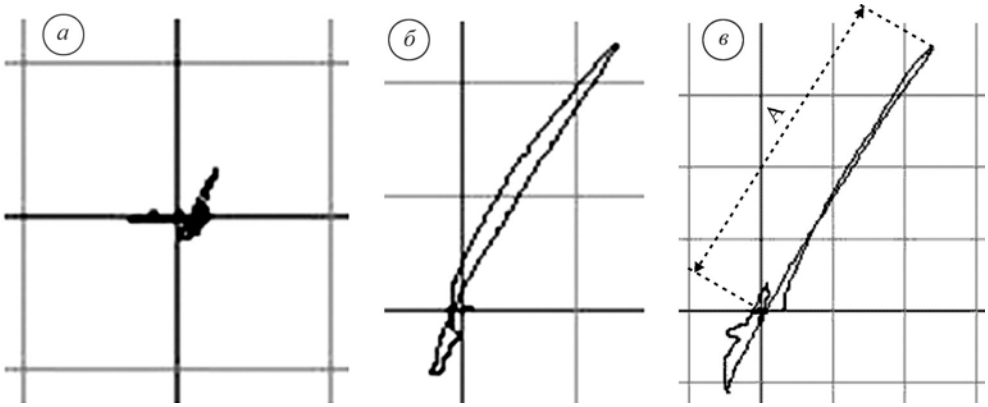


Рис. 6.91. Годографи сигналів ВСП під час сканування зони дефектів глибиною h = 0,2 мм (*а*); 1,6 мм (*б*) і 4 мм (*в*)

У Фізико-механічному інституті запропоновано способи вихрострумової дефектометрії (табл. 6.21), за якими можна визначати не тільки глибину і діа-

метр (для локального дефекту), але і інші параметри дефектів простої форми [158, 195–205]. Характерною особливістю розроблених підходів і методик є побудова ВСП так, щоб забезпечити виділення в результуючому електромагнітному полі складових, які є ортогональними до первинного поля і пов'язанні з дефектом. Параметри вихрострумового сигналу в цьому випадку краще корелюють із параметрами дефектів.

Серед згаданих методів дефектометрії найзагальнішим є спосіб, за яким можна визначати три параметри тріщини (кут нахилу, розмір і глибину залягання), необхідні для об'єктивної оцінки дефекту [200]. Він є узагальненням відомого способу [196] на довільно орієнтовані (нахилені) тріщини.

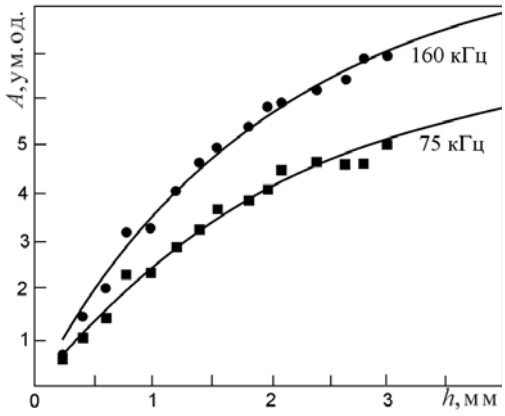


Рис. 6.92. Залежність амплітуди A сигналу ВСП від глибини h дефекту

Питання про вимірювання параметрів нахилених тріщин довший час не ставили, хоч у практиці НК випадки виявлення таких тріщин часті. Для цього вибрано ВСП, який складається з двох обмоток збудження і встановленої між ними обмотки для вимірювання нормальної складової поля тріщини на робочій частоті 4 кГц [102, 158, 204, 205]. Нахилена тріщина імітована за допомогою нахилених стиків пластин із алюмінієвого сплаву АМг-6 товщиною 5 мм. Встановлено зміну характеру координатної залежності і порушення симетрії годографа для нахилених тріщин (рис. 6.93). Для перпендикулярної тріщини годограф має вид симетричної петлі з прямолінійною ділянкою, що проходить через початок координат. Для нахиленої тріщини він не має прямолінійної ділянки і не проходить через початок координат, тобто поблизу дефекту відсутня точка, де нормальна складова поля тріщини дорівнює нулю. При цьому відхилення годографа від початку координат тим більше, що більший кут нахилу. Зі зменшенням нахилу падає також амплітуда сигналу (розмах годографа). Це підтверджує неможливість використання відомих способів [196] для нахилених тріщин, оскільки амплітуда вже не буде параметром, що однозначно визначає розмір для заданої глибини залягання. Запропоновано інваріантну характеристику нахилу – відношення відхилення годографа від середини прямої, що з'єднує крайні точки годографа, до її довжини. Воно однозначно визначає кут нахилу тріщини незалежно від її розмірів, глибини залягання, чутливості ВСП і вимірювального каналу дефектоскопа. Для перпендикулярної тріщини це відношення дорівнює нулю.

Можливості дефектометрії локальних дефектів досліджено за робочої частоти 8 кГц на штучних дефектах у вигляді отворів різного діаметра з плоским

дном. Вимірювали з поверхні і через пластину завтовшки 1 мм (тобто глибина залягання дефекту 1 мм) [102, 158].

З аналізу сімейства дефектограм (рис. 6.94) можна зробити такі висновки:

– за ефективного діаметра дефекту понад 1,5 мм амплітуда сигналу (розмах годографа) майже не змінюється;

– зі збільшенням глибини залягання годографи нахиляють і амплітуда сигналу зменшується.

Таблиця 6.21

Способи визначення параметрів дефекту, розроблені в ФМІ НАН України

№ за\п	Автори, публікація	Параметри дефекту	Інформативні параметри	Переваги і недоліки
1	2	3	4	5
1	А. Тетерко, Б. Зайдель [195]	Розмір і глибина залягання	Амплітуда і фаза сигналу	Можливість оцінювати два параметри. Похибка від зміни положення ВСП відносно дефекту, непридатність для довільно орієнтованих дефектів
2	А. Тетерко, Б. Зайдель [196]	Розмір і глибина залягання	Розмах та кут нахилу годографа сигналу від дефекту під час сканування зони дефекту	Можливість оцінювати два параметри. Необхідність сканування поверхні, непридатність для довільно орієнтованих дефектів
3	Б. Зайдель, Б. Колодій, А. Орловський В. Панасюк [197]	Глибина залягання	Відстань між координатами максимумів різних складових поля	Необхідність сканування поверхні, непридатність для довільно орієнтованих дефектів
4	Б. Колодій, А. Орловський [198]	Глибина залягання	Відношення сигналу в обмотках ВСП різного діаметра	Можливість використання тільки амплітудних характеристик. Складна конструкція і великі розміри ВСП, непридатність для довільно орієнтованих дефектів
5	В.Учанін, А. Тетерко [199]	Орієнтація (нахил) тріщини	Відношення мінімального і максимального значень амплітуди сигналу	Оцінка нахилу тріщини. Необхідність сканування поверхні, оцінка тільки одного параметра
6	В.Учанін, А. Тетерко [200]	Розмір, глибина залягання та орієнтація (нахил) тріщини	Відношення відхилення годографа від середини прямої, що з’єднує крайні точки годографа, до довжини цієї прямої	Оцінка трьох параметрів. Необхідність сканування поверхні

Продовження табл. 6.21

1	2	3	4	5
7	Б. Зайдель, А. Орловський, В. Панасюк [201]	Довжина тріщини	Амплітуда сигналу спеціалізованого давача	Лінійна залежність сигналу від довжини тріщин. Непридатність для тріщин різної глибини та орієнтації, обмежений діапазон
8	А.Тетерко, В.Учанін [202]	Розмір дефекту незалежно від глибини залягання	Відносні амплітуда і фаза сигналу	Оцінка розміру дефекту незалежно від глибини його залягання. Необхідність сканування поверхні, непридатність для довільно орієнтованих дефектів, оцінка тільки одного параметра
9	В. Учанін [203]	Орієнтація (нахил) тріщини	Відношення різниці сигналів у двох рівновіддалених точках до одного з них	Не потрібно сканувати поверхню. Слід знати координати тріщини, оцінка тільки одного параметра

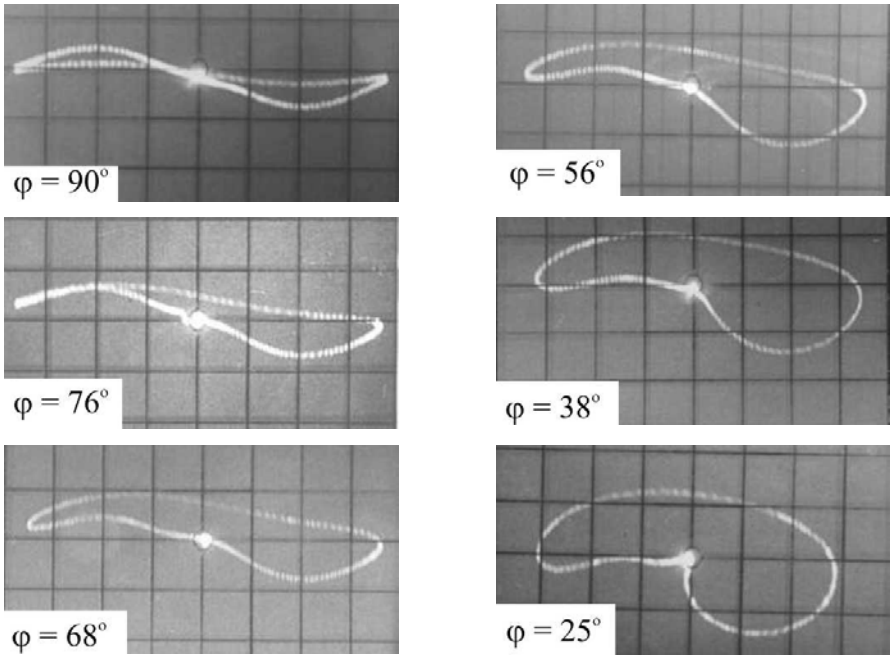


Рис. 6.93. Годографи сигналу ВСП під час сканування над тріщинами з різними кутами нахилу φ відносно контрольованої поверхні

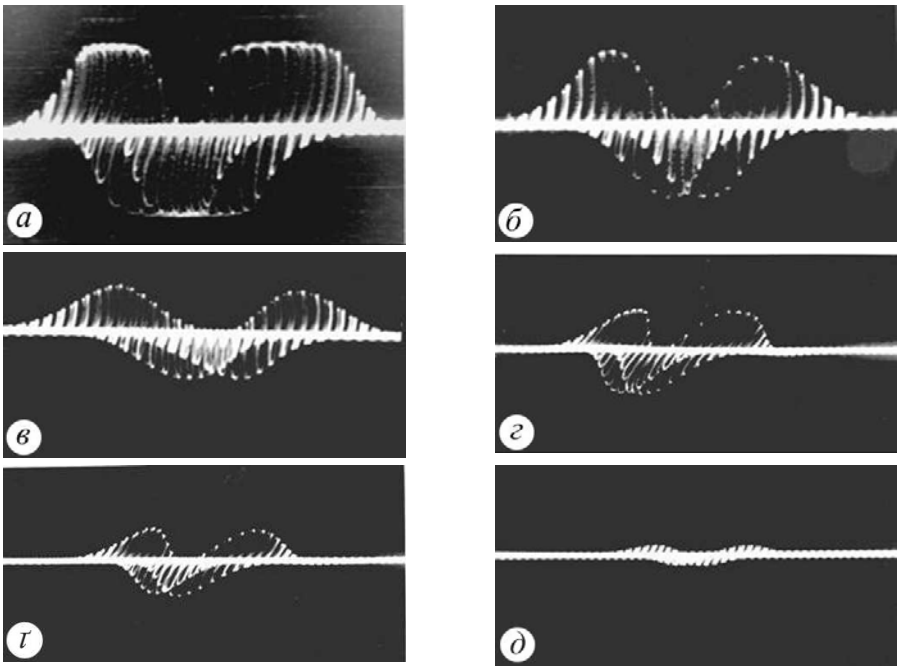


Рис. 6.94. Сімейство годографів вихрострумового контролю локальних дефектів діаметром 2 мм (*а, г*); 1,5 мм (*б, г*); 1 мм (*в, д*) на поверхні (*а– в*) і на глибині 1 мм (*г–д*)

Підсумовуючи, можна сказати, що розмах годографа може корелювати з розмірами дефекту в площині контрольованої поверхні в обмеженому діапазоні, тому амплітуда сигналу не може бути параметром, який однозначно визначає розмір дефекту. Для правильної оцінки дефекту необхідно також використовувати розподіл сигналу по контрольованій поверхні. Наведені дефектограми підтверджують складність проблеми кількісного вихрострумового контролю і пояснюють деякі невдалі спроби реалізувати його під час контролю з ручним скануванням поверхні. Очевидно, що кількісний контроль за ручного сканування ефективний тільки в окремих випадках. Подальше вдосконалення кількісної дефектоскопії можливе шляхом розвитку інформаційних технології НК на основі комп'ютеризованих систем.

6.3.12. Візуалізація результатів вихрострумової дефектоскопії

Поява нових технологій обумовлює необхідність розв'язувати складні задачі НК конструктивно неоднорідних об'єктів (зварних з'єднань, зон отворів, композитних матеріалів тощо). Двовимірна візуалізація результатів контролю в багатьох випадках забезпечує відповідність сучасним потребам [57, 102, 113, 179, 206, 207]. При цьому виникають нові вимоги до апаратури НК, зокрема до первинних ВСП, сканувальних пристроїв і методів обробки інформації. Традиційною апаратурою для реалізації методу вихрових струмів не вдається безпосередньо отримати двовимірну діаграму, що відтворює роз-

поділ електромагнітного поля вихрових струмів у контрольованому об'єкті. Для цього необхідні кероване сканування контрольованої поверхні і реєстрація контрольованого сигналу з прив'язкою до координати давача з наступним поданням результатів у вигляді двовимірного зображення. Можливо також отримати напівтонове зображення з допомогою багатоканальних систем контролю, але роздільна здатність тоді буде невисока.

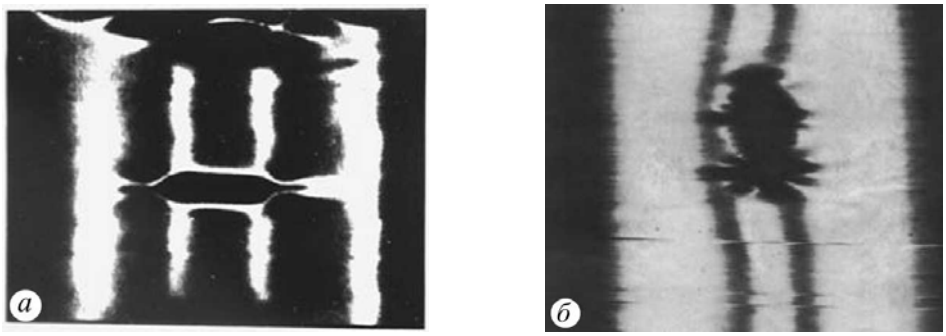


Рис. 6.95. Двовимірні дефектограми вихрострумового контролю зварних швів з алюмінієвих сплавів:

а – електронно-дугова зварка (поперечна втомна тріщина); *б* – електронно-променева (непровари)

Методологія таких систем тільки починає розвиватись [206]. Для їх створення можна використати, в принципі, всі відомі типи ВСП. Інтерпретація отриманих зображень суттєво залежить від функції перетворення. Тому важливо подавати просторовий розподіл чутливості ВСП залежно від його типу, конструктивних і функціональних параметрів. Просторовий розподіл чутливості для абсолютного і диференційного ВСП (див. рис. 6.30) визначає форму зображення і роздільну здатність, тому за допомогою абсолютних ВСП можна одержати зображення дефекту, яке краще відповідає реальному і тому коректніше для інтерпретації результатів. Для створення систем вихрострумового контролю важливо також мати меншу роздільну здатність, інакше зображення близько розташованих дефектів не можна аналізувати окремо.

Одна з перших вдалих спроб вихрострумового контролю з двовимірною напівтоновою візуалізацією результатів зроблена у Фізико-механічному інституті [57, 102, 113, 179]. Згідно з технічними можливостями того часу, напівтонова візуалізація здійснена аналоговими засобами. Для цього використано приймальну частину аналогових фототелеграфних (факсимільних) апаратів, що забезпечувало реєстрацію двовимірних зображень на електрохімічному папері за допомогою записувального спірального електрода, обертання якого синхронізовано зі зворотно-поступальним переміщенням ВСП у сканувальному пристрої. На рис. 6.95 зображено двовимірні напівтонові дефектограми зварного шва на робочій частоті 8 кГц. Використано позитивний режим, за якого оптична густина почорніння електрохімічного паперу пропорційна амплітуді вектора контрольованого сигналу на виході дефектоскопа. Як

бачимо, двовимірною півтоновою візуалізацією під час вихрострумового контролю вдається надійно розпізнавати дефект на фоні сигналу, обумовленого неоднорідністю матеріалу в зоні зварного шва, яка має систематичний характер (залежно від типу та ширини шва – дві або три темні смуги). За ручного контролю виявити ці дефекти практично неможливо через завади, пов'язані зі змінами структури в зоні зварного шва.



Рис. 6.96. Двовимірні дефектограми вихрострумового контролю зразків із зонами корозійного пошкодження

Дослідження засвідчили ефективність двовимірної півтонової візуалізації для розв'язання інших проблемних задач. На рис. 6.96 подано дефектограму зон корозійного розшаровувального пошкодження в пластині з алюмінієвого сплаву Д16Т. Корозійні пошкодження різної інтенсивності створено штучно різною за часом витримкою в корозивному середовищі. За ручного сканування корозію такого типу (на відміну від локальної) виявити неможливо через розподілений у просторі і несистематичний характер сигналу. На двовимірній дефектограмі зони такого пошкодження мають характерний "плямистий" вигляд і легко розпізнаються під час аналізу.

Візуалізацією за наочністю наблизили вихрострумовий метод до рентгенівського і забезпечили документальність контролю, оскільки двовимірні діаграми можна додавати до протоколів контролю для підтвердження їх достовірності. Проте треба визнати і недоліки таких систем: низьку продуктивність, обмежену швидкість обертання записувальної спіралі; громіздкість апаратури, неможливість застосувати різні алгоритми обробки зображень. Тому методи візуалізації результатів вихрострумового контролю вдосконалювали, використовуючи комп'ютери [57, 113, 206, 207]. На рис. 6.97 подано схему побудови комп'ютерної вихрострумової системи, розробленої у Магдебурзькому університеті [117]. Система містить комп'ютер із блоком управління сканером, дефектоскоп типу ELOTEST, сканер зі зразком і ВСП. Персональний комп'ютер служить для управління сканівним пристроєм, а також формування двовимірного зображення на основі спеціальної програми.

Системи вихрострумового контролю з візуалізацією результатів можна успішно використовувати також для визначення характеристик вихрострумових перетворювачів, зокрема їх локальності і роздільної здатності, за якими можна показати розподіл зон чутливості. Найвищі локальність і роздільну здатність можуть забезпечити щілинні ВСП, але вони унеможливлюють контроль із зазором і потребують безпосереднього контакту з контрольованою поверхнею. Для зіставлення різних типів ВСП та оцінки їх роздільної

здатності розроблено [113] спеціальний зразок (рис. 6.98). Це шарувата конструкція, в якій чергуються шари алюмінію і паперу різної товщини *d*. З аналізу дефектограм (рис. 6.98 *б*) видно, що найбільшу роздільну здатність мають щілинні ВСП. Отримані дані свідчать про перспективність комп'ютерних систем і двовимірної візуалізації для порівняльної оцінки характеристик ВСП та їх паспортизації.

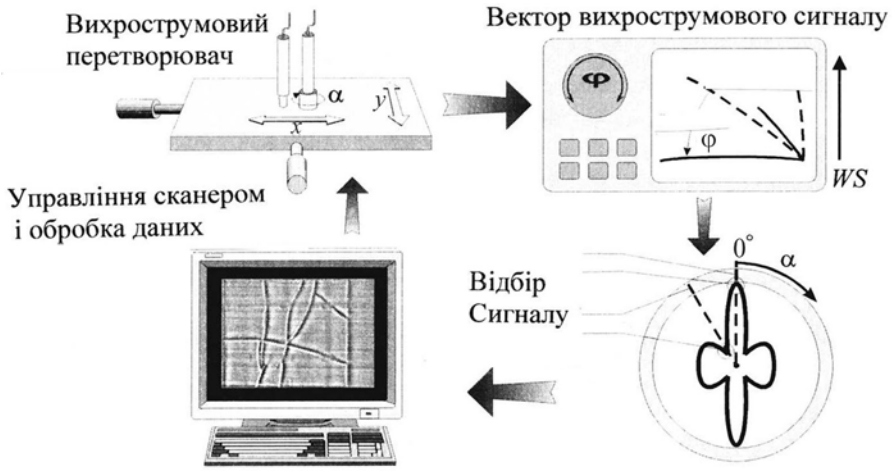


Рис. 6.97. Схема побудови комп'ютерної системи візуалізації результатів вихрострумової дефектоскопії

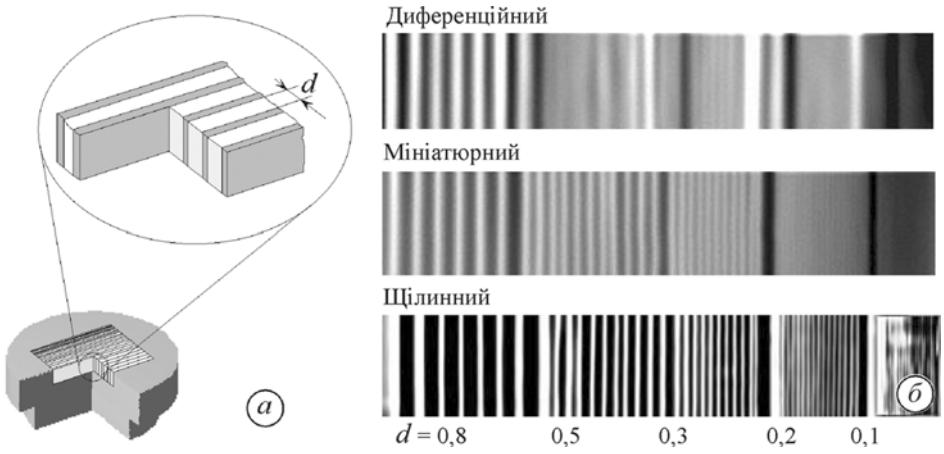


Рис. 6.98. Результати досліджень роздільної здатності ВСП:
а – контрольний зразок, *б* – результати контролю ВСП різного типу

Ще один приклад нетрадиційного застосування вихрострумового методу з візуалізацією стосується мікроструктурних досліджень. Металографічні методи не завжди забезпечують однозначну ідентифікацію фаз у багатофазних

матеріалах. Коли різні фази матеріалу відрізняються за ПЕП і магнітною проникливістю, вихрострумові методи з візуалізацією результатів можуть дати додаткову інформацію. Для цього необхідні ВСП з високою роздільною здатністю. Для металографічних і вихрострумових досліджень зразка з чавуну з великим вмістом хрому за обома методами можна виділити особливості структури, зокрема характерну аустенітну матрицю з розвинутими дендритними утвореннями (рис 6.99), але під час вихрострумових досліджень зразки не потребують полірування й травлення, що робить технологію менш трудомісткою проти металографічної.

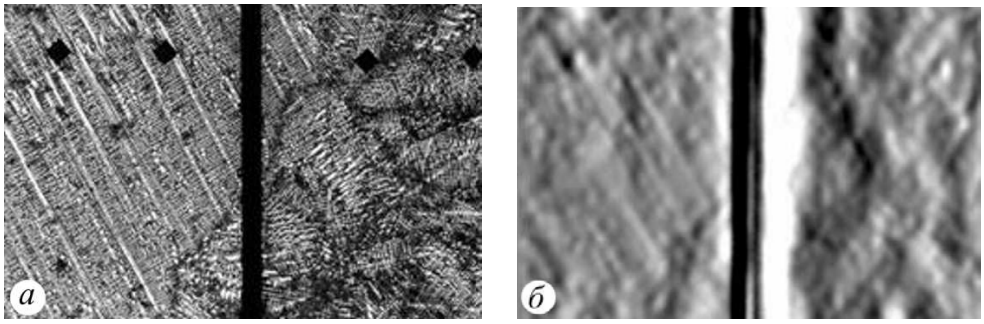


Рис. 6.99. Результати металографічних (*а*) і вихрострумових (*б*) досліджень зразка з хромистого чавуну

Візуалізація виявилась ефективною під час вихрострумового контролю нових багатошарових композитних матеріалів, які поєднують компоненти з різними електрофізичними властивостями і тому відрізняються високою неоднорідністю й анізотропією електрофізичних властивостей. Зокрема, це стосується контролю адаптивних структур, які складаються з декількох шарів вуглеволокна, де волокна орієнтовані під різним кутом; ізоляційних шарів і вмонтованих п'єзокерамічних активаторів, металізованих з двох боків. Завдання НК досить складне: необхідно контролювати внутрішню структуру шарів (наприклад, орієнтацію волокон, локальних ущільнень волокон і смоли), положення сенсорів і активаторів, виявляти паралельні до поверхні дефекти (розшарування). Контролюють на комп'ютерній системі приладами і ВСП, розробленими у Фізико-механічному інституті спільно з Центром "Леотест-Медіум".

На дефектограмі (рис. 6.100 *а*), отриманій на робочій частоті 3 МГц автогенераторним вихрострумовим дефектоскопом ЛЕОТЕСТ ВД 3.03 з параметричним локальним ВСП з обмоткою на феритовому осерді діаметром 1,2 мм, який для підвищення локальності загострено на конус, добре видно кільцеве пошкодження металізації, а також волокнисту структуру матеріалу. Під час контролю на робочій частоті 470 кГц за допомогою мультидиференційного ВСП типу Леотест MDF 1201, підключеного до приладу типу ЕЛОТЕСТ, зона активатора виділяється чорними і білими смугами, а волокниста структура матеріалу ще чіткіша (рис. 6.100 *б*). Для цього використані стандартні фільтри програми Adobe Photoshop. Однак форму кільцевої пошкоди за такою дефектограмою

визначити важко, оскільки вона має вигляд двох темних і двох світлих плям, що відповідають чотирьом зонам чутливості такого ВСП (див. розд. 6.3.4.2).

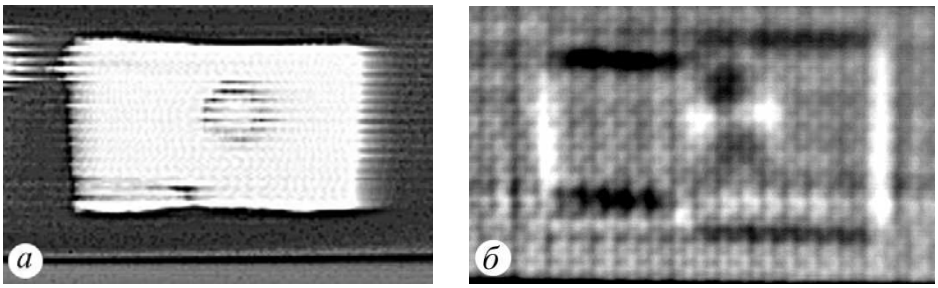


Рис. 6.100. Двовимірні дефектограми вихрострумового контролю адаптивної структури зі штучною кільцевою пошкодою

Наведені приклади і результати інших дослідників [206, 207] підтверджують значне розширення можливостей вихрострумового методу для двовимірної візуалізації результатів контролю. Для ширшого застосування візуалізації в практиці контролю авіаційних конструкцій, особливо в умовах експлуатації, дуже важлива розробка швидких і зручних у роботі сканувальних пристроїв. Один з них "SCANBOX" розроблено в Магдебурзькому університеті. Пристрій легкий і оператор може утримувати його однією рукою на контрольованій поверхні, наприклад, панелі літака.

6.4. КОНТРОЛЬ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ НЕМАГНІТНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

6.4.1.Фізичні основи вихрострумової структуроскопії

Вихрострумові методи займають провідне місце в НК структури електропровідних матеріалів і ґрунтуються на існуванні зв'язку між структурним станом, механічними властивостями досліджуваного матеріалу та його електрофізичними характеристиками, зокрема, ПЕП, магнітною проникністю, коерцитивною силою тощо. Основою вихрострумового методу для неферомагнітних матеріалів є можливість безконтактної реєстрації змін ПЕП, яка є структурно-чутливим параметром. За використання традиційних робочих частот (як правило, до 10 МГц) за допомогою вихрострумового методу контролюють поверхневі шари товщиною 1...2 мм, що обумовлено дією скін-ефекту. За допомогою вихрострумової структуроскопії для неферомагнітних матеріалів вирішують такі проблеми, пов'язані зі структурою поверхневих шарів: сортування матеріалів та сплавів за марками, оцінка їх хімічної чистоти, виявлення неоднорідних за структурою зон, оцінка глибини та якості зміцнених шарів після хіміко-термічної та поверхневої обробок, контроль правильності виконання термічної та механічної обробок, визначення впливу повторного нагріву

на міцнісні властивості термічно зміцнених сплавів, виявлення місць корозійних ушкоджень, оцінка внутрішніх напружень [5, 52, 64, 65, 208, 209].

Типова залежність сигналу параметричного ВСП у комплексній площині (годограф) від зміни ПЕП, робочої частоти та зазору між ВСП і контрольованою поверхнею наведена на рис. 6.101. Ця залежність аналогічна, побудованим у розділі 6.3.7.1. Положення робочої точки на ній визначає узагальнений параметр $\beta = R\sqrt{\varpi\sigma\mu_0}$, де R – радіус обмотки збудження; ω – циклічна частота струму збудження $\omega = 2\pi f$, f – робоча частота; $\mu = \mu_0$ – магнітна проникність неферомагнітного матеріалу.

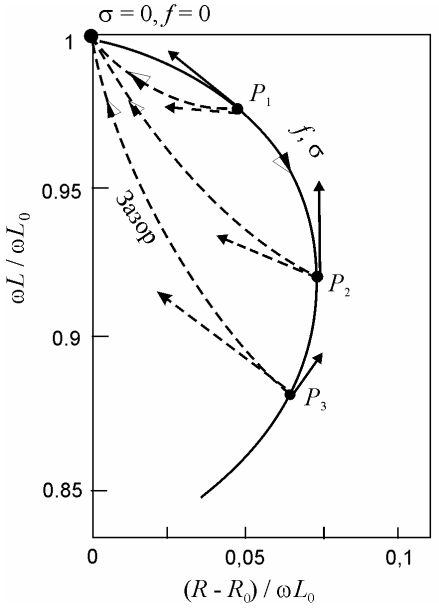


Рис. 6.101. Типова залежність імпедансу ВСП від питомої електропровідності σ, зазору та робочої частоти f

Нульова робоча частота f або електропровідність σ контрольованого матеріалу відповідає початковій точці (0;1) годографа змін імпедансу ВСП, коли він розміщений у вільному просторі, тобто за межами зони впливу на нього контрольованого матеріалу. Якщо ПЕП (σ) матеріалу більша нуля, а також його товщина перевищує реальну глибину проникання вихрових струмів, точка нормованого імпедансу обмотки ВСП (робоча точка) пересувається з ростом робочої частоти f по суцільній кривій вниз у напрямку від робочої точки P_1 до робочої точки P_3 (рис. 6.101). За сталої робочої частоти f зі збільшенням ПЕП робоча точка пересувається вздовж тієї ж кривої. Коли ВСП піднімати над контрольованою поверхнею зразків, робоча точка пересувається вздовж відповідних штрихових кривих (стрілки “Зазор” на рис. 6.101) і закінчується в точці вільного простору (0;1). Цей ефект визначається зазором між ВСП і контрольованою поверхнею і може використовуватися для визначення товщини діелектричних захисних покриттів. Але для встановлення змін структури, які визначають за змінами ПЕП, цей ефект є одним з головних заважальних факторів і його вплив під час контролю необхідно якомога зменшувати.

Аналіз годографів ВСП показує, що максимальна чутливість до змін ПЕП спостерігається за таких значень β, коли внесені значення реальної складової імпедансу максимальні (на рис. 6.101 відповідає приблизно точці P_2). Із збільшенням робочої частоти чутливість до змін ПЕП зменшується, а чутливість до зазору збільшується. На рис. 6.101 це ілюструють розміри стрілок, що визначають напрямок збільшення зазору (штрихові стрілки) та зменшення питомої електропровідності (суцільні) відповідно в робочих точках P_1 та P_2.

Але збільшення робочої частоти призводить до певних особливостей, які можна використати для зменшення чутливості до зазору. Зокрема, видно, що в заекстремальній робочій точці (наприклад, точці P_3) зміни реальної складової імпедансу від зазору та зменшення ПЕП мають різний знак. Така відмінність дозволяє під час включення ВСП у резонансний контур вибором режиму повністю відстроїтись від змін зазору. Через велику різницю фазового кута для різних ПЕП існує також можливість відстроювання від змін зазору на основі вимірювання фазового кута сигналу трансформаторних ВСП. Тут для розширення діапазону відстроювання вводять додатковий компенсувальний сигнал, який сумують з сигналом ВСП [210–212]. Аналогічні вектори впливів зміни ПЕП та зазору в доекстремальних точках мають близький характер (і, зокрема, невеликий фазовий кут між ними), що значно ускладнює можливість відстроювання від зазору.

6.4.2. Способи та прилади вихрострумового контролю властивостей немагнітних матеріалів

Особливості внутрішньої будови приладів вихрострумового контролю значною мірою визначаються типом ВСП та інформативним параметром його вихідного сигналу. Тому, зіставляючи різні вимірювачі ПЕП, доцільно керуватись саме цими основними ознаками. Вихрострумові вимірювачі ПЕП класифіковано на рис. 6.102 [14]. За способом отримання первинної інформації їх ПЕП поділяють на прилади з параметричними ВСП і з трансформаторними ВСП. Загальним недоліком вимірювачів ПЕП з параметричними ВСП є висока температурна та часова нестабільність, а отже, великі похибки вимірювання. Тому сьогодні вони майже повністю витіснені приладами з трансформаторними ВСП.

Вимірювачі ПЕП з трансформаторними ВСП залежно від інформативного параметра, на який реагує їх вимірювальна схема, діляться на амплітудні, фазові та амплітудно-фазові. Інформативним параметром в них відповідно є амплітуда внесеної напруги, її фаза або фаза напруги, яка є векторною сумою внесеної і деякої допоміжної напруги, та проекція вектора внесеної напруги на напрямок вектора опорної напруги [5, 52, 64, 65, 208–215]. В останньому випадку фазу опорної напруги вибирають з умови послаблення впливу зазору [210–212]. Варіантом амплітудно-фазових приладів є такі, в яких ПЕП визначають, вимірюючи активну і реактивну складові внесеної напруги ВСП або одну з них. За типом структурної схеми вихрострумові вимірювачі ПЕП ділять на дві групи: прямого та зрівноважувального перетворення.

Найрозповсюдженіші фазові вимірювачі ПЕП, перевагою яких є високий ступінь відстроювання від коливань зазору між ВСП та контрольованою поверхнею [212, 208–215]. До фазових вимірювачів ПЕП прямого перетворення відносяться ОПІР (ИЭ 10-60, ИЭ 10-35, ИЭ 0,3-3, ИЭ-У, ИЭ-УП, ОПІР-1, ОПІР-2, ОПІР-3, ОПІР-4) [14, 208, 212] та ін., розроблені у Фізико-механіч-

ному інституті. Їх похибки залежно від впливу зовнішніх факторів становлять 2...5% від вимірюваного значення ПЕП. Порівняно з амплітудними фазові вимірювачі краще відстроюють від впливу зазору і за однакової похибки вимірювання дозволяють використовувати ВСП малих розмірів з високою локальністю вимірювань.

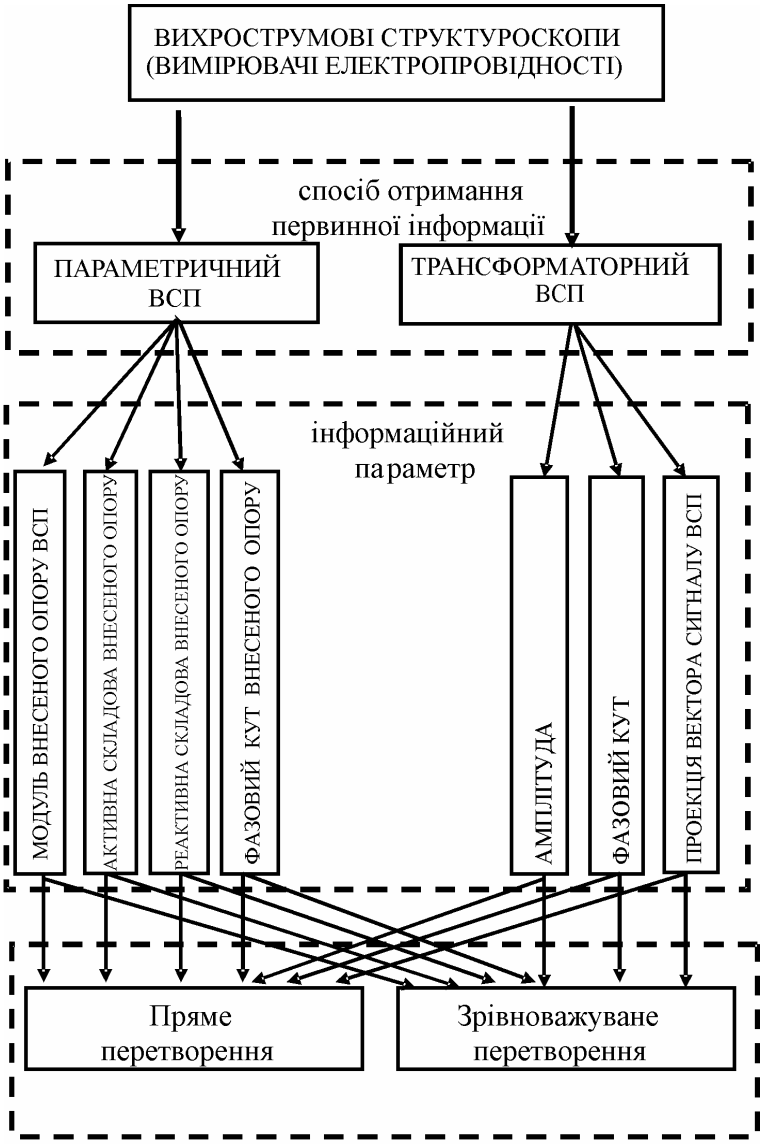


Рис. 6.102. Класифікація вихрострумових структуроскопів (вимірювачів ПЕП)

Вимірювач електропровідності типу ОПІР-2 контролює на робочій частоті 85 кГц і призначений для безконтактного вимірювання ПЕП алюмінієвих

сплавів у діапазоні від 17 до 38 МСм/м. Вимірювач ОПІР-3 забезпечує контроль на робочій частоті 2 МГц і призначений для безконтактного вимірювання ПЕП титанових сплавів та аустенітних сталей у діапазоні від 0,3 до 3 МСм/м. Вимірювач ОПІР-4 працює на робочій частоті 5 МГц і контролює якість вуглекомпозитних матеріалів та графітів. Ці прилади вимірюють ПЕП матеріалів з низькою електричною провідністю, що потребує вибору відносно великих робочих частот до 5 МГц. За цих частот виникають значні технічні труднощі, пов'язані з обмеженим частотним діапазоном операційних підсилювачів і великими похибками вимірювачів різниці фаз. Тому в приладах ОПІР-3 та ОПІР-4 використано перетворення частот, у результаті чого виділяють синусоїдальний сигнал низької частоти 50 кГц, амплітуда і фаза якого зв'язані з відповідними параметрами внесеного сигналу на високій частоті.

У 80-х роках минулого століття створено портативний цифровий вимірювач електропровідності типу ВЭ-17НЦ, діапазон роботи якого забезпечував визначення ПЕП конструкційних алюмінієвих сплавів з похибкою 2 %. Прилад побудовано на фазовому методі послаблення впливу зазору. Він має досить високу локальність контролю, так як обмотки ВСП намотані на феритовому осерді діаметром 1,2 мм. Ці структуроскопи витіснили прилади типу ОПІР завдяки малим габаритам та автономному живленню, що особливо важливо для контролю в цехових та аеродромних умовах в авіаційній галузі.

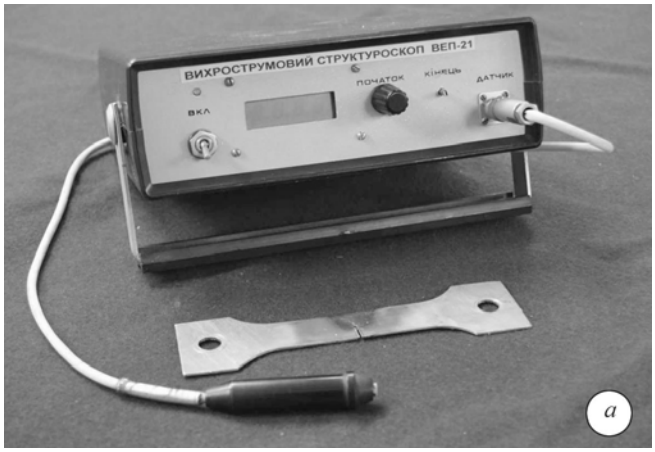
До фазових вимірювачів ПЕП відносяться також структуроскопи типу ВЭ-10НЦ, ВЭ-20Н, ВЭ-21Н, ВЭ-26Н і ВЭ–30Н, розроблені в МНВО "Спектр" (Москва) [215–217], серед яких найрозповсюдженіший ВЭ-26Н. У приладі ВЭ-26НЦ вмонтовано калібратор, що спростило процедуру його настроювання. В приладах нового покоління, зокрема ВЭ-26НП, застосовано ЕОМ, що розширило їх функціональні можливості, зокрема, крім абсолютних значень ПЕП, вони вимірюють її приріст відносно базового значення, враховують температуру контрольованого виробу. Вперше подібний спосіб вихрострумової структуроскопії немагнітних матеріалів з урахуванням температури виробу запропоновано в працях [218, 220].

Для контролю змін структури алюмінієвих сплавів у Фізико-механічному інституті розроблено вихрострумовий структуроскоп (вимірювач електропровідності) типу ВЕП-21 (рис. 6.103). В основу його роботи покладений фазовий метод вимірювання ПЕП, за якого встановлюють різницю фаз опорної напруги і сигналу ВСП [210, 212].

Структурна схема приладу складається з таких основних вузлів (рис. 6.103 *б*): первинний ВСП *1*; генератор *2*; фазозсувний блок *3*; підсилювач-обмежувач опорного сигналу *4*; схема компенсації зазору *5*; підсилювач вимірюваного сигналу *6*; підсилювач-обмежувач вимірювального сигналу *7*; фазовий детектор *8*; інтегратор *9*; підсилювач постійної напруги *10*; аналого-цифровий перетворювач (напруга–код) *11*; схема лініарізації *12*; цифровий індикатор *13*.

Вихрострумовий структуроскоп ВЕП-21 вимірює ПЕП у діапазоні від 14 до 35 МСм/м, який перекриває діапазон ПЕП для основних конструкційних

алюмінієвих сплавів. Основна похибка приладу в нормальних умовах не перевищує 2% від вимірюваної величини, зазор між ВСП і контрольованою поверхнею не більше 0,2 мм, робоча частота контролю 80 кГц. Завдяки високим метрологічним характеристикам структуроскоп ВЕП-21 можна застосовувати для дослідження деградації алюмінієвих сплавів [221].



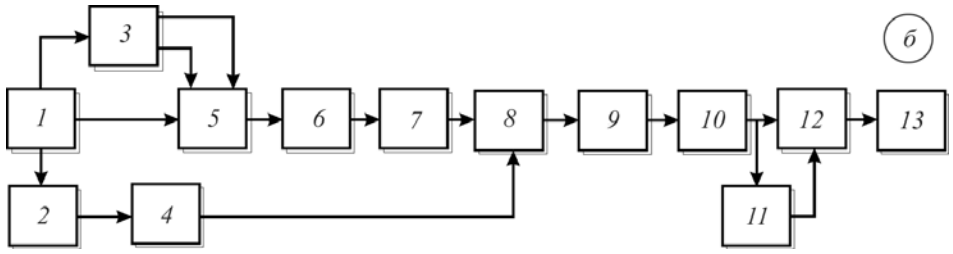


Рис. 6.103. Вихрострумовий структуроскоп ВЕП-21 (*а*) та його структурна схема (*б*)

6.4.3. Визначення структурно-механічних властивостей алюмінієвих сплавів

Використання вихрострумового методу контролю якості виробів із алюмінієвих сплавів на основі вимірювання ПЕП визначено нормативними документами [222–227]. Межі ПЕП для основних алюмінієвих конструкційних сплавів показано на діаграмі рис. 6.104, яку використовують, зокрема, для сортування окремих сплавів [65, 221]. Коли ПЕП сплавів близька (особливо в діапазоні від 16 до 30 МСм/м), додатково застосовують стилоскоп і твердомір.

Алюмінієвий сплав типу Д16 відноситься до системи Al–Mg–Cu, а алюмінієві сплави типу В93 і В95 – до системи AL–Zn–Mg–Cu. Ці сплави мають високу міцність (до 520 МПа). ПЕП загартованих і штучно зістарених прутків і профілів із сплаву В95 різного хімічного складу подано в табл. 6.22 [228].

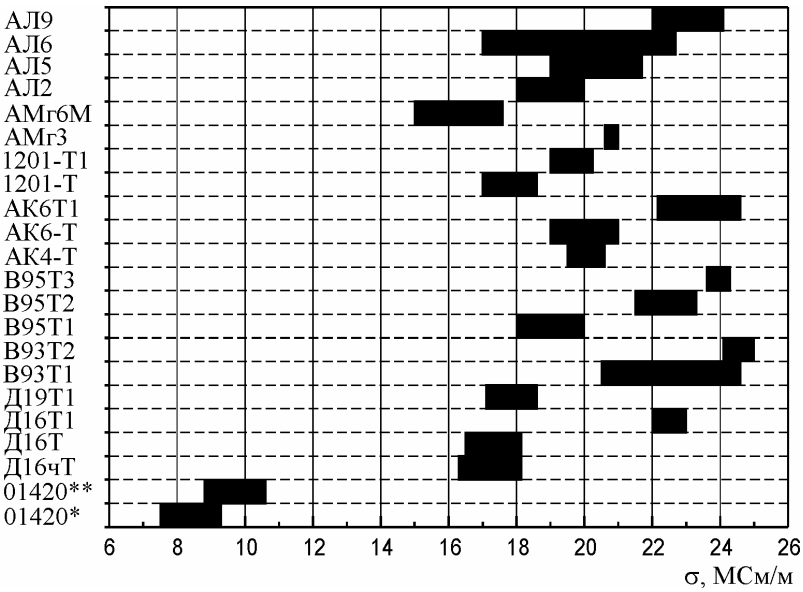


Рис. 6.104. ПЕП основних конструкційних алюмінієвих сплавів:
01420* – гартування у воді; 01420** – гартування у повітрі + старіння

Таблиця 6.22

ПЕП прутків і профілів із сплаву В95 різних складів

Вид зразків	Хімічний склад сплаву, %							σ, МСм/м
	Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Si	Cr	
Пруток	5,62	2,31	1,89	0,36	0,37	0,23	0,17	15,9
	5,56	2,31	1,74	0,34	0,4	0,19	0,14	18,8
	5,70	2,16	1,69	0,36	0,4	0,19	0,17	18,0
	5,72	2,16	1,65	0,34	0,4	0,28	0,17	18,8
Профіль	5,64	2,30	1,64	0,37	0,35	0,36	–	19,5
	5,34	2,28	1,69	0,43	0,35	0,29	–	19,3
	6,70	2,26	1,86	0,44	0,35	0,25	–	19,2

Механічні властивості змінюються залежно від режимів термічної обробки, зокрема температури і тривалості нагріву за штучного старіння. Встановлено однозначну залежність ПЕП сплаву В93 від температури старіння і часу витримки, де вона збільшується зі зростанням цих величин (рис. 6.105).

Зміна температури гартування для сплаву В93 від 400 до 490ºС зумовлює зміну ПЕП на 2 МСм/м (рис. 6.106).

Збільшення температури нагріву може призводити до перепалу (заштриховані зони на рис. 6.107), тобто появи оплавлень межами зерен, що можна контролювати за вимірами ПЕП.

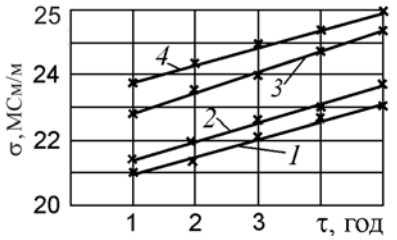


Рис. 6.105. Залежність ПЕП сплаву В93 від тривалості нагріву за штучного старіння для різних температур:
1 – 165ºС; *2* – 170ºС; *3* – 175ºС; *4* – 180ºС

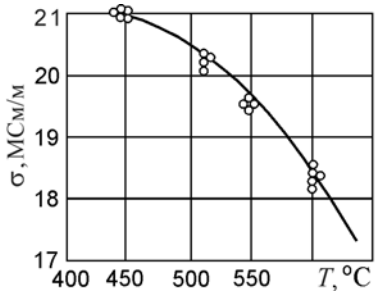


Рис. 6.106. Залежність ПЕП сплаву В93 від температури гартування

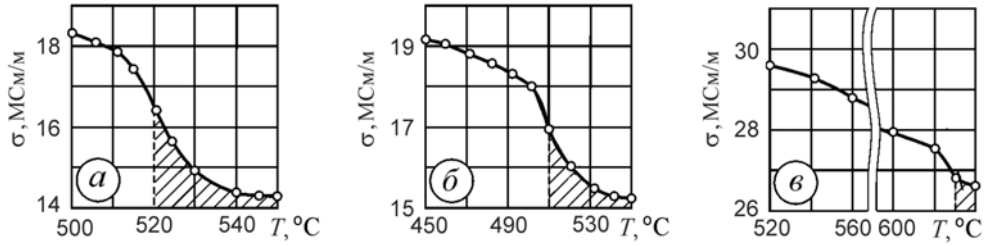


Рис. 6.107. Залежності ПЕП прутків із сплаву Д16 (*а*), В95 (*б*) і АД31 (*в*) від температури нагріву під гартування.

Для кожного конкретного алюмінієвого сплаву існують граничні значення ПЕП, вище яких відсутність перепалу гарантується (табл. 6.23).

Таблиця 6.23

Мінімальні значення ПЕП алюмінієвих сплавів без перепалу [223]

Сплав	В95Т1	В95пчТ1	В96Т1	АК4-1Т	АК4-1чТ	АК4-1Т1	АК4-1чТ1	АК4-Т1
ПЕП, МСм/м	18,1	17,7	17,3	18,3	17,5	19,2	20,6	20,12

Сплав	АК6Т1	АК8Т1	Д1Т	Д16Т	Д16чТ	Д19Т1	Д19чТ1
ПЕП, МСм/м	22,1	19,6	18,7	16,6	16,8	17,1	16,7

Вихрострумовим методом вимірювання ПЕП можна в деяких випадках без металографічного аналізу визначити якість термообробки. Найпростішим завданням є розділення відпалених деталей (без термічної обробки) від загартованих (табл. 6.24).

Таблиця 6.24

ПЕП алюмінієвих сплавів у різних станах

Марка сплаву і вид напівфабрикату	ПЕП, МСм/м, для сплавів	
	відпалених	загартованих
В95 (пруток)	22,8	16,8
В95 (профіль)	24,7	19,4
В93 (пруток)	26,0	21,7
АК6 (пруток)	27,4	22,1
АК8 (пруток)	27,1	19,8
Д16 (пруток)	24,6	17,4
Д16 (профіль)	26,6	18,1
Д1 (пруток)	27,2	21,1

Якість термообробки вихрострумовим методом можна оцінювати на різних етапах і вона охоплює:

- визначення виду напівфабрикату і його марки під час отримання;
- визначення правильності режимів обробки деталей у печі;
- встановлення часу перенесення деталей з печі у ванну гартування;
- контроль правильності витримування режиму гартування;
- контроль витримки режимів старіння матеріалу.

Для деяких алюмінієвих сплавів якість термообробки оцінюють за їх твердістю і міцністю, які також корелюють з ПЕП. Типова залежність між твердістю і ПЕП для алюмінієвих сплавів АК6, Д1 і Д16 наведена на рис. 6.108. Тут розкид значень твердості за багатократних вимірювань у 1,5–2 рази більший, ніж розкид значень ПЕП [65].

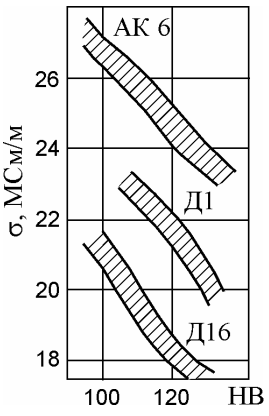


Рис. 6.108.

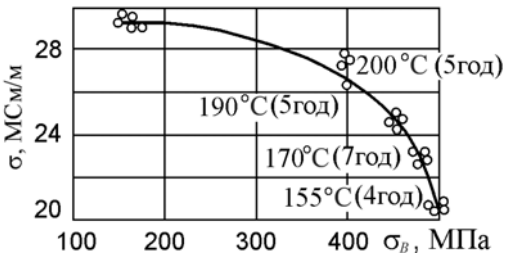


Рис. 6.109.

Рис. 6.108. Зміни твердості HB і ПЕП алюмінієвих сплавів

Рис. 6.109. Кореляція між ПЕП та границею міцності під час старіння сплаву В93

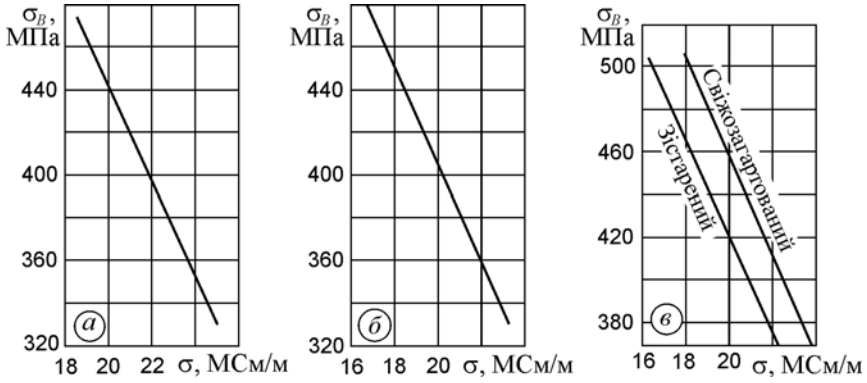


Рис. 6.110. Кореляція між ПЕП листового сплаву Д16 і його міцністю:
а – у свіжозагартованому стані (товщина листа 2,5 мм); *б* – в зістареному (товщина листа 2,5 мм); *в* – для листів більшої товщини

Особливо чітко зв'язок між міцністю і ПЕП проявляється за випробувань зразків з одної плавки. На рис. 6.109 показано зв'язок між ПЕП і міцністю під час випробувань зразків зі сплаву В93 після різних режимів штучного старіння [65].

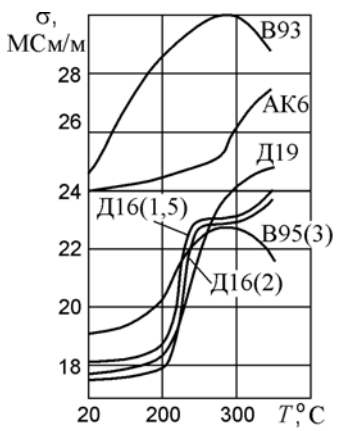


Рис. 6.111. Залежність ПЕП алюмінієвих сплавів від температури повторного нагріву (в дужках вказано товщину листа) [10]

Чітка кореляція між ПЕП і міцністю існує для свіжозагартованих і зістарених сплавів типу Д16 (рис. 6.110).

Нагрів термічно зміцнених алюмінієвих сплавів до температури вище 150ºС порушує їх оптимальну структуру. Ці зміни пов'язують з розпадом твердого розчину, а також формуванням і коагуляцією нових фаз. Це, в свою чергу, зумовлює зниження виробів з таких сплавів за повторних нагрівів, які можливі під час пожеж, опробувань двигуна, порушень теплозахисту і режимів механічної обробки. Міцніші сплави схильніші до зниження за повторних нагрівів. За схильністю до зниження алюмінієві сплави розташовують у такому порядку: В93, В95, АК4, Д16, Д19 [65], що можна зафіксувати за їх ПЕП (рис. 6.111).

Таким чином, на основі вимірів ПЕП можна контролювати зміну структури і оцінювати відповідне зниження алюмінієвих сплавів за повторних нагрівів [65, 227, 228]. На рис 6.112 побудовано типові залежності зміни ПЕП і міцності сплавів В95 і Д16 від температури нагріву впродовж 30 хв, де зі зростанням температури нагріву ПЕП сплаву збільшується, а міцність падає [228].

На зміни ПЕП алюмінієвих сплавів впливає також час витримки при підвищеній температурі (рис. 6.113).

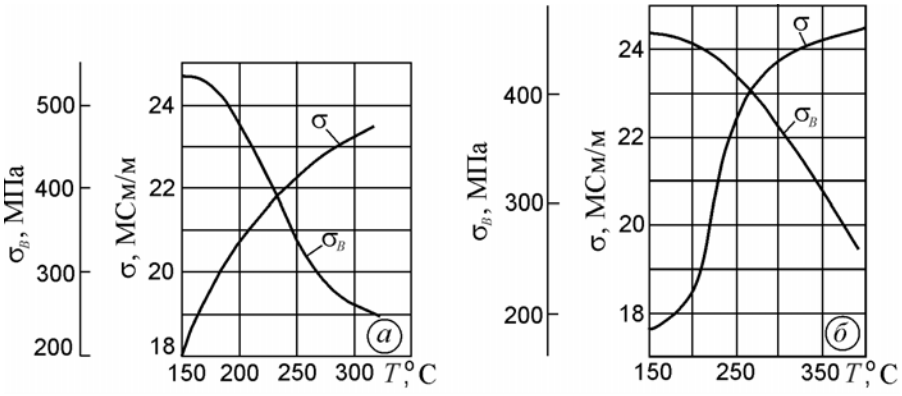


Рис. 6.112. Зміни ПЕП і міцності алюмінієвого сплаву В95 (*а*) і Д16 (*б*) при різних температурах повторного нагріву

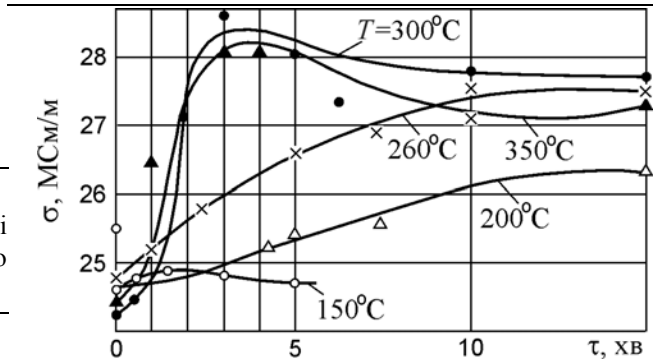


Рис. 6.113. Залежність ПЕП сплаву В93 від температури і часу витримки за повторного нагріву

6.4.4. Визначення властивостей титанових сплавів

Для широкого застосування титанових сплавів під час розробки літаків нового покоління [229, 230] необхідні нові засоби їх НК, в тому числі на основі вимірювання їх ПЕП. Відомі конструкційні титанові сплави мають ПЕП у діапазоні від 0,44 до 2, 4 МСм/м. Велика різниця за ПЕП дає додаткові можливості для їх сортування. Значення ПЕП титанових сплавів наведено на діаграмі (рис. 6.116).

Термічна обробка титанових сплавів передбачає їх відпал, гарт і старіння, що впливає на їх ПЕП (табл. 6.25).

Таблиця 6.25

ПЕП сплаву ОТ4-1 за різних режимів термообробки [228]

Температура відпалу, ºС	ПЕП, МСм/м
650	1,13...1,14
900	1,09...1,10
950	1,13...1,14
1000	1,15...1,16
1050	1,13

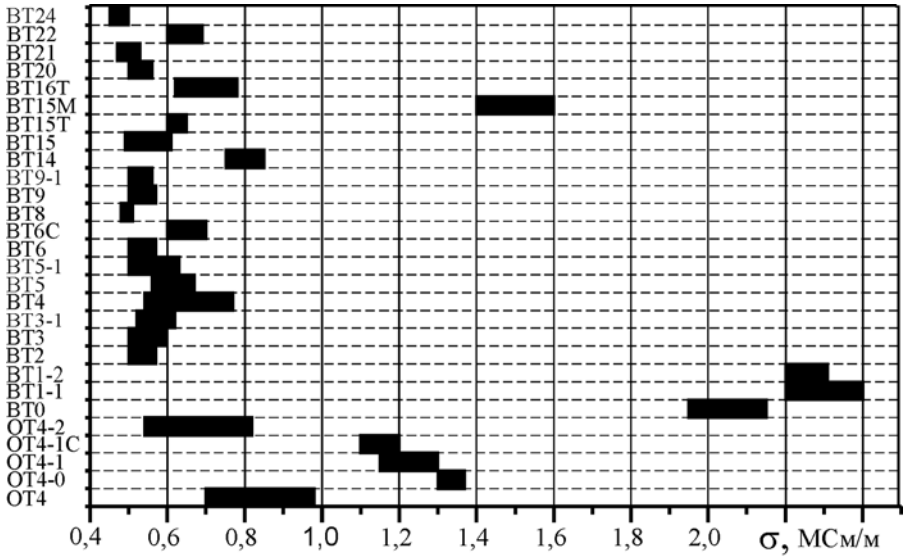


Рис. 6.114. Межі значень ПЕП основних титанових сплавів

Таблиця 6.26

Температурна зміна електричних характеристик зразків із титанових сплавів

Марка сплаву	σ, МСм/м		σ_{20} / σ_{150}	ТермоЕРС, мкВ
	σ_{20}	σ_{150}		
ВТ18	0,43	0,43	1	68
ВТ24	0,45	0,45	1	68
ВТ8	0,48	0,475	1,01	66
ВТ9	0,5	0,5	1	64
ТС5А	0,52	0,495	1,05	71
ВТ21	0,53	0,52	1,02	67
ВТ9	0,56	0,53	1,055	68
ВТ22	0,62	0,61	1,075	50
ВТ1	0,67	0,6	1,11	68
744	0,68	0,61	1,11	65
ВТ4	0,755	0,665	1,13	62

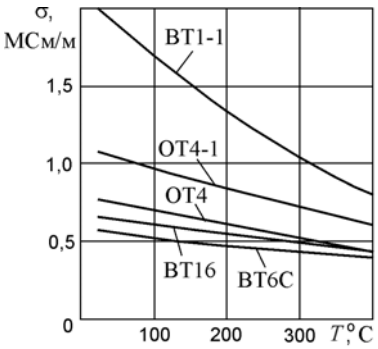


Рис. 6.115. Зміни ПЕП деяких титанових сплавів за їх нагріву

Як показують дані про зміну електричних характеристик зразків із деяких титанових сплавів під час нагріву [185, 228], їх ПЕП незначно змінюється (табл. 6.26 і рис. 6.115), що обумовлює труднощі для структуроскопії порівняно з алюмінієвими.

Титанові сплави типу ВТ14, ВТ15 і ВТ16 для захисту плакують чистим титаном. Ефективна їх ПЕП за змін товщини плакувального шару від 0 до 800 мкм міняється приблизно від 0,5…0,9 до 2,3 МСм/м. Таким чином, товщину плакувального шару досить легко можна оцінити, вимірюючи ПЕП [228].

6.4.5. Вихрострумова структуроскопія поверхневих шарів немагнітних матеріалів

Структура поверхневих шарів виробів із конструктивних матеріалів має велике значення для їх витривалості, корозійної тривкості тощо. Оцінюючи структурні зміни стандартними структуроскопами-вимірювачами ПЕП, в основному використовують діапазон робочих частот до 10 МГц. Очевидно, що під час вимірювань електричної провідності на цих частотах отримуємо деяке інтегральне значення, усереднене в межах зони розподілу вихрових струмів. Коли матеріал однорідний по глибині, це не призводить до обмежень вихрострумового контролю. Проблеми виникають, коли необхідно контролювати неоднорідні по глибині об’єкти, в яких електрична провідність змінюється в поверхневому шарі декількох десятків мікрометрів. До таких проблем можна віднести контроль газонасичених шарів титанових сплавів, алітованих шарів на поверхні виробів із жаротривких сталей, дослідження початкових стадій міжкристалітного ураження тощо.

Поліпшити селективність контролю до змін ПЕП у тонкому поверхневому шарі можна локалізацією вихрових струмів, значно збільшуючи робочі частоти. Наприклад, для концентрації вихрових струмів у поверхневому шарі завтовшки 100 мкм у виробах із титанового сплаву з електропровідністю біля 1 МСм/м необхідно забезпечити роботу вихрострумового структуроскопа на частотах близько 100 МГц і вище.

Розглянемо проблему контролю газонасичених шарів (ГНШ) титанових сплавів (див. розділ 4.6). Технологічна обробка сплавів на основі титану при підвищених температурах на повітрі та в інших середовищах призводить до насичення поверхневого шару газами, що підвищує твердість і знижує пластичність та опір втомному руйнуванню [229–232]. Тому оцінка крихких газонасичених (або альфованих) шарів на поверхні виробів із титанових сплавів набула в авіаційній промисловості особливого значення. Витривалість авіаційних вузлів суттєво залежить від режиму газонасичення і може зменшуватись на 15…40% [228]. Проте газонасичення суттєво підвищує зносотривкість деталей, тому деякі з них, що працюють в умовах тертя і сприймають напруження стискання, підлягають спеціальному газонасиченню згідно з галузевими рекомендаціями [233]. Але для деталей, в яких під час експлуатації можуть бути напруження розтягу, газонасичення необхідно уникати, тому в них (у

першу чергу тих, що працюють під циклічним навантаженням) ГНШ видаляють згідно з галузевими рекомендаціями [234].

Відомо декілька традиційних методів визначення глибини ГНШ:

1) на основі спостереження змін мікроструктури;

2) шляхом вимірювання мікротвердості;

3) рентгенівський методом.

До неруйнівних можна віднести тільки рентгенівський метод, який базується на вимірюванні параметрів кристалічної ґратки титану, яка збільшується з розчиненням у ній кисню. Недоліком рентгенівського методу є необхідність складного та дорогого обладнання, відносно висока трудомісткість, а також вплив шкідливого випромінювання. Тому на практиці для визначення глибини ГНШ найпоширеніший метод, побудований на визначенні розподілу мікротвердості від поверхні в глибину металу [235]. Для вимірювання мікротвердості поверхневих шарів використовують вирізані з досліджуваного виробу і поліровані перпендикулярно до поверхні (за товщини шару більше 30 мкм) або нахилені під малим кутом до поверхні (за товщини шару від 3 мкм) шліфи. Нахилені шліфи дають вищу точність визначення товщини альфованих шарів. Згідно з нормативними документами [235] для вимірювання мікротвердості рекомендовано мікротвердомір ПМТ-3. Недоліком методу мікротвердості є висока трудомісткість, пов'язана зі складними операціями виготовлення шліфів. Крім того, цей метод руйнівний, тому контролюють на зразках-свідках, що обробляють разом з деталями. За таким підходом не можна достатньо об'єктивно оцінити всю партію деталей, що зумовлює пошук ефективних методів виявлення та оцінки параметрів ГНШ. Показано, що найперспективнішим є вихрострумовий метод структуроскопії на основі оцінки змін ПЕП на підвищених робочих частотах [236–249].

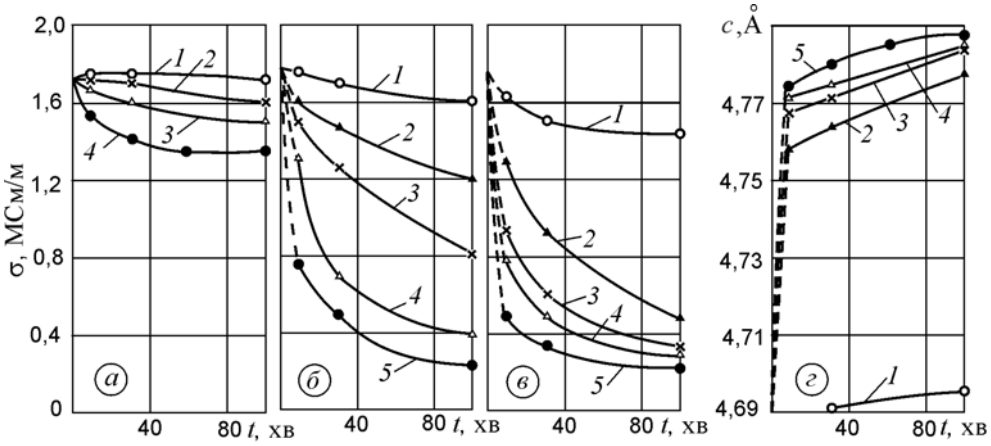


Рис. 6.116. Залежність еквівалентної ПЕП сплаву ВТ1-0 на робочих частотах 1 МГц (*а*), 100 МГц (*б*) та 1000 МГц (*в*) і параметрів кристалічної гратки (*г*) від тривалості нагріву за температур 750ºС (*1*); 850ºС (*2*); 930ºС (*3*); 980ºС (*4*) та 1050ºС (*5*)

Перші дослідження дифузійних шарів титанових сплавів і обґрунтування можливості їх виявлення вихрострумовим методом на підвищених робочих частотах виконували на зразках ВТ1-0, ОТ-4 і ВТ3-1 у праці [238]. Розподіл електропровідності по глибині вивчали в діапазоні підвищених робочих частот від 1; 100 і 1000 МГц. Шкали приладів на всіх частотах градуювали на стандартних зразках ПЕП титанових сплавів у діапазоні від 0,2 до 1,8 МСм/м. Під час установки ВСП на зразок без ГНШ покази приладів на всіх частотах були однакові; на зразку з ГНШ через неоднорідність розподілу ПЕП від поверхні в глибину вони залежали від робочої частоти і відповідали ефективній ПЕП, усередненій у межах глибини проникання вихрових струмів на відповідній частоті. ГНШ визначали за різницею ефективної ПЕП на різних частотах (рис. 6.116). Подані результати засвідчили неможливість виявлення ГНШ за допомогою стандартних вихрострумових вимірювачів ПЕП за частоти 1 МГц і необхідність використання підвищених (вище 100 МГц) робочих частот.

Для виявлення ГНШ на деталях із титанових сплавів розроблено вихрострумовий дефектоскоп ВД-120НМ, який забезпечує роботу на частоті 120 МГц [238]. В його основі схема виносного високочастотного двоконтурного автогенераторного ВСП, у робочий контур якого включена чутлива обмотка вихрострумового давача (рис. 6.117): перший контур – елементи L2 та C4, другий – елементи L1, C1, C5 та VD2. Елемент C3 є ємністю зв'язку між контурами і визначає коефіцієнт зв'язку в двоконтурній схемі. Другий контур включає варикап VD2 і є опорний. Змінюючи ємність варикапа VD2 зміною напруги на ньому, визначають зміну резонансної частоти опорного контуру, а отже, співвідношення частот робочого та опорного контурів.

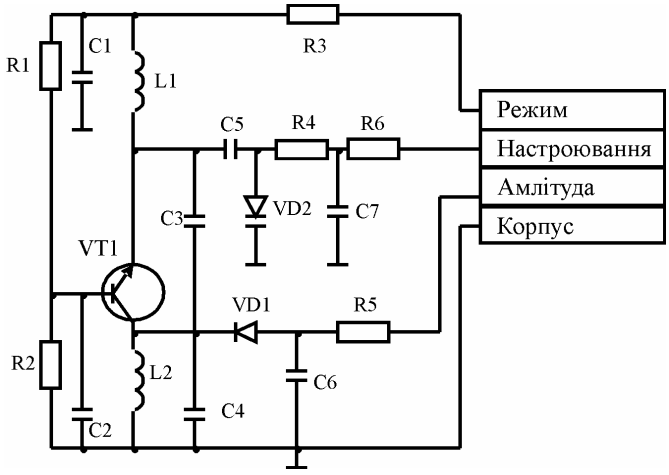




Рис. 6.117. Рис. 6.118.

Рис. 6.117. Принципова схема виносного ВСП для контролю на підвищених частотах

Рис. 6.118. Вихрострумовий структуроскоп "АЛЬФА" з виносним автогенераторним ВСП

Для виявлення газонасичених (альфованих) шарів на поверхні титанових сплавів у Фізико-механічному інституті розроблено вихрострумові структуроскопи “Альфа” (рис. 6.118) і “Дельта”, де використано модернізовані варіанти виносного ВСП, зображеного на рис. 6.117 [239–245].

Робота приладу побудована на реєстрації зриву генерації автогенератора, викликаного зменшенням ПЕП поверхневого шару. Для формування інформаційного сигналу тут використовують амплітудне детектування високочастотного сигналу, що надходить з виходу автогенератора. Однонапівперіодний амплітудний детектор складається з діода VD1 і ємності C6 (рис. 6.117). Режим послаблення впливу зазору в приладі реалізовано шляхом вибору параметрів робочого і опорного контурів та ємності зв’язку, тому за відриву ВСП від ОК генерація не зривається. Резонансна частота опорного контуру менша за робочу автогенератора, а частота першого робочого контуру, навпаки, перевищує її. Таким чином, еквівалентну спрощену схему автогенератора можна подати у вигляді ємнісної триточкової системи, в якій опорний контур подається еквівалентною ємністю, а перший – еквівалентною індуктивністю. Ємність варикапа змінюється зі зміною керуючої напруги на ньому, що викликає зміну резонансної частоти опорного контуру і співвідношення частот вимірювального і опорного контурів. За допомогою варикапа, змінюючи керуючу напругу, керують резонансною частотою контуру автогенератора під час настроювання приладу. Котушка L2 є чутливим елементом ВСП і після її встановлення на контрольовану поверхню у перший контур вноситься додатковий опір, який і змінює умови генерації, і залежить від електропровідності матеріалу. Режим роботи автогенератора визначають струм транзистора і співвідношення частот робочого та опорного контурів і вибирають так, щоб забезпечити стійку генерацію під час установки ВСП на виріб без ГНШ. При цьому амплітуда генерації зростає зі збільшенням зазору між робочою котушкою і контрольованою поверхнею, а альфований шар спричиняє зрив генерації (див. рис. 6.119).

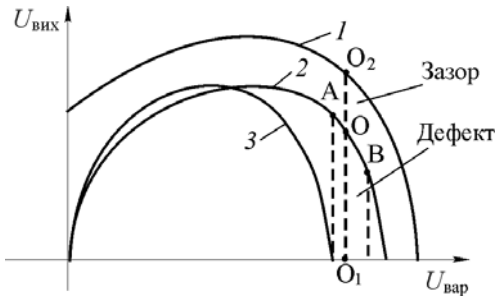


Рис. 6.119. Типові залежності вихідної напруги виносного ВСП від керуючої на варикапі за розміщення ВСП у повітрі (*1*), на поверхні зразка без ГНШ (*2*) і з ГНШ (*3*)

Видно, що під час настроювання перетворювача необхідно ввести його в режим, що відповідає ділянці А–В кривої *2* для зразка без альфованого шару. У цьому випадку альфований шар спричиняє зрив генерації (перехід від точки О в точку O_1), а збільшення зазору – ріст амплітуди генерації (перехід від точки О в точку O_2 кривої *1*). Через високу робочу частоту всі елементи автогенератора та амплітудний детектор високочастотних коливань розміщені безпосередньо в корпусі ВСП. Так уникають проблем, пов’язаних з силь-

ним впливом розподілених параметрів (в основному паразитних ємностей) з'єднувальних провідників і ланцюгів на високих частотах.

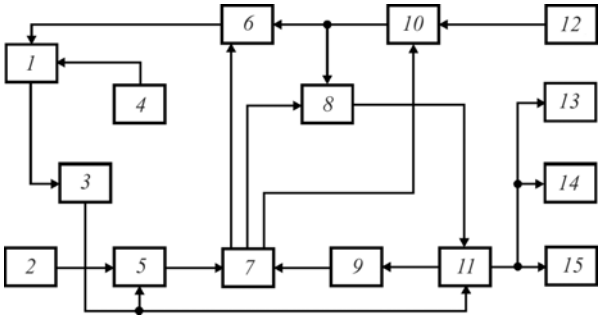


Рис. 6.120. Структурна схема вихрострумового структуроскопа "АЛЬФА"

Режим роботи автогенераторного ВСП вибирають автоматично цифровим блоком управління, за якого на варикапі VD2 опорного контуру автогенератора встановлюється напруга, що близька до точки зриву його генерації, і автоматично компенсується початкова вихідна напруга амплітудного детектора. Автоматично настроюють під час установлення ВСП на зразок без альфованого шару. Структурна схема приладу "АЛЬФА" (рис. 6.120) складається з автогенератора *1*, джерела регульованих опорних напруг *2* та *4*, амплітудного детектора *3*, компараторів *5* та *9*, цифро-аналогових перетворювачів (ЦАП) *6* та *8*, блока управління *7*, лічильника імпульсів *10*, підсилювача постійної напруги *11*, генератора тактових імпульсів *12*, стрілкового *13*, світового *14* та звукового *15* індикаторів [244].

До вимірювального каналу структуроскопа належать: автогенератор *1*, амплітудний детектор *3*, компаратор *5*, підсилювач постійної напруги *11* і індикатори *13–15*. Для установки опорної напруги на компараторі використовують джерело опорної напруги *2*. Коли з'являється генерація, на виході амплітудного детектора виникає стрибок напруги, який надходить на компаратор *5* і через підсилювач постійної напруги *11* – на індикатори *13–15*. Вибір режиму автогенератора реалізовано за допомогою джерела регульованої напруги *4*, виконаного у вигляді набору резисторів, які встановлюють необхідну напругу живлення транзистора. Керуючу напругу на варикапі формують за допомогою генератора тактових імпульсів *12*, лічильника імпульсів *10* і ЦАП *6*. Керуючі сигнали для роботи лічильника імпульсів *10* і ЦАП *6* формуються в блоці керування *7*. Коли виникає генерація, в цьому блоці за допомогою компаратора *9* виникає сигнал, який відключає ЦАП *6* від виходу лічильника імпульсів *10* і на виході ЦАП *6* (і, відповідно, на варикапі) зберігається сигнал, необхідний для генерації. Для компенсації початкової напруги генерації (вихідна напруга амплітудного детектора під час встановлення ВСП на зразок без альфованого шару) в схему введено ЦАП *8*, керуючий сигнал для якого також формується в блоці керування *7*. Вихідна напруга ЦАП *8* надходить на один із входів підсилювача постійної напруги *11*.

Поріг чутливості структуроскопа "АЛЬФА" відповідає альфованому шару товщиною 20 мкм. Живиться прилад від стандартної мережі 50 Гц – 220 В або автономного джерела постійної напруги 12 В. Загальний розмір структуроско-

па $170 \times 90 \times 45$ мм, вага 0,5 кг. Прилади використовують на багатьох підприємствах авіаційної промисловості для виявлення ГНШ на поверхні виробів з титанових сплавів, щоб оцінити якість термообробки. Технологія виявлення альфованих шарів за допомогою вихрострумових структуроскопів "АЛЬФА" та "ДЕЛЬТА" регламентована технологічними рекомендаціями ВІАМ [246, 247]. Контролю підлягають деталі з титанових сплавів з ПЕП (0,5...1,5) МСм/м, зокрема титанові сплави типу ОТ4, ВТ20, ВТ3-1, ВТ14, ВТ6, ВТ25У після хіміко-термічної, проміжної та кінцевої термічної та технологічної обробок. Встановлено також можливість застосування вихрострумового контролю на підвищених частотах для виявлення міжкристалітних пошкоджень на початкових стадіях, дрібних тріщин у графітних матеріалах, зносу алітованих шарів на лопатках із жаротривких сталей, оцінки напруженого стану поверхневих шарів тощо [240–242].

Для успішного використання під час контролю альфованих шарів вихрострумового методу дуже важливо виготовити якісні робочі стандартні зразки для настроювання приладів. Згідно з технологічною рекомендацією, такі зразки для контролю структуроскопами "АЛЬФА" та "ДЕЛЬТА" виготовляє завод-споживач приладів з марок сплавів, що підлягають контролю. У комплект входять три зразки, які відрізняються твердістю поверхневого шару: № 1 – без альфованого шару, № 2 – з альфованим шаром, твердість якого перевищує твердість матеріалу основи на 20...25%, № 3 – з шаром, твердість якого перевищує твердість матеріалу основи на 25...27%.

Методика виготовлення робочих стандартних зразків повинна задовольняти інструкції ВІАМ 1.2.027-87 "Оксидирование деталей из титановых сплавов в кипящем слое и вакууме".

Зразки підлягають атестації метрологічною службою підприємства-споживача за такими параметрами:

- мікротвердість поверхні (в % до мікротвердості матеріалу основи);
- ПЕП матеріалу основи зразка.

Необхідно не тільки виявити зміни структури в тонких поверхневих шарах, але й кількісно оцінити їх параметри, зокрема товщину або ПЕП. Застосування традиційного підходу, заснованого на вимірюванні амплітуди чи фази сигналу на підвищених частотах, пов'язане зі значними технічними труднощами та складною апаратурою. Результативнішим виявився підхід, за якого аналогова частина приладу не ускладнюється. Тут можна використати автогенераторний ВСП, що працює в режимі зриву генерації. Дослідження показали, що значення керуючої напруги, коли виникає зрив генерації, залежить від параметрів ОК, з яким взаємодіє цей ВСП. Підтверджують це результати експериментів, виконані на зразках із титанового сплаву ВТ-14 з різною товщиною альфованого шару (15; 20; 40; 60 і 70 мкм). Товщину визначали за стандартною методикою, вимірюючи мікротвердість зразків. На рис. 6.121 побудовано залежності вихідної напруги автогенераторного ВСП від керуючої на варикапі для альфованих шарів різної товщини (показано тільки початкові ділянки залежностей в області зриву генерації). Видно, що граничні

значення керуючої напруги, за яких відбувається зрив генерації, добре корелюють з товщиною альфованого шару і можуть служити інформативним параметром кількісного вихрострумового контролю на підвищених частотах. Аналогічні результати отримано на зразках із різним значенням ПЕП. На цих даних ґрунтується спосіб вихрострумового контролю, в якому як інформативний параметр використовують різницю між граничними значеннями керуючої напруги під час установки ВСП на зразок без альфованого шару і з контрольованим альфованим шаром [248, 249].

Виносні автогенераторні ВСП (див. рис. 6.117) вдосконалено для роботи на вищих робочих частотах. Розроблено ВСП, що працюють на частотах 200 і 400 МГц. Розглянемо реальну характеристику одного з них. На рис. 6.122 побудовано залежність вихідної напруги ВСП $U_{вих}$ від напруги керування $U_{кер}$ на варикапі VD2 за напруги живлення $U_ж$ = 7,5 В для трьох установок перетворювача: ВСП в повітрі (повністю відсутня його взаємодія з металом); на зразку з титанового сплаву ВТ-14 без газонасиченого шару; на зразку з ГНШ товщиною 60 мкм. Видно, що для різних установок ВСП зрив генерації ($U_{вих}$ = 0) спостерігається за різних значень керуючої напруги $U_{кер}$. Це відбувається тому, що ПЕП матеріалу ГНШ менша, ніж основи. При цьому вибором керуючої напруги шляхом настроювання ВСП на зразку без ГНШ можна забезпечити розділення впливу ГНШ і зазору між ВСП і контрольованою поверхнею.

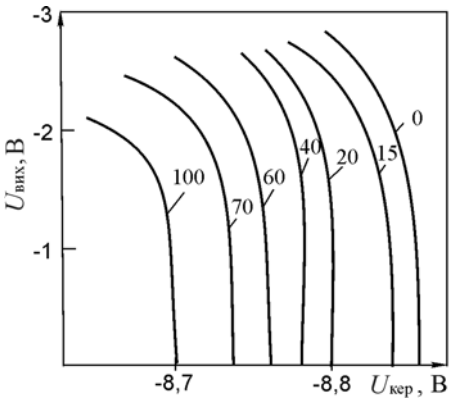


Рис. 6.121. Діаграми зриву генерації на зразках із різною товщиною ГНШ

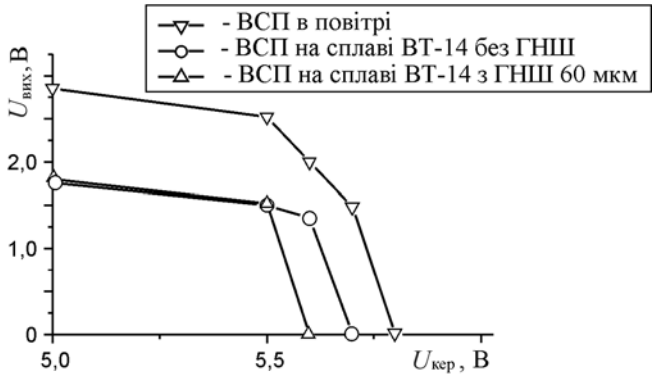


Рис. 6.122. Залежність вихідної напруги високочастотного ВСП (f = 400 МГц) від напруги керування

На рис. 6.123 подано залежність граничного значення керуючої напруги $U^n_{кер}$, коли відбувається зрив генерації, від ПЕП контрольованого матеріалу σ для різних напруг живлення ВСП. Ця залежність показує принципову можли-

вість кількісного контролю тонких поверхневих шарів товщиною до 100 мкм на робочій частоті 400 МГц [248].

Для кількісного вихрострумового контролю параметрів ГНШ на підвищених частотах запропоновано декілька технічних рішень, які реалізовано в макеті вихрострумового структуроскопа "СИГМА" і ВС-11ВЧ (АЛЬФА М) [249–252]. Прилад ВС11ВЧ (АЛЬФА М) забезпечує вихрострумовий контроль на робочих частотах 200 і 400 МГц. Вихрострумовий структуроскоп ВС11ВЧ (АЛЬФА М) з виносним автогенераторним ВСП і контрольними зразками титанових сплавів з ГНШ різної товщини зображено на рис. 6.124.

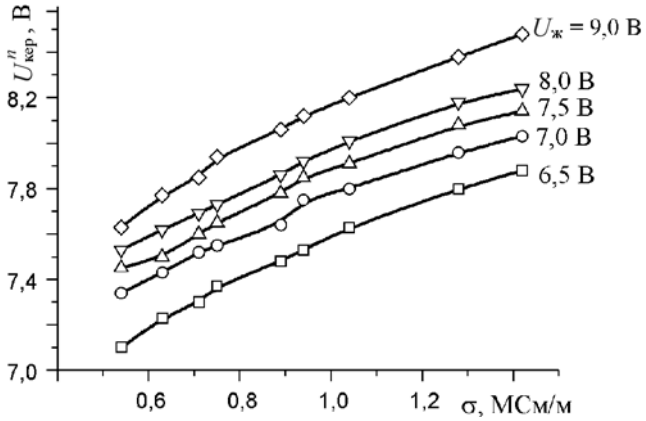


Рис. 6.123. Залежність граничних значень напруги керування від ПЕП σ стандартних зразків з титанових сплавів



Рис. 6.124. Вихрострумовий структуроскоп ВС11ВЧ (АЛЬФА М)

Структурна схема структуроскопа ВС11ВЧ (АЛЬФА М) забезпечує автоматичний вибір режиму і настроювання під час контролю конкретних сплавів. На відміну від попередніх розробок прилад регулює рівень чутливості і кількісну оцінку параметрів, реєструючи зміни граничних значеннь керуючої напруги виносного ВСП.

6.5. КОНТРОЛЬ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ФЕРОМАГНІТНИХ МАТЕРІАЛІВ

У практиці експлуатації авіаційних конструкцій відомі випадки руйнування елементів, виготовлених з феромагнітних матеріалів (високоміцних сталей, деяких спеціальних сплавів), що визначає доцільність НК їх структури, щоб забезпечити необхідні механічні параметри. Для цього розроблено ряд методів, побудованих на використанні магнітних шумів (ефект Баркгаузена), вихрових струмів на низьких частотах у діапазоні 3...100 Гц, вимірюванні параметрів петлі магнітного гістерезису (залишкової індукції, коерцитивної сили (КС) тощо) [5, 65]. Найрозповсюдженіший метод, побудований на вимірюванні КС, яка є структурно-чутливою характеристикою феромагнітних матеріалів і корелює з багатьма механічними параметрами матеріалу [5, 65, 253, 256, 257]. За допомогою вимірювання КС контролюють в умовах виробництва деталей АТ з феромагнітних матеріалів, оцінюючи механічні характеристики матеріалів [3, 119–120], хімічний склад і структурні параметри [119, 121], якість термічної або хіміко-термічної обробок [3, 119, 122]. Не менш важливий НК на основі вимірювання КС під час експлуатації АТ. Останні дослідження показали, що КС корелює з параметрами напружено-деформованого стану, втомними структурними змінами, що дозволяє оцінювати залишковий ресурс конструкцій [120, 123].

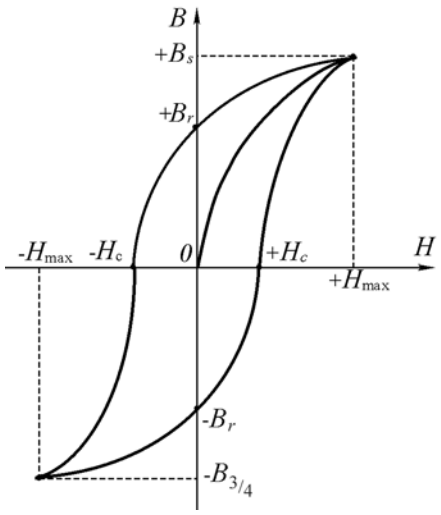


Рис. 6.125. Загальний вигляд граничної петлі гістерезису феромагнітних матеріалів: B_s – індукція насичення; B_r – залишкова; H_c – КС

Під час циклічного перемагнічування матеріалу крива намагнічування утворює петлю гістерезису, основними характеристиками якої є залишкова індукція B_r, КС H_c та площа петлі, яка описує втрати на гістерезис за один цикл перемагнічування (рис. 6.125). КС H_{cJ} – величина, яка дорівнює напруженості магнітного поля, необхідного для зміни до нуля залишкової індукції B_r тіла, попередньо намагніченого до технічного насичення [255]. Тобто, вимірювання КС зводиться до визначення напруженості розмагнічувального поля.

Щодо техніки вимірювань розрізняють вимірювання КС в замкненому, частково замкненому і відкритому магнітних колах. Кожен з цих випадків має свої особливості. КС за індукцією у відкритому магнітному колі слід обов'язково визначати за допомогою вимірювача індукції, розташованого біля поверхні контрольованого виробу в його середній частині. Якщо ж КС

визначають за сталої розмагнічувальної котушки і струмом у ній, то отримане значення буде значно меншим, ніж визначене в замкненому магнітному колі. Що стосується КС за намагніченістю, то її значення однакове як в замкненому, так і у відкритому магнітному колах і може бути визначене як за допомогою вимірювачів, встановлених на поверхні ОК, так і за сталою розмагнічувальною котушкою [260].

Вибір типу магнітного кола (замкнене чи розімкнене), в якому вимірюють КС, суттєво залежить від особливостей ОК. Для об'єктів, форма яких забезпечує контакт їх поверхні з полюсами осердя електромагніта, широко практикують коерцитиметрію з приставними П-подібними електромагнітами. Такі прилади вимірюють інтегральне значення КС контрольованого об'єкта загалом або тієї його частини, через яку замикається магнітний потік електромагніта. Їх використовують для розв'язання різноманітних задач магнітної структуроскопії.

Магнітні характеристики сталі пов'язані з перебудовою магнітних доменів, які залежать від параметрів і типу її кристалічної ґратки, точкових і лінійних дефектів структури структурно-фазового стану. Для НК структури і механічних властивостей сталей на основі вимірювання КС необхідно в кожному випадку знайти кореляцію між КС і механічними властивостями матеріалу. Встановлено деякі залежності [256], які пов'язують КС H_c з густиною дислокацій N, розміром зерна d і об'ємом включень V:

$$H_c \approx \sqrt{N} \qquad (N \le 10^6 - 10^7\,\text{см}^{-2}); \tag{6.18}$$

$$H_c = A + B/d\,; \tag{6.19}$$

$$H_c = PK_{\text{еф}} V^n / B_s\,, \tag{6.20}$$

де A, B, P, $K_{\text{еф}}$ і n – певні сталі матеріалу [256]; B_s – індукція насичення.

Виявлено кореляційний зв'язок (рис. 6.126, 6.127) між КС і кількістю вуглецю та твердістю вуглецевих і легованих сталей [5]. Значення магнітних характеристик деяких конструкційних сталей наведено в табл. 6.27. Для інших сталей їх значення подано також у працях [5, 9].

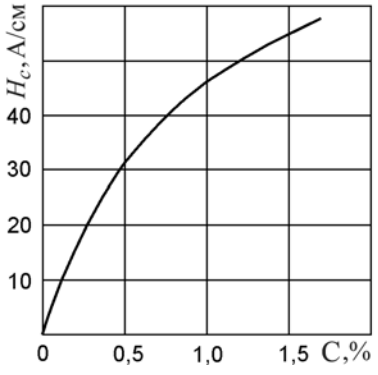


Рис. 6.126. Залежність між КС H_c і кількістю вуглецю в сталі

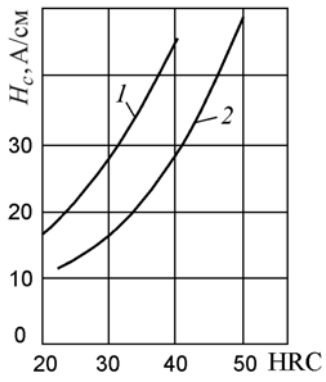


Рис. 6.127. Залежності між КС H_c і твердістю HRC сталей 30Х13 (*1*) і 12Х17Н2 (*2*)

Таблиця 6.27

Значення магнітних характеристик сталей [261]

Марка сталі	Термічна обробка	Залишкова індукція B_r, $T_л$	КС H_c, А/см
1	2	3	4
10	У стані постачання	0,8	2,4
20	–"–	1,17	3,2
22К	–"–	1,1	5,0
25Л	Нормалізація з 880...900ºС, відпуск при 610...630ºС	1,1	3,7
45	Гартування з 860ºС, відпуск при 380...420ºС Гартування з 820ºС, відпуск при 450ºС Гартування з 820ºС, відпуск при 535ºС Гартування з 850ºС, відпуск при 600ºС	0,79 0,83 1,03 0,82	22,2 13,6 12,0 28,0
10ГН2МФА	Гартування з 850ºС, відпуск при 650ºС	1,18	6,6
16НГМА	Нормалізація з 920...940ºС, відпуск при 620...670ºС	1,1	4,0
16ГС	Гартування з 930ºС, відпуск при 580ºС	–	4,8
20ГСЛ	Нормалізація з 880...920ºС, відпуск при 220...550ºС	1,15	3,9
38ХА	Гартування з 860ºС, відпуск при 550ºС	1,45	10
25ХГСА	Гартування з 890ºС, відпуск при 630ºС	1,4	9,5
30ХГСА	Гартування з 880ºС, відпуск при 620...640ºС	1,08	12,0
12ХМ	Нормалізація з 880...920ºС, відпуск при 620...650ºС	1,06	3,6
12Х1МФ	Нормалізація з 950...980ºС, відпуск при 730...760ºС	1,0	5,7
15Х1М1Ф	Нормалізація з 1020...1050 ºС, відпуск при 730...760ºС	1,08	5,0
15Х1М1ФЛ	Нормалізація з 1020...1050ºС; нормалізація з 1000...1010ºС, відпуск при 720...750ºС	1,4	5,3

Продовження табл. 6.27

1	2	3	4
15Х3МФ	У стані постачання	1,25	6,0
20ХМ	Нормалізація з 880...920ºС, відпуск при 620...650ºС	1,2	5,3
20ХМФА	Нормалізація з 980...1000ºС; нормалізація з 960...980ºС, відпуск при 710...740ºС	1,3	6,4
20Х3МВФ	У стані постачання; гартування з 1050ºС, відпуск при 680ºС	0,67 1,33	14,0 13,5
38ХМЮА	Гартування з 940 ^{0}С, відпуск при 650ºС, азотування	1,0	16,2
12ХН3А	Цементація при 910ºС; гартування з 800...830ºС, відпуск при 160...200ºС	0,7 0,8	12 10.3
15Х2НМФА	Гартування з 920ºС, відпуск при 650ºС	1.2	6,5
20ХНФА	Гартування з 850ºС, відпуск при 600ºС	1,15	10,0
34ХН3МА	Нормалізація з 850...870ºС, відпуск при 600ºС	1,17	7,5
38ХН3МФА	Гартування з 850ºС, відпуск при 600ºС	1,15	10
12Х13	Нормалізація з 1020ºС, відпуск при 750ºС	1,11	4.0
20Х13	Гартування з 1025ºС, відпуск при 620ºС	0,58	11,1
08Х14МФ	Гартування з 1000ºС, відпуск при 760...780ºС	0,9	7,8
1Х14НДЛ	У стані постачання	1,05	9,5
08Х17Т	Відпал при 760...780ºС	0,41	4,0
1Х17Н2	Гартування з 1030ºС, відпуск при 350ºС; гартування з 1030ºС, відпуск при 680ºС	0,63 0,7	32,0 16

Для вимірювання КС в умовах виробництва у Фізико-механічному інституті розроблено різні модифікації приладів серії ИКС (ВКС). Згідно з Держстандартом 24916-81 ними контролюють спечені тверді сплави (коерцитиметри ИКС 096-М, ИКС 053М), вироби з нелегованих та низьколегованих сталей (ИКС-110М і ИКС 11М), локальні ділянки сталевих та чавунних виробів (ИКС-104 М) [255].

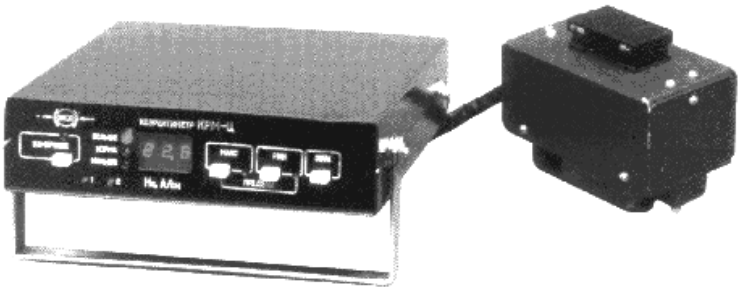


Рис. 6.128. Коерцитиметр КРМ-Ц

До сучасних коерцитиметрів з приставними П-подібними електромагнітами належать прилади серії КРМ-Ц (рис. 6.128), які розробила й випускає фірма “Спеціальні наукові розробки” (Харьків) [258, 259]. Діапазон вимірювання КС коерцитиметра КРМ-Ц становить 1...60 А/см; похибка вимірювання на контрольних зразках не перевищує 5 %; тривалість циклу вимірювання не більше 6 с. Досвід досліджень та практичного застосування показує можливість використання коерцитиметрів КРМ-Ц для оцінки накопичення втомних змін у феромагнітних сталях і прогнозу залишкового ресурсу [258, 259, 262].

6.6. КОНТРОЛЬ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛІВ ТЕРМОЕЛЕКТРИЧНИМ МЕТОДОМ

До термоелектричних явищ відносять ефекти виникнення в провідних середовищах електрорушійних сил і електричних струмів під дією теплових потоків, а також ефекти виникнення додаткової (крім джоулевої) теплоти під час протікання електричного струму. В неізотермічному неоднорідному або анізотропному середовищі за наявності ґрадієнта температури напруженість електричного поля має не тільки омічну складову, а також складову поля побічних сил неелектричної природи, яку називають термоелектричним полем [263].

На підставі ефекту Зеєбека [263] в зоні контакту двох провідників з різних металів за наявності різниці температур між ними виникає термоелектрорушійна сила (ТЕРС):

$$E = \alpha\ (T_1 - T_2)\,, \qquad (6.21)$$

де α – відносний коефіцієнт ТЕРС (коефіцієнт Зеєбека), який залежить від матеріалу А відносно матеріалу В, природи контактуючих матеріалів, напруженого стану в зоні контакту тощо.

Вираз (6.21) пояснює принцип роботи термоелектричного методу НК. Тут T_1 – температура гарячого електрода, що накладається на контрольовану деталь, T_2 – температура контрольованої деталі.

Цей метод широко використовують для НК сталей, наприклад, для сортування за марками [264]; контролю хімічного складу [266–268]; оцінки глибини

зневуглеченого та твердості цементованого шарів [269–271]; вмісту залишкового аустеніту [272]; рівня деформацій у металах [273, 274], дослідження структурних змін за відпалу [275]; визначення оптимальних фізико-механічних властивостей [276] тощо.

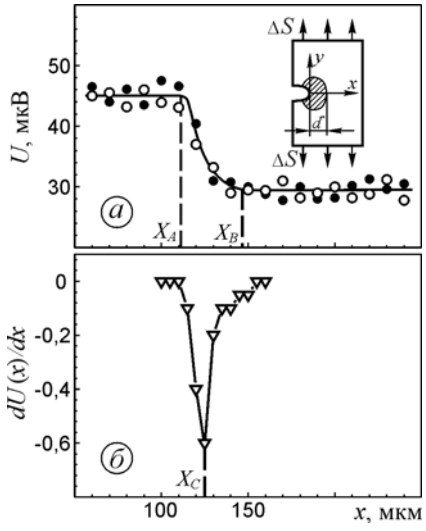


Рис. 6.129. Оцінка параметра d^* для алюмінієвого сплаву Д16Т за розподілом локальної ТЕРС [278]:

○ – виміри вздовж осі *OX*;
● – у протилежному напрямку;
Δ – розподіл першої похідної

У Фізико-механічному інституті запропоновано спосіб [277–279], в якому термоелектричний метод використовують для визначення розміру зони передруйнування (див. розд. 1.3.4) за лінійним розподілом ТЕРС (рис. 6.129 *а*) або першої похідної цього розподілу (рис. 6.129 *б*) (за абсцисами точок X_A або X_B, а точніше, абсцисою точки X_C).

ТЕРС вимірюють термозондом, кінець якого має форму зрізаного конуса, що утворює контактну площадку діаметром $d_к$. Значення $d_к$ вибирають, виходячи з середнього розміру D елементів структури матеріалу та довжини d^* зони передруйнування, за умовою: $D > d_к < 0{,}1d^*$, при цьому визначальним є параметр d^*. Для більшості конструкційних матеріалів D = = 0,005–0,05 мм, а для пластичних d^* = = 0,2–0,3 мм і d^* = 0,05–0,1 мм для малопластичних матеріалів. На цій підставі для термозонда слід вибирати контактну площадку діаметром $d_к$ = 0,02–0,03 мм для пластичних матеріалів і для малопластичних $d_к$ = 0,005–0,01 мм.

Для вимірювання локальної ТЕРС у Фізико-механічному інституті на базі твердоміра ПМТ-3, алмазний наконечник якого замінений термозондом з нагрівальним елементом, розроблено лабораторний прилад “КОНТАКТ-1” [279]. Він забезпечує точність локалізації виміру на мікроструктурному рівні і складається з таких основних вузлів (рис. 6.130): *1* – твердомір ПМТ-3; *2* – термозонд; *3* – обмотка нагрівального елемента термозонда; *4* – зразок досліджуваного металу; *5* – кнопка відліку; *6* – тест-калібратор; *7* – схема визначення перехідного (контактного) опору; *8* – прецизійний вимірювальний підсилювач (коефіцієнт підсилення k = 100); *9* – стабілізоване джерело струму підігріву; *10* – стабілізований блок живлення; *11* – шунт схеми вимірювання струму підігріву термозонда; *12* – термопара; *13* – аналого-цифровий перетворювач (АЦП) схеми визначення контакту; *14* – АЦП мікровольтметра; *15* – АЦП амперметра; *16* – АЦП вимірювача температури; *17* – цифрові семисегментні індикатори ТЕРС, температури гарячого електрода, струму підігріву та перехідного опору.

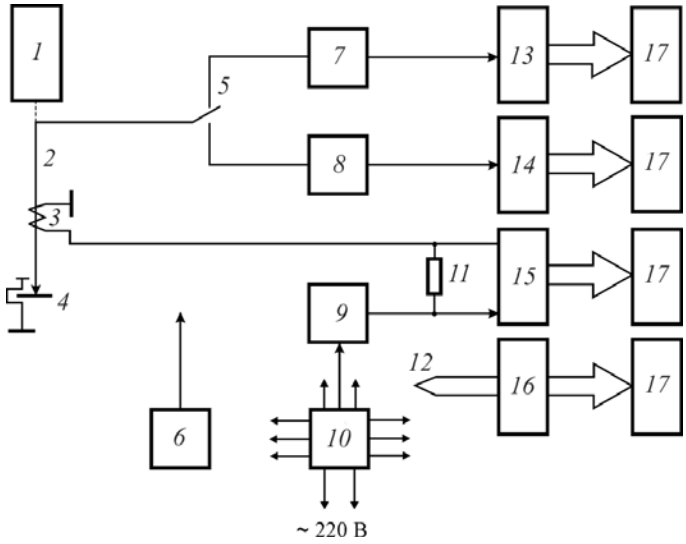


Рис. 6.130. Структурна схема експериментального приладу “КОНТАКТ-1” для вимірювання локальної ТЕРС

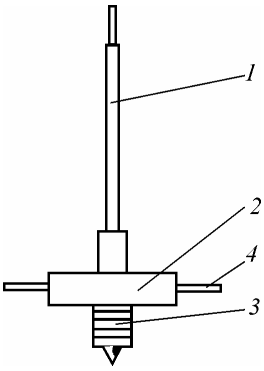


Рис. 6.131. Схематичний вигляд термозонда

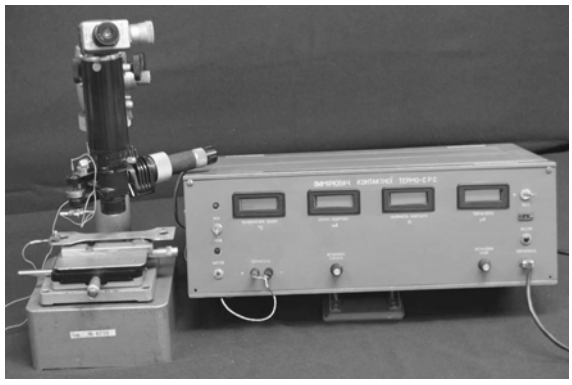


Рис. 6.132. Вимірювач ТЕРС матеріалів “КОНТАКТ-1”

Термозонд складається з таких деталей (рис 6.131): *1* – голка термозонда; *2* – ізолятор з розмірами під тримач алмазної піраміди ПТМ-3; *3* – нагрівальний елемент; *4* – два контакти для підводу струму до підігрівача *3*. Силу притиску термозонда до зразка вибирають за допомогою ваг, що входять у комплект ПМТ-3.

Діапазон вимірювання ТЕРС приладу “КОНТАКТ-1” (рис. 6.132) від мінус 2000 мкВ до плюс 2000 мкВ; роздільна здатність вимірювання 1 мкВ; час встановлення робочого режиму не більше 5 хв; час одного виміру 1,5 с.

6.7. КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ ЗАХИСНИХ ДІЕЛЕКТРИЧНИХ ПОКРИТТІВ

Елементи авіаційних металевих конструкцій покривають шаром захисних покриттів (ЗП), щоб забезпечити їх корозійний та тепловий захист, поліпшити герметичність та декоративний вигляд. Для цього використовують діелектричні (неелектропровідні) матеріали, зокрема, різні лаки, фарби, емалі, кераміку, пластик, а також епоксидні, полімерні та бітумні матеріали. Крім того, для надійності захисту елементи авіаційних конструкцій з алюмінієвих сплавів перед нанесенням ЛФП анодують. Якість таких конструкцій необхідно контролювати неруйнівним методом. Контролюють їх товщину і дефекти або пошкоди покриттів (проколи, розшарування, пухирі тощо). Особливо небезпечні наскрізні порушення суцільності ЗП, через які корозійно-агресивне середовище може безпосередньо взаємодіяти з металевою поверхнею.

6.7.1. Вимірювання товщини захисних діелектричних покриттів

Для цього використовують вихрострумовий метод, який забезпечує локальне і безконтактне вимірювання за одностороннього доступу до конструкції з достатньою точністю [280]. Фізичною основою такого вимірювання є залежність параметрів (комплексного опору або внесеної напруги ВСП) від відстані до електропровідної поверхні.

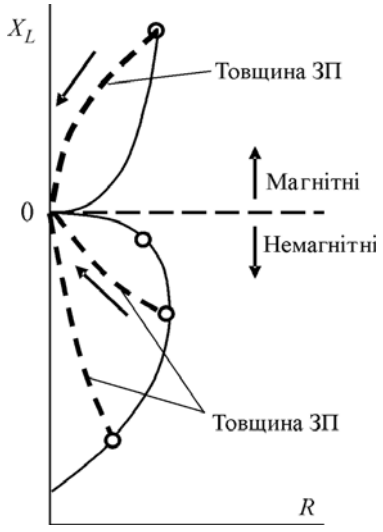


Рис. 6.133. Схема впливу характеристик електропровідних матеріалів і товщини ЗП на параметри ВСП

Різниця ПЕП або магнітних властивостей матеріалів визначає розходження відповідних робочих точок на комплексній площині внесених параметрів (рис. 6.133). Із наведених годографів видно загальний характер впливу відстані до електропровідної поверхні на параметри ВСП. Залежність комплексного опору або внесеної напруги ВСП від відстані до металевої поверхні описує експоненціальна функція, тобто в загальному ця функція нелінійна. Основна проблема тут позбутися впливу змін ПЕП матеріалу основи на результати вимірювань. Крім того, на точність вимірювань впливають відстань від ВСП до краю деталі, отвори, виступи, а також кривизна контрольованої деталі. Вплив цих факторів послаблюють під час розробки методики контролю реальної конструкції. Для незалежного вимірювання товщини діелектричних покриттів створено різні методи обробки

сигналів ВСП, найефективніші з яких побудовані на резонансному методі або вимірюванні фази контрольованого сигналу з відповідним вибором початку координат у комплексній площині. Для зменшення впливу змін ПЕП металу конструкції вибирають високу робочу частоту, що обумовлює потребу у спеціальних ВСП з вмонтованим генератором.

Для контролю товщини (t) діелектричних покриттів різного типу в ВІАМ (Росія) розроблено прилади типу ТПН-1 (діаметр ВСП 5 мм, t = 5–300 мкм, робоча частота 2 мГц), ТПН-2 (діаметр ВСП 5 мм, t = 5–800 мкм, робоча частота 2 мГц), ТПН-3 (діаметр ВСП 20 мм, t = 5–50 мкм, робоча частота 20 мГц), ТПН-П (діаметр ВСП 1 мм, t = 5–200 мкм, робоча частота 5,3 мГц). В авіаційній промисловості колишнього СРСР ефективно працювало більш ніж чотири тисячі таких приладів [185]. Але тепер вони морально застаріли і їх не випускають. Проте накопичений досвід, створені технології та методики контролю після певних коригувань можна реалізовувати з допомогою сучасних приладів.

Сучасні вихрострумові товщиноміри (ВТ) випускають багато фірм, зокрема “Elcometer” (Англія), “Institut Dr. Forster” і “Fischer” (Німеччина), “Константа” (Росія) і “Кром” (Україна, Дніпропетровськ) [281–283].

Український державний лісотехнічний університет спільно з Центром «Леотест-Медіум» (Львів) розробили і випускають товщиноміри ЗП типу ВТА. Їх принцип роботи побудований на залежності відстані від електропровідної поверхні основи конструкції до ВСП і індуктивності, яка впливає на частоту коливань вимірювального автогенератора. Різниця між цією частотою і частотою коливань опорного генератора є інформаційним параметром, пов’язаним з товщиною діелектричного ЗП. В приладі реалізовано оригінальну схему обробки сигналу ВСП, яка дозволяє ефективно відстроювати від впливу електрофізичних параметрів електропровідної основи. Іншою особливістю товщиномірів типу ВТА є розміщення високочастотного генератора безпосередньо в виносному ВСП. Це забезпечує високу робочу частоту роботи генератора (8 МГц), оскільки відсутній вплив ємності кабелю [283], а внаслідок цього – повне відстроювання від впливу змін ПЕП металу конструкції.

Таблиця 6.28

Технічні характеристики товщиномірів типу ВТА

Тип ВТ	Діапазон вимірювань товщини ЗП, мм	Основна похибка, %	Діаметр давача, мм
ВТА-03	0...0,3	2,0	2,0
ВТА-4	0...5	1,0	5,0
ВТА-20	0...20	1,5	10,0
ВТА-40	0...80	1,5	30,0

Розроблено декілька модифікацій товщиномірів типу ВТА, які різняться діапазоном вимірюваної товщини і діаметром вихрострумового перетворювача (табл. 6.28) і з високою точністю вимірюють товщину діелектричних покриттів різного типу (лаки, фарби, бітуми, скло тощо) на конструкційних матеріалах незалежно від рівня їх електропровідності і магнітної проник-

ності. Дуже важливою для авіації особливістю приладів типу ВТА є здатність вимірювати товщини анодно-оксидних покриттів алюмінієвих сплавів. Товщиноміри типу ВТА (рис. 6.134) успішно використовують на підприємствах різних галузей промисловості України, зокрема, на Львівському та Одеському авіаремонтних заводах.



Рис. 6.134. Вихрострумові товщиноміри типу ВТА

6.7.2. Дефектоскопія захисних діелектричних покриттів

Для контролю порушень суцільності ЗП товщиною до 500 мкм застосовують "мокрий" метод, який полягає у вимірюванні опору кола "мокрий" електрод–металева основа деталі. "Мокрий" електрод – це насичена електролітом губка, яка стикається з контрольованим покриттям. У місцях наскрізного пошкодження ЗП електроліт проникає в пошкоди і опір різко падає. Такі прилади випускає, зокрема, фірма "ElektroPhysik". Прилад типу "204 Pin Hole Detector" призначений для контролю ЗП товщиною до 300 мкм, а "269 Pin Hole Detector" – до 500 мкм. Для ЗП більшої товщини цей метод застосовувати неможливо внаслідок капілярного ефекту, який перешкоджає заповненню електролітом тонких отворів і пошкод покриття.

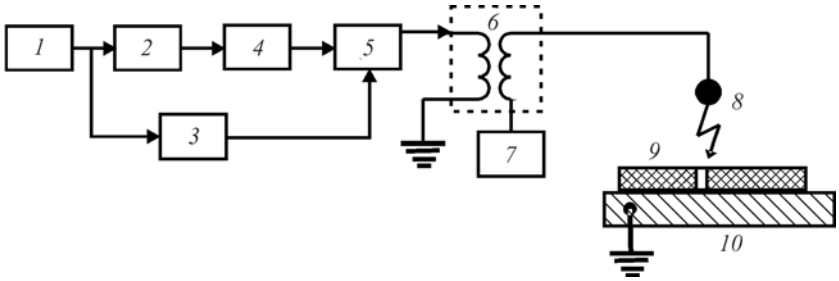


Рис. 6.135. Функціональна схема електроіскрового дефектоскопа "Пульсар-2І"

Для контролю суцільності діелектричних ЗП великої товщини використовують електроіскровий метод, який грунтується на електричному пробої повітряних проміжків між щупом і металевою основою контрольованої деталі. Для цього застосовують електроіскрові дефектоскопи типу ”PoroTest” (фірма «Elektrophisik», Німеччина), “Крона-2М” (фірма “Інтроскоп”, Молдова), «Пульсар 2І» (Україна, Львів) [281–283]. Найкращі параметри, зокрема зручність для роботи в польових умовах, має дефектоскоп типу “Пульсар 2І”, розроблений в Українському державному лісотехнічному університеті спільно з Центром “Леотест-Медіум” [283]. Структурна схема цього приладу (рис. 6.135) складається із генератора *1*, перетворювача проміжної напруги *2*, пристрою синхронізації управління тиристорно-діодним ключем *3*, ємнісного накопичувача *4*, тиристорно-діодного ключа *5*, виносного високовольтного трансформатора *6*, блока індикації *7* і високовольтного тестового електрода *8*. Дія дефектоскопа полягає в імпульсному розряді між тестовим електродом *8* і місцем пошкодження діелектричного ЗП (*9*), нанесеного на металеву основу *10*.

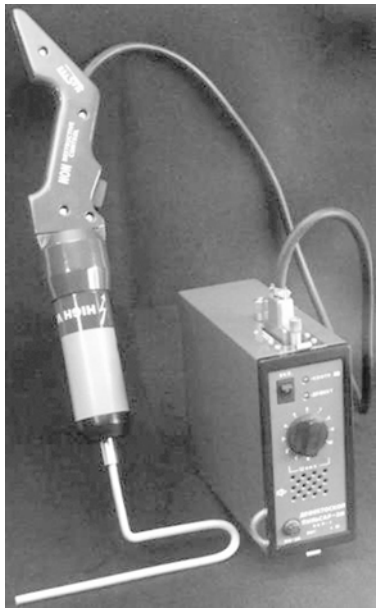


Рис.6.136. Дефектоскоп “Пульсар 2І” з високовольтним електродом

Електроіскрові дефектоскопи “Пульсар 2І” (рис. 6.136) забезпечують контроль наскрізних дефектів діаметром не менше 0,3 мм в ізоляційних покриттях товщиною до 9,5 мм за швидкості переміщення щупа не більше 0,35 м/с. Відстань між двома дефектами, які фіксуються як роздільні, не менше 15 мм. Вони забезпечують світлову і звукову індикації дефектів (електричного іскрового пробою).

Особливістю дефектоскопа типу “Пульсар 2І” є високі технічні характеристики високовольтного трансформатора, що дозволяє значно знизити споживану потужність, габарити і вагу приладу порівняно з аналогами, що особливо важливо для роботи в польових умовах. Дефектоскопи забезпечуються електродами різного типу, наприклад щітковими, серпоподібними, прямими (для вибіркового контролю), кільцевими (для контролю внутрішньої поверхні труб) тощо.

ЛІТЕРАТУРА до розділу 6

1. *Дорофеев А.Л., Никитин А.И., Рубин А.Л.* Индукционная толщинометрия. – М.: Энергия, 1978. – 184 с.
2. *Дорофеев А.Л., Казаманов Ю.Г.* Электромагнитная дефектоскопия. – М.: Машиностроение, 1980. – 232 с.
3. *Неразрушающий* контроль качества изделий электромагнитными методами / В.Г. Герасимов, Ю.А. Останин, А.Д. Покровский и др. – М.: Энергия, 1978. – 216 с.
4. *Герасимов В.Г., Клюев В.В., Шатерников В.Е.* Методы и приборы электромагнитного контроля промышленных изделий. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 272 с.
5. *Неразрушающий* контроль и диагностика: Справ. / Под ред. В.В. Клюева. – М.: Машиностроение, 1995. – 487 с.
6. *Неразрушающий* контроль: в 5-ти кн. Кн.2: Акустические методы контроля: Практ. пос. / И.Н. Ермолов, Н.П. Алешин, А.И. Потапов. – М.: Высш. шк., 1991. – 288 с.
7. *Неразрушающий* контроль. Кн. 3: Электромагнитный контроль: Практ. пос. / В.Г. Герасимов, А.Д. Покровский, В.В. Сухоруков; под ред. В.В. Сухорукова. – М.: Высш. шк., 1992. – 312 с.
8. *Куликов В.П., Лупачев В.Г.* Контроль сварочных работ: Спец. технология // Уч. пос. – Минск: Полымя, 2001. – 480 с.
9. *Троицкий В.А.* Магнитопорошковый контроль сварных соединений и деталей машин. – К.: Феникс, 2002. – 299 с.
10. *Учанин В.Н.* Вихретоковый метод обнаружения скрытых дефектов усталостного и коррозионного происхождения. – К.: О-во "Знание" УССР, 1988. – 20 с.
11. *Учанин В.Н.* Вихретоковый контроль с применением повышенных рабочих частот. – К.: О-во "Знание" УССР, 1990. – 21 с.
12. *Технічна* діагностика і ресурс конструкцій після довготривалої експлуатації / О. П. Осташ, В.М. Учанін, І.М. Андрейко, І.Р. Маковійчук // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Київ–Львів, 1999. – С. 3–8.
13. *Глазков Ю.А., Беда П.И.* Задачи эксплуатационной дефектоскопии, решаемые на этапе проектирования и изготовления объектов // Дефектоскопия. – 1997. – № 4. – С. 3–11.
14. *Механіка* руйнування і міцність матеріалів: Довід. пос. Т. 5: Неруйнівний контроль та технічна діагностика / Під ред. З.Т. Назарчука. – Львів: ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2001. – 1134 с.
15. *Schmidt H-J, Schmidt-Brandecker B., Tober G.* Design of modern aircraft structure and the role of NDI // Insight. – 2000. – **42**, № 3. – P. 141–147.
16. *Jamet J.* Non-destructive testing of aeronautical structures // Ibid. – 1996. – **38**, № 12. – P. 844–845.
17. *Ball D.L.* The Role of Nondestructive Testing in Aircraft Damage Tolerance // Materials Evaluation. – 2003. – № 7. – P. 814–818.

18. *ДСТУ 2865-94*. Контроль неруйнівний. Терміни та визначення. – К.: Держстандарт України, 1995. – 51 с.
19. *Алимов И.Д.* Проблемы длительной эксплуатации транспортных самолетов // Проблемы безопасности полетов. – 1981. – № 4. – С. 46–48.
20. *Лопаткин В.И*. Новые формы реализации прогрессивных концепций обеспечения надежности авиаконструкций // Там же. – 1988. – № 9. – С. 15–42.
21. *Лопаткин В.И*. Опыт реализации концепции допускаемого повреждения в зарубежном самолетостроении // Там же. –1988. – № 8. – С. 16–32.
22. *Смиров Н.Н., Ицкович А.А.* Обслуживание и ремонт авиационной техники по состоянию. – М.: Транспорт, 1980. – 243 с.
23. *ОСТ 1 42286-2000*. Контролепригодность неразъемных соединений конструкций летательных аппаратов. Неразрушающие методы контроля. Общие технические требования. – М.: ТК 323, 2000. – 27 с.
24. *Румянцев С.В.* Радиационная дефектоскопия. – М.: Атомиздат, 1984. – 510 с.
25. *Беньяминова Л.Е*. Переносные рентгеновские аппараты непрерывного действия // В мире неразрушающего контроля. – 2000. – № 4. – С. 20–22.
26. *Белый Н.Г., Павлий А.В.* Обзор: современные технические радиографические пленки для неразрушающего контроля // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2001. – № 3. – С. 50–51.
27. *Белый Н.Г., Троицкая Н.В.* О новых национальных стандартах по радиационному контролю // Там же. – 2003. – № 1. – С. 47–52.
28. *Крамер Б.Ю*. Системы рентгенотелевидения. Критерии выбора // В мире неразрушающего контроля. – 2000. – № 4. – С. 32–35.
29. *Кретов Е.Ф.* Ультразвуковые дефектоскопы на российском рынке // Там же. – 1998. – № 2. – С. 6–9.
30. *Грудская Е.Г.* Обзор российского рынка ультразвукових приборов ручного контроля // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів (серія). Вип. 9: Електромагнітні та акустичні методи неруйнівного контролю матеріалів та виробів. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2004. – С. 70–75.
31. *Свистун А.В.* Передовые технологии в ультразвуковой дефектоскопии // Матеріали 4-ої Нац. наук.-техн. конф. і виставки “Неруйнівний контроль та технічна діагностика” (НКТД-2003). – Київ, 2003. – С. 328–331.
32. *Козак А.А., Черненко А.Н., Луценко Г.Г.* Пьезоэлектрические преобразователи ультразвукового дефектоскопа УД 2-70 // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів (серія). Вип. 7: Неруйнівний контроль конструктивних та функціональних матеріалів. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2002. – С. 36–42.
33. *Мищенко В.П.* Прикладное решение задач ультразвуковой толщинометрии // Матеріали 4-ої Нац. наук.-техн. конф. і виставки “Неруйнівний контроль та технічна діагностика”. – Київ, 2003. – С. 334–336.
34. *Козин А.Н.* Измерение толщины ультразвуковыми толщиномерами с А-разверткой // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2003. – № 2. – С. 41–44.

35. *Галаненко Д.В., Никоненко А.А.* Применение цифровых технологий в ультразвуковой толщинометрии // Матеріали 4-ої Нац. наук.-техн. конф. "Неруйнівний контроль та технічна діагностика". – Київ, 2003. – С. 326–327.

36. *Безлюдько Г.Я., Долбня Е.В., Удовенко С.М.* Новый безконтактный электромагнитноакустический толщиномер-дефектоскоп КРМ-Ц-ДЕЛЬТА // Матеріали 3-ої Нац. наук.-техн. конф. "Неруйнівний контроль та технічна діагностика". – Київ, 2000. – С. 156–157.

37. *Портативные* электромагнитоакустические толщиномеры (ЭМАТ) / Г.Я. Безлюдько, Е.В. Долбня, Н.Г. Лещенко и др. // Дефектоскопия. – 2004. – № 4. – С. 28–35.

38. *Ланге Ю.В.* Акустические низкочастотные методы и средства неразрушающего контроля многослойных конструкций. – М.: Машиностроение, 1991. – 284 с.

39. *Lange Yu. V.* The mechanical impedance analysis method of nondestructive testing (a review) // Nondestructive Testing Evaluation. – 1994. – V. 11. – P. 177–193.

40. *Контроль* клееных сотовых конструкций самолетов импедансным дефектоскопом ДАМИ-С / Н.Т. Азаров, Ю.А. Миколайчик, В.Н. Сырбу, В.Н. Цирг // В мире неразрушающего контроля. – 2003. – № 3. – С. 16–19.

41. *Овсянкін А.М., Демідко В.Г.* Моніторинг засобів дефектоскопії конструкцій з композитних матеріалів // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів (серія). Вип. 10: Акустичні та електромагнітні методи неруйнівного контролю матеріалів та виробів. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2005. – С. 53–58.

42. *Соснин Ф.Р.* Неразрушающий контроль: Справ.: в 7-ми т. под общ. ред. В.В. Клюева. Т. 1; кн.1: Визуальный и измерительный контроль. – М.: Машиностроение, 2003. – 360 с.

43. *Гажаман Е.В.* Визуально-оптический контроль и его применение в технике // Материалы 11-ой Науч.-техн. конф. "Современные методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики". – Ялта, 2003. – С. 105–112.

44. *Ферстер Ф.* Выявление поверхностных дефектов в горячекатанных трубах без удаления окалины // Дефектоскопия. – 1977. – № 6. – С. 19–25.

45. *McMaster R., Smith G.* Principles of the Magnetic reaction Analyser – a New Eddy Current Test System // Materials Evaluation. – 1967. – № 7. – P. 153–164.

46. *Libby H.L.* Introduction to Electromagnetic Nondestructive Test Methods. – New York etc: Wiley – Interscience, 1971. - 365 p.

47. *Неразрушающий* контроль металлов и изделий: Справ. / П.И. Беда, Б.И. Выборнов, Ю.А. Глазков и др.; под ред. Г.С. Самойловича. – М.: Машиностроение, 1976. – 456 с.

48. *Беда П.И., Сапунов В.М.* Опыт вихретокового контроля крепежных отверстий в конструкциях авиационной техники // Дефектоскопия. – 2000. – № 4. – С. 3–9.

49. *Наумов Н.М., Микляев П.Г.* Резистометрический неразрушающий контроль алюминиевых деформируемых сплавов. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.

50. *Учанин В.Н., Цирг В.Н.* Опыт применения низкочастотных вихретоковых дефектоскопов для выявления скрытых дефектов усталостного и коррозионного происхождения // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 1989. – № 4. – С. 71–75.

51. *Учанин В.Н., Цирг В.Н.* Обнаружение скрытых коррозионных повреждений авиационных конструкций вихретоковым методом // Физ.-хим. механика материалов. – 1990. – № 4. – С. 103–104.

52. *Nondestructive* Testing Handbook. Vol. 4: Electromagnetic Testing (Eddy current, flux leakage and Microwave Nondestructive Testing). Second edition. Edited by R. C. McMaster and P.McIntire. – USA: American Society for NDT, 1986. – 677 p.

53. *Hagemaier D. J.* Eddy Current Standard Depth of Penetration // Materials Evaluation. – 1985. – № 10. – P. 1438–1441.

54. *Stucky P., Lord W.* Skin Depth Considerations in Eddy Current NDT // Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. – New York, 1992. – Vol. 11. – P. 299–306.

55. *Mook G., Bauke H., Uchanin V.* Wirbelstromprufung mit hohen Eindringtiefen – Theorie und Praxis. Abstracts of the DACH (DGZfP, ЦGfZP, SGZP) Jahrestagung Innsbruck, Mai 29–31, 2000 (див також сайт: www.ndt.net. Інтернет видання NDTnet. – August 2000. – Vol. 5. – № 8).

56. *Учанин В.Н.* Развитие вихретоковых методов обнаружения подповерхностных дефектов // Пр. 3-ої Наук.-техн. конф. “Приладобудування 2004: стан і перспективи”. – Київ: ПБФ НТТУ “КПІ”, 2004. – С. 190–191.

57. *Учанин В.Н.* Развитие вихретоковых методов контроля: задачи, решения, перспективы // Пр. 5-ої Нац. наук.-техн. конф. “Неруйнівний контроль і технічна діагностика”. – Київ, 2006. – С. 46–53.

58. *Mok G., Hesse O., Uchanin V.* Deep penetrating eddy currents and probes // Proc. 9-th European Conf. on Non-Destructive Testing. – Berlin, 2006.

59. *Соболев В.С., Шкарлет Ю.М.* Накладные и экранные датчики. – Новосибирск: Наука, 1967. – 144 с.

60. *Dood C.V., Deeds W.E.* Analytical Solution to Eddy Current Probe Coil problems // J. Appl. Phys. – 1968. – **39**, № 6. – P. 2829–2838.

61. *Dodd C.V.* The use of Computer-modeling for Eddy-current Testing: Chapter 13 // Reseach techniques in Nondestructive Testing: Vol. III / Ed. by R. S. Sharpe. – London: Acad. Press, 1977. – P. 429–479.

63. *Никитин А.И.* Исследование электромагнитных полей преобразователей вблизи ограниченных криволинейных проводящих сред, создание и внедрение в промышленности методов и средств неразрушающего контроля размеров труб и трубных изделий: Дис. … д-ра техн. наук. – Днепропетровск, 1978. – 379 с.

64. *Дорофеев А.Л.* Индукционная структуроскопия. – М.: Энергия, 1973. – 176 с.

65. *Дорофеев А.Л., Ершов Р.Е.* Физические основы электромагнитной структуроскопии. – Новосибирск: Наука, 1985. – 183 с.

66. *Гончаров Б.В.* К теории накладных преобразователей с обмотками малой длины // Дефектоскопия. – 1986. – № 9. – С. 17–22.

67. *Дякин В.В., Сандовский В.А.* Теория и расчет накладных вихретоковых преобразователей. – М.: Наука, 1981. – 136 с.

68. *Кессених В.Г.* Теория скин-эффекта и некоторые задачи дефектоскопии // Журн. эксп. и техн. физики. – 1938. – **8**, № 5. – С. 531–538.

69. *Эфрос А.М.* Вихревые токи в цилиндре с разрезом // Журн. техн. физики. – 1940. – Т. X, вып. 6. – С. 42–49.

70. *Сухоруков В.В.* Краткий обзор методов решения задач теории электромагнитной дефектоскопии // Материалы 8-ой Всесоюз. науч.-техн. конф. по неразрушающим физическим методам и средствам контроля. – Кишинев, 1977. – Ч. 2б. – С. 335–338.

71. *Сухоруков В.В.* Основы теории и проектирования вихретоковых дефектоскопов с проходными преобразователями: Автореф. дис. … д-ра техн. наук. – М., 1979. – 35 с.

72. *Власов В.В., Комаров В.А.* Формирование вихретокового поля дефекта в случае поверхностной трещины // Дефектоскопия. – 1970. – № 5. – С. 109–115.

73. *Сандовский В.А.* К расчету сопротивления, вносимого трещиной в накладной преобразователь // Там же. – 1976. – № 2. – С. 95–102.

74. *Романов В.А., Сандовский В.А.* К расчету сигнала, вносимого трещиной в накладной вихретоковый преобразователь // Там же. – 1982. – № 3. – С. 24–27.

75. *Беда П.И., Путников Ю.Г.* Моделирование сигналов накладного преобразователя, вызванных плоским дефектом произвольной формы // Там же. – 1994. – № 2. – С. 19–26.

76. *Сигнал*, вносимый в накладной вихретоковый преобразователь дефектом в виде соосного с ним отверстия в цилиндре конечных размеров / В.Я. Раевский, В.В. Дякин, В.А. Сандовский, А.Е. Гвентер // Там же. – 1989. – № 7. – С. 68–71.

77. *Исследование* сигнала, вносимого в накладной преобразователь дефектом в виде центрального отверстия, в зависимости от величины дефекта, толщины образца и степени краевого эффекта / В.А. Сандовский, В.Я. Раевский, А.Е. Гвентер, В.В. Дякин // Там же. – 1990. – № 11. – С. 28–36.

78. *Шкатов П.Н., Сухоруков В. В.* Однородная разностная схема для расчета плоскомеридианного поля вихретокового преобразователя // Тр. Моск. энерг. ин-та. – 1975. – Вып. 226. – С. 53–58.

79. *Улитин Ю. М.* Повышение достоверности электромагнитной дефектоскопии линейно-протяженных объектов: Автореф. дис. … канд. техн. наук. – М., 1975. – 21 с.

80. *Dodd C.V.* The Use of Computer Modeling for Eddy Current Testing // Research Techniques in Nondestructive Testing. – London: Academic Press, 1977. – Vol. 3. – P. 428–479.

81. *Dood C.V., Deeds W.E., Spoeri W.I.* Optimizing Defect Detection in Eddy Current Testing // Materials Evaluation. – 1971. – № 3. – P. 59–63.

82. *Dood C.V., Deeds W.E., Luqure I.W.* Integral Solution to Some Eddy Current Problems // Int. J. of NDT. – 1969. – Vol. 1. – № 1. – P. 29–90.

83. *Аринчин С.А., Сухоруков В.В.* Расчет сигнала от точечного дефекта при модуляционном методе электроматнитного контроля // Тр. Моск. энерг. ин-та. – 1977. – Вып. 333. – С. 12–17.

84. *Колодій Б.І., Орловський А.А., Панасюк В.В.* Розсіяння електромагнітних хвиль на дрібних дефектах в плоскошаруватих середовищах. – К: Наук. думка, 1985. – 132 с.

85. *Электромагнитное* поле находящегося в электропроводном полупространстве дефекта, эквивалентного электрическому диполю / В.В. Панасюк, Б.И. Колодий,

А.А. Орловский, А.Я. Тетерко // Отбор и передача информации. – 1976. – Вып. 49. – С. 35–39.

86. *Определение* квазистатических источников электромагнитного поля, эквивалентных малым эллипсоидальным включениям в полупространстве / В.В. Панасюк, Б.И. Колодий, А.А. Орловский, А.Я. Тетерко // Там же. – 1977. – Вып. 51. – С. 52–56.
87. *Сухоруков В.В.* Математическое моделирование работы электромагнитных полей в проводящих средах. – М.: Энергия, 1975. – 151 с.
88. *Сухоруков В.В.* Моделирование работы вихретокового дефектоскопов посредством электропроводной бумаги // Дефектоскопия. – 1965. – № 4. – С. 16–22.
89. *Неразрушающие* испытания: Справ. / Под ред. Р. Мак-Мастера. – М.: Энергия, 1965. – Т. 2. – 492 с.
90. *Alden A., Blitz J.* Eddy current investigation of oblique longitudinal cracks in metal tubes using a mercury model // NDT In. – 1979. – **12**, № 10. – P. 211–216.
91. *Беда П.И.* Исследование сигнала накладного датчика в зависимости от изменения размеров и расположения дефектов типа трещин // Дефектоскопия. – 1970. – № 1. – С. 62–68.
92. *Blitz J., Alagoa K. D.* Eddy-current of Wood's metal models for inclined cracks // NDT Int. – 1985. – **18**, № 5. – P. 269–273.
93. *Шкатов П.Н., Сухоруков В.В.* Однородная разностная схема для расчета плоскомеридианного поля вихретокового преобразоватлея // Тр. Моск. энерг. ин-та. – 1975. – Вып. 226. – С. 53–58.
94. *Покровский А.Д., Хвалебнов Ю.П.* Применение метода конечных разностей для определения возможности обнаружения дефекта в цилиндрическом ферромагнитном изделии // Там же. – 1970. – Вып. 73. – С. 61–70.
95. *Ida N.* Development of Eddy Current Model for Nondestructive Testing Phenomena // Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. – New York: Plenum Press, 1984. – Vol. 3A. – P. 547–554.
96. *Verite J.C.* Application of a 3-D Eddy Current Code (Trifou) to Non-Destructive Testing // Compel – The Int. J. for Computation and Mathematics in Electrical and Electronic Engineering. – 1984. – **3**, № 3. – P. 167–178.
97. *Simulation* of eddy current signals from multiple defects / B.P.C. Rao, C.B. Rao, T. Jayakumar, R. Baldev // NDT & Int. – 1986 – **29**, № 5. – P 269–273.
98. *Федосенко Ю.К.* Разработки теории и создание технических средств вихретокового многопараметрового контроля на основе решения обратных нелинейных многомерных задач: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – М., 1981. – 53 с.
99. *Шатерников В.Е.* Электромагнитные методы и средства контроля изделий сложной формы: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – М., 1976. – 43 с.
100. *Arnold H.Kahn.* Impedance of a Coil in the Vicinity of a Crack // J. of Research of the National Bureau of Standards. – 1984. – **89**, № 1. – P. 47–54.
101. *Nakagava N.* Theory of Eddy Current Inspection of Corner Cracks // Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. – New York: Plenum Press, 1991. – Vol. 10A. – P. 249–254.

102. *Учанин В.Н.* Исследование и разработка вихретокового метода и средств обнаружения и оценки дефектов в материалах деталей летательных аппаратов: Автореф. дис. … канд. техн. наук. – М., 1982. – 21 с.

103. *Учанин В.Н., Колодий Б.И., Тетерко А.Я.* Применение метода интегральных уравнений для определения поля протяженной трещины в электропроводном полупространстве // Методы и приборы неразрушающего контроля. – Рига: РПИ, 1979. – С. 87–93.

104. *Учанин В.Н.* Исследование электромагнитного поля протяженной трещины, расположенной в электропроводящем полупространстве // Теорет. электротехника. – Львов, 1983. – Вып. 34. – С. 66–70.

105. *Учанін В.М.* Дослідження складових електромагнітного поля тріщин з різною глибиною залягання // Відбір і обробка інформації. – 2006. – Вип. 25 (101). – С. 13–18.

106. *Dunbar W.S.* The Volume Integral Method of Eddy Current Modeling // J. Nondestructive Evaluation. – 1985. – **5**, № 1. – P. 9–14.

107. *Sabbagh H.A., Sabbagh L.D., Bowler J.R.* A Model of Ferrite-core Probes over Composite Workpieces // Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. – New York: Plenum Press, 1988. – Vol. 7A. – P. 479–486.

108. *Sabbagh L.D., Hedengren K.H., Hurley D.C.* Interaction of Flaw with a Ferrite-core Eddy Current Probe: Comparison Between Model and Experiment // Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. – New York: Plenum Press, 1991. – Vol. 10A. – P. 883–888.

109. *User's* Guide for VIC-3D: An Eddy current NDE Code. Version 2.4. – USA, Bloomington: Sabbagh Associates, Inc., 1996. – 90 p.

110. *Тетерко А.Я.* Исследование электромагнитного поля подповерхностных дефектов и разработка средств электромагнитной дефектоскопии: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М., 1977. – 23 с.

111. *Тетерко А.Я.* Розробка методів та засобів селективної вихрострумової дефектоскопії: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Івано-Франківськ, 2002. – 32 с.

112. *Тетерко А.Я., Назарчук З.Т.* Селективна вихрострумова дефектоскопія. – Львів: НАН України, ФМІ ім. Г.В. Карпенка, 2004. – 248 с.

113. *Мок Г., Учанин В.* Визуализация результатов неразрушающего контроля вихретоковым методом // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Київ–Львів, 2000. – Вип. 5. – С. 9–16.

114. *Тетерко А.Я., Учанин В.Н., Белокур И.П.* Вихретоковый контроль многослойных неразъемных конструкций. – К.: О-во "Знание" УССР, 1982. – 20 с.

115. *Учанин В.Н., Иващенко К.А.* Вихретоковый низкочастотный дефектоскоп для обнаружения подповерхностных дефектов // Пр. конф. "Неруйнівний контроль та технічна діагностика". – Дніпропетровськ, 2000. – С. 125–127.

116. *А. с. № 1767409* (СССР). *МКИ G 01 N 27/90.* Вихретоковый преобразователь / В.Н. Учанин, Ю.С. Грабский. – Опубл. 07.10.92; Бюл. № 37.

117. *Uchanin V., Mook G., Stepinski T.* The investigation of deep penetrating high resolution EC probes for subsurface flaw detection and sizing // 8-th Europ. Conf. for

NDT, Barcelona. – 2002 (див. також сайт: www.ndt.net. Інтернет видання NDTnet. – February 2003. – Vol. 8. – № 2).

118. *Uchanin V.* New type multidifferencial eddy current probes for surface and subsurface flaw detection // Zeszyty problemowe Badania nieniszczące. – 2001. – № 6. – С. 201–204 (див. також сайт: www.usndt.com.ua).

119. *Учанин В.Н.* Применение вихретокового метода для обнаружения дефектов в ферромагнитных материалах через слой защитного покрытия // Материалы 11-й Междунар. конф. "Современные методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики". – Ялта, 2003. – С. 180–182.

120. *Можливість* підвищення продуктивності вихрострумової дефектоскопії при застосуванні мультидиференційних перетворювачів / В.М. Учанін, А.В. Яшан, Р. Беккер, М. Диске // Матеріали 4-ої Нац. наук.-техн. конф. і виставки "Неруйнівний контроль та технічна діагностика" (НКТД-2003). – Київ, 2003. – С. 121–124.

121. *Uchanin V.* The investigation of low frequency eddy current probes with super high penetration (THP04) // Abstracts of 16-th world conference on non-destructive Testing. – Montreal, 2004. – P. 145.

122. *Учанин В.Н.* Вихретоковые мультидифференциальные преобразователи и их применение // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2006. – № 3. – С. 34–41.

123. *Применение* вихретоковых приборов для выявления оксидных плен в сварных швах изделий из алюминиевых сплавов / А.Я. Тетерко, В.Н. Учанин, Б.М. Рыбаков, Л.Н. Емельянова // Там же. – 1989. – № 2. – С. 66–68.

124. *Особенности* вихретокового контроля стыковых сварных соединений емкостей химического оборудования из аустенитных сталей / З.А. Берник, Б.И. Колодий, В.Н. Учанин, А.А. Орловский // Физ.-хим. механика материалов. – 1989. – № 4. – С. 113–115.

125. *Учанин В.Н.* Вихретоковый метод обнаружения дефектов в сварных швах конструкций из неферромагнитных материалов // Неразрушающий контроль и система управления качеством сварных и паяных соединений. – М.: ЦРДЗ, 1992. – С. 59–64.

126. *Yashan A., Becker R., Dobmann G.* Use of GMR-Sensors for Eddy Current Testing // Short papers of Sixth International Workshop on Electromagnetic Nondestructive Evaluation. – Budapest, June 28–30, 2000. – P. 119–120.

127. *Учанин В.Н., Черленевский В.В.* Вихретоковый дефектоскоп для обнаружения поверхностных трещин // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Київ–Львів, 1999. – С. 108–110.

128. *Учанин В., Черленевский В.* Вихретоковый высокочастотный статический дефектоскоп для обнаружения поверхностных трещин // Неруйнівний контроль та технічна діагностика. – Дніпропетровськ, 2000. – С. 121–124.

129. *Учанин В.Н., Дереча В.Я.* Вихретоковые статические дефектоскопы для обнаружения поверхностных дефектов в узлах авиационной техники // Матеріали 4-ої Нац. наук.-техн. конф. і виставки "Неруйнівний контроль та технічна діагностика" (НКТД-2003). – Київ, 2003. – С. 358–361.

130. *Учанин В.Н., Дереча В.Я.* Вихретоковый метод выявления поверхностных дефектов узлов авиационной техники в условиях эксплуатации // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2006. – № 4. – С. 20–28.

131. *ГСТУ В.2.3-0001201.02-2000.* Експлуатація, технічне обслуговування і ремонт обладнання і споруд нафтоперекачувальних станцій. Ч. 2: Дефектоскопія валів нафтоперекачувальних насосів / В.А. Корнійчук, Б.І. Стоян, В.І. Дуля, С.О. Смолка, В.М. Учанін. – К.: Держнафтогазпром України, 2000. – 54 с.

132. *Учанін В.М., Берник З.А.* Вихрострумовий контроль деталей агрегатів компресорних станцій // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів: ФМІ НАН України, 2002. – Вип. 7. – С. 103–105.

133. *ПИ 1.2.174-81*. Выявление поверхностных дефектов в металлических материалах с помощью электромагнитных высокочастотных статических дефектоскопов. – М.: ОНТИ ВИАМ, 1981. – 39 с.

134. *Тетерко А.Я., Учанин В.Н., Дорофеев А.Л.* Контроль дефектов под обшивкой // Новые физические методы неразрушающего контроля качества продукции. – М.: МДНТП, 1977. – С. 30–35.

135. *Выявление* дефектов в неразъемных конструкциях // Авиационные материалы. Вып. 6: Дефектоскопия металлов / В.Н. Учанин, А.Л. Дорофеев, Ю.Г. Казаманов и др. – М.: ВИАМ, 1979. – С. 59–64.

136. *Panasjuk V.V., Teterko A.J., Uchanin V.N.* Eddy current detecting of fatique and corrosion defects and their parameters estimation // 10-th World conference of nondestructive testing (Moscow, Aug. 1982). – Moscow, 1982. – P. 40–47.

137. *А. с. № 1783407* (СССР). *МКИ G01N27/90*. Вихретоковый дефектоскоп / В.Н. Учанин, К.А. Иващенко. – Опубл. 23.12.92; Бюл. № 47.

138. *А. с. № 832442* (СССР). *МКИ G01N27/86.* Вихретоковый способ контроля подповерхностных дефектов неферромагнитных материалов / А.Я. Тетерко, В.Н. Учанин. – Опубл. 23.05.81; Бюл. № 19.

139. *Павлий А.В., Глабец С.Н., Рюмшин В.В.* Вихретоковая дефектоскопия: аппаратура и возможности // В мире НК. – 2000. – № 1. – С. 3–5.

140. *Соснин Ф. С.* 3-я Междунар. выставка и конф. “Неразрушающий контроль и техническая диагностика в промышленности” (Москва, 17–19 марта 2004 г.) // Контроль. Диагностика. – 2004. – № 7. – С. 3–8; 13–14.

141. *16-я Междунар.* конф. по неразрушающему контролю (Монреаль, Канада, 30.08–3.09.2004 г.) / В.В. Клюев, Ф.С. Соснин, Ю.В. Ланге и др. // Там же. – 2005. – № 1. – С. 3–8; 13–22.

142. *Джаганян А.В., Луценко Г.Г., Учанин В.Н.* Создание нового универсального вихретокового дефектоскопа типа ВД 89-НМ (ОКО-01) // Електромагнітний, акустичний та оптичний неруйнівний контроль матеріалів. Сер.: Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів: Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2006. – Вип. 11. – С. 93–102.

143. *Niederfrequente* Wirbelstromprüfung mit hoher Eindringfähigkeit und verbesserter Ortsauflösung – vergleichende Untersung verschiedener Sensorkonfigurationen / S. Cherepov, D. Gilga, O. Hesse et al. // 12-th Sommerkurs Werkstofftechnik “50 Jahre Institut für Werkstofftechnik und Werkstoffprüfung”. – Otto-von-Universität Magdeburg, 3 und 4 September 2004. – P. 225–246.

144. *Stepinski T.* Deep Penetrating Eddy Current for Detection Voids in Copper // 8-th Europ. Conf. for NDT, Barcelona. 2002 (див. також сайт: www.ndt.net. Інтернет видання NDTnet. – February 2003. – Vol. 8. – № 2).

145. *Учанин В.Н., Цирг В.Н.* Вихретоковая дефектоскопия хромированных изделий из неферромагнитных материалов // Совр. физ. методы неразр. контроля. – М.: Знание, 1984. – С. 45–46.

146. *Луценко Г.Г., Учанин В.Н., Гогуля В.Н.* Автоматизированная многоканальная вихретоковая система для выявления и идентификации дефектов глубокозалегающих и поверхностных труб из неферромагнитных сталей // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів (серія). Вип. 10: Електромагнітні та акустичні методи неруйнівного контролю матеріалів та виробів. – Львів: ФМІ НАН України, 2005. – С. 108–111.

147. *Учанін В.М., Мок Г.* Вихрострумовий контроль корозійних пошкоджень двошарових авіаційних конструкцій // Там же. Вип. 9. – Львів: ФМІ НАН України, 2004. – С. 113–122.

148. *Bond A.R.* Corrosion Detection and Evaluation by NDT // British J. of Non-destructive Testing. – 1975. – **17**, № 2. – P. 46–52.

149. *Smith R.A.* Non-destructive evaluation for corrosion in ageing aircraft. Part 2. Radiography, mechanical impedance and alternative methods; comparison of techniques // Insight. – 1995. – **37**, № 11. – P. 884–891.

150. *Smith R.A.* Fine-tuning the eddy current detection of hidden first-layer corrosion in aircraft skins // Ibid. – 1998. – **40**, № 10. – P. 712–721.

151. *Pellicer J.* General application of eddy current instrument to detect and measure corrosion in aircraft skins // Materials Evaluation. – 1985. – **43**, № 12. – P. 1542–1545.

152. *Low* frequency Eddy Current Detection and Evaluation of Corrosion in Aircraft Skins / J.M. Bernardo, B. Saintz, C. Valdecantos, V. Cortes // Proc. of the 4-th Eur. conf. for NDT. – London, 1987. – Vol. 2. – P. 1329–1335.

153. *Hagermaier D.J., Nguyen K.* Automated Eddy Current Scanning of Aircraft for Corrosion Detection // Materials Evaluation. – 1994. – № 1. – P. 91–95.

154. *Hugo G.R., Harrison D.J.* Characterization of Hidden Corrosion in Multilayer Aircraft Structures Using Transient Eddy-Current NDE // Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. – New York: Edited by Thompson and Climenti, Kluwer Academic, Plenum Press, 1999. – Vol. 18. – P. 1401–1408.

155. *Учанин В.Н.* Разработка вихретоковых методов селективного послойного контроля с применением нетрадиционных рабочих частот // Тез. докл. 12-й Всесоюз. конф. “Неразрушающие физические методы и средства контроля”. – Свердловск, 1990. – Т. 3. – С. 23–24.

156. *Учанин В.Н.* Электромагнитные методы и средства обнаружения коррозионных повреждений и оценки параметров защитных покрытий // Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. – Львів, 1998. – С. 508–511.

157. *ПИ 1.2.423-89.* Выявление коррозионных поражений деталей и узлов планера методами неразрушающего контроля. – М.: ВИАМ, 1991. – 23 с.

158. *Учанин В.Н.* Методы количественного вихретокового контроля с определением параметров дефектов // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2002. – № 1. – С. 33–38.

159. *Султанов А.Э., Радченко А.И.* Влияние вида коррозии самолета на предельную величину повреждения // Физ.-хим. механика материалов. – 1978. – № 2. – С. 92–96.

160. *Казаманов Ю.Г.* Электромагнитный динамический метод контроля отверстий // Авиационные материалы. Вып. 6: Дефектоскопия металлов. – М.: ВИАМ, 1979. – С. 50–56.

161. *Schiller D., Meier T., Bical D.* Improvement of the Reliability of Fatigue Crack Detection on Holes of Typical Aircraft Structures by using Multi-Frequency EC-Technique // ATA NDT Forum "NDT & "The human Element", Albuquerque, New Mexico, USA, 1998 (див. також www. ndt.net. – 1999. – Vol. 4. – № 1).

162. *Haywood N.C.* An advanced eddy-current bore-hole inspection system // British J. of NDT. – 1933. – **35**, № 3. – P. 119–123.

163. *Sizing* Radial Cracks in Bore Holes Using Eddy Current / J. Bernardi, A. Seretti, R. Samson et al. // Proc. 4-th Eur. Conf. Non-Destruct. Test. – London, 1987. – P. 1348–1356.

164. *Lord R.J.* Assessment of Penetrant and Eddy Current Methods for the Detection of Small Cracks // Materials Evaluation. – 1993. – № 10. – P. 1090–1094.

165. *Учанин В.Н.* Вихретоковые методы выявления дефектов в зоне заклепок многослойных авиационных конструкций // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2006. – № 3. – С. 3–12.

166. *Rowland S.N., Burkhardt G., Birring A.S.* Electromagnetic Methods to Detect Corrosion in Aircraft Structures // Review of Progress in Quantitative Non-Destructive Evaluation. – 1985. – Vol. 5B. – P. 1549–1556.

167. *Mahi Uddin Khan.* Monitoring of aircraft structure and engine components through eddy current testing during maintenance // Proc. of the joint EC-IAEA meeting "NDT methods for monitoring degradation". Petten (Netherlands). – 1999. – P. 196–205.

168. *Пат. № 2541772 (Франція). G 01 N 27/90.* Procede et dispositif pour l'examen non destructif de junctions rivetees ou analogues au mouyen d'une sonde a courants de Foucault / J.-L. Arnaud, M. Floret (Франція). – № 8303043; Заявл. 24.02.84. Опубл. 31.08.84. – 22 с.

169. *Hagemaier D.J.* Nondestructive testing developments in the aircraft industry // Materials Evaluation. – 1991. – № 12. – P. 1470–1478.

170. *Hagemaier D.J.* Application of crack detection to aircraft structures // Fatigue crack measurement: techniques and applications / Ed. K.J. Marsh, R.A. Smith and R.O. Ritchie. – Warley (UK): EMAS, 1991. – P. 419–455.

171. *Учанин В.Н., Цирг В.Н.* Выявление усталостных трещин под головкой заклепок вихретоковым методом // Неразрушающие физические методы и средства контроля. – 1984. – Ч. 2. – С. 35.

172. *Harrison D.* The detection of cracks under installed fasteners by means of a scanning eddy current method / Ed. D.O. Thompson and D.E. Chimenti // Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation. – La Jolla: Plenum Press, 1987. – Vol. 6A. – P. 1013–1017.

173. *Пат. № 4496904 (США), МКИ G 01N 27/72.* Eddy current measurement apparatus for non-destructive testing in the vicinity of fastener / David J. Harrison (Англія). – № 336341; Заявл. 19.05.81; Опубл.29.01.85; НКИ 324/227. – 9 с.

174. *Пат. № 4379261 (США), МКИ G 01N 27/90.* Rotating magnetic field device for detecting cracks in metal / Kenneth M. Lakin. – № 185968; Заявл. 10.09.80; Опубл.05.04.83; НКИ 324/240. – 8 с.

175. *CS-Pulsed* Eddy Current Inspection for Cracks in Multi-Layered Joint Al-Alloy Aircraft Structures / W. Bischoff, H.-A. Crostack, M. Maass et al. // Internet J. – NDTnet. – 1998. – **3**, № 9.

176. *Eddy* Current Sensor Network for Aircraft Fatique Monitoring / N. Goldfine, V. Zilberstein, A. Washabaugh et al. // Materials Evaluation. – 2003. – № 4. – P. 852–859.

177. *Lingvall F., Stepinski T.* Automatic detection and classifying defects during eddy current inspection of riveted lap-joints // NDT&Int. – 2000. – V. 33. – P. 47–55.

178. *Учанін В.М., Карпаш М.О.* Застосування нейронних мереж для ідентифікації та оцінки параметрів дефектів вихрострумовим методом // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – 2002. – Вип. 7. – С. 124–129.

179. *Тетерко А.Я., Учанін В.М.* Вихрострумова дефектоскопія зварних швів із застосуванням двовимірної візуалізації // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Київ–Львів, 1999. – С. 68–69.

180. *Subsurface* imaging by deep penetrating eddy current tomography / A.A. Vertiy, S.P. Gavrilov, V.N. Stepanyuk, V.N. Uchanin // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів (серія). Вип. 9: Електромагнітні та акустичні методи неруйнівного контролю матеріалів та виробів. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2004. – С. 123–127.

181. *Simms S.* MOI: Magneto-Optic/Eddy current Imaging // Materials Evaluation. – 1993. – № 5. – P. 529–534.

182. *Magneto-Optic* Eddy Current Imaging of Aging Aircraft: A New NDI Technique // G. L. Fitzpatrick, D. K. Thome, R. L. Skaugset et al. // Ibid. – 1993. – **51**, № 12. – P. 1402–1407.

183. *Klimaszewski S., Ziela M., Dragan K.* Badanie wielowarstwowych połączeń nitowzch statków powietrznych za pomocą systemu MOI // Zeszyty problemowe Badania nieniszczące. – 2003. – № 8. – P. 133–136.

184. *Учанин В. Н.* Вихретоковый метод выявления трещин в элементах конструкции крыла самолета изнутри кессонов без удаления герметика / Пр. 5-ої Нац. наук.-техн. конф. “Неруйнівний контроль і технічна діагностика”. – К.: УТНКТД, 2006. – С. 184–187.

185. *Дорофеев А.Л.* Неразрушающие испытания методом вихревых токов в авиастроении: Дис. ... д-ра техн. наук. – М.: ВИАМ, 1972. – 273 с.

186. *Агафонов Ю.А., Мозалев В.В., Терехов Ю.Н.* Особенности вихретокового контроля крупногабаритных осесимметричных изделий в условиях эксплуатации // Тр. 5-го отрасл. науч.-техн. сов. “Повышение надежности и качества авиационной техники средствами неразрушающего контроля”. – М.: ВИАМ, 1986. – С. 64–65.

187. *Учанин В.Н., Маленко В.И.* Вихретоковый метод выявления дефектов колес в условиях ремонта авиационной техники // Материалы 13-ой Междунар. конф. “Современные методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики”. – Ялта, 2005. – С. 179–180.

188. *Pawlowski Z.* Risk of fracture and flaw size // Tenth World conf. on Non-destructive testing. – Moscow, 1982. – Vol. 1. – P. 135–150.

189. *Morgner W.* Detection, measurement and evaluation of cracks // Tenth World conf. on Non-destructive testing. – Moscow, 1982. – Vol. 1. – P. 151–171.

190. *Whittaker V. N.* A review of non-destructive measurement of flaw size // Non-destructive Testing. Fracture mechanics series. – 1972. – **5**, № 2. – P. 92–100.

191. *Бенгус Г.Ю.* О некоторых приложениях методов механики разрушения при анализе прочности и ресурса конструкции самолета // Физ.-хим. механика материалов. – 1979. – № 6. – С. 9–17.

192. *Определение* степени коррозионного поражения изделий из немагнитных материалов электромагнитным методом / А.Я. Тетерко, В.Н. Учанин, Г.Н. Макаров, В.Р. Загацкий // Там же. – 1977. – № 3. – С. 91–94.

193. *Учанін В.М., Гогуля В.М., Луценко Г.Г.* Дослідження вихрострумових методів оцінки глибини довгих тріщин в феромагнітних матеріалах // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів: ФМІ НАН України, 2003. – Вип. 8. – С. 76–83.

194. *Гогуля В.М., Луценко Г.Г., Учанін В.М.* Дослідження залежності сигналу вихрострумового перетворювача від глибини тріщини в феромагнітному матеріалі // Матеріали 4-ої Нац. наук.-техн. конф. і виставки “Неруйнівний контроль та технічна діагностика” (НКТД-2003). – Київ, 2003. – С. 117–120.

195. *А. с. 179070 (СССР). МКИ G 01 N.* Способ определения параметров дефектов / А.Я. Тетерко, Б.М. Зайдель. – Опубл. 03.11.66; Бюл. № 4.

196. *А. с. 190049* (СССР). *МКИ G 01 N.* Токовихревой способ обнаружения и определения параметров дефектов в неферромагнитных материалах / А.Я. Тетерко, Б.М. Зайдель. – Опубл. 16.12.66; Бюл. № 1.

197. *А. с. № 599201* (СССР). *G 01 N 27/86.* Способ определения параметров дефектов / Б.М. Зайдель, Б.И. Колодий, А.А. Орловський, В.В. Панасюк. – Опубл. 25.03.78; Бюл. № 1.

198. *А. с. № 632946* (СССР). *G 01 N 27/86.* Способ вихретоковой дефектометрии / Б.И. Колодий, А.А. Орловський. – Опубл. 15.11.78; Бюл. № 42.

199. *А. с. № 834495* (СССР). *МКИ G 01 N 27/90*. Способ электромагнитной дефектоскопии / В.Н. Учанин, А.Я. Тетерко. – Опубл. 30.05.81; Бюл. № 20.

200. *А. с. № 847176* (СССР). *МКИ G 01 N 27/86*. Способ вихретоковой дефектометрии неферромагнитных объектов / В.Н. Учанин, А.Я. Тетерко. – Опубл. 15.07.81; Бюл. № 26.

201. *А. с. № 847179* (СССР). *МКИ G 01 N 27/90*. Вихретоковый преобразователь для измерения длины трещины / Б.М. Зайдель, А.А. Орловський, В.В. Панасюк. – Опубл. 15.07.81; Бюл. № 26.

202. *А. с. № 926580* (СССР). *МКИ G 01 N 27/90*. Вихретоковый способ определения размеров дефектов / А.Я. Тетерко, В.Н. Учанин. – Опубл. 07.05.82; Бюл. № 17.

203. *А. с. № 1627970* (СССР). *МКИ G 01 N 27/90*. Способ вихретоковой дефектометрии / В.Н. Учанин. – Опубл. 15.02.91; Бюл. № 6.

204. *Учанин В.Н.* Определение параметров наклонных трещин методом вихревых токов // Современные физические методы неразрушающего контроля. – М.: Знание, 1984. – С. 24–28.

205. *Uchanin V.N.* The distribution of the electromagnetic field above inclined crack and their parameters estimation // Computer Methods and Inverse Problems in Nondestructive Testing and Diagnostics. – Minsk, 1998. – P.139–144.

206. *Guettinger T.W., Grotz K., Wezel H.* Eddy Current Imaging // Materials Evaluation. – 1993. – № 4. – P. 444–451.

207. *Papadakis E.P.* Imaging Methodologies: Making Decision Before Seeing the Images // Ibid. – 1993. – № 2. – P. 120–124.

208. *Цирг В.Н., Учанин В.Н., Макаров Г.Н.* Применение вихретоковых измерителей электропроводности для анализа механических свойств алюминиевых сплавов // Совершенствование технологических процессов ремонта авиационной техники на заводах ГА. – М.: ВГПО “Авиаремонт”, 1984. – С. 39–40.

209. *Наумов Н.М., Микляев П.Г.* Резистометрический неразрушающий контроль алюминиевых деформируемых сплавов. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.

210. *Косовский Д.И., Никитин А.И., Шкарлет Ю.И.* Подавление влияния зазора при вихретоковом измерении удельной проводимости // Дефектоскопия. – 1982. – № 9. – С. 56–62.

211. *А. с. № 911310 (СССР).* Способ настройки электромагнитных преобразователей / А.Я. Тетерко, Я.К. Бебкович, П.П. Диегуц, В.Н. Учанин. – Опубл. 07.03.82; Бюл. № 9.

212. *Учанин В.Н., Макаров Г.Н.* Подавление влияния зазора при бесконтактном измерении удельной электрической проводимости методом вихревых токов // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 1996. – № 4. – С. 41–45.

213. *Бакунов А.С., Степанова В.А.* К вопросу контроля удельной электрической проводимости // Методы и приборы автомат. неразр. контроля. – Рига, 1980. – Вып. 12. – С. 110–117.

214. *А. с. № 1583829 (СССР).* Устройство для измерения относительной величины удельной электрической проводимости материалов / А.Р. Шишкин, В.Н. Буров, В.Н. Учанин и др. – Опубл. 07.08.90; Бюл. № 29.

215. *Бакунов А.С.* Эволюция аппаратуры для вихретоковой структуроскопии цветных металлов в России // Контроль. Диагностика. – 2004. – № 4. – С. 63–64.

216. *Бакунов А.С., Смолягин В.А.* Измеритель удельной электрической проводимости ВЭ-26Н // Дефектоскопия. – 1991. – № 3. – С. 81.

217. *Бакунов А.С., Мужицький В.Ф., Шубочки С.Е.* Современное решение задач вихретоковой структуроскопии // Там же. – 2004. – № 5. – С. 79–84.

218. *Учанін В.М., Рибачук В.Г.* Фазова селекція при безконтактних вимірюваннях електричної провідності вихрострумовим методом // Тези доп. 4-ої Наук.-техн. конф. “Приладобудування 2005: стан і перспективи” (Київ, 26–27 квітня 2005 р.). – Київ, 2005. – С. 235–236.

219. *Рибачук В.Г., Учанін В.М., Губа С.К.* Механізм виникнення похибок у фазових вихрострумових вимірювачах електропровідності зрівноважувального перетворення // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів (серія). Вип. 8: Неруйнівний контроль та діагностика неоднорідних об'єктів. – Львів: ФМІ НАН України, 2003. – С. 84–89.

220. *Рибачук В.Г. Учанін В.М.* Спосіб вихрострумового контролю немагнітних матеріалів з врахуванням температурного впливу // Акустичні та електромагнітні методи неруйнівного контролю матеріалів та виробів. Сер.: Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів: Фізико-механічний ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2005. – Вип. 10. – С. 131–135.

221. *Оцінка* деградації алюмінієвих сплавів методом вихрострумової структуроскопії / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.М. Учанін, Ю.В. Головатюк // Електромагнітний, акустичний та оптичний неруйнівний контроль матеріалів. Сер.: Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів: Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2006. – Вип. 11. – С. 138–142.

222. *ОСТ 1-90291-79.* Контроль неразрушающий. Немагнитные материалы. Электромагнитный контроль качества деталей и полуфабрикатов по удельной электропроводности. – Введ. 01.01.81. – М.: Изд-во МАП СССР, 1980. – 13 с.

223. *ОСТ 1-92070.0-78.* Металлы цветные. Полуфабрикаты. Определение электропроводности электромагнитным методом (методом вихревых токов). – Введ. 01.01.79. – М.: ВИЛС, 1978. – 5 с.

224. *ОСТ 1-92070.1-78.* Сплавы алюминиевые термоупрочняемые. Контроль полуфабрикатов на отсутствие пережога электромагнитным методом (методом вихревых токов). – Введ. 01.01.79. – М.: ВИЛС, 1978. – 6 с.

225. *ОСТ 1-92070.2-78.* Сплавы алюминиевые термоупрочняемые. Контроль механических свойств полуфабрикатов электромагнитным методом (методом вихревых токов). – Введ. 01.01.79. – М.: ВИЛС, 1978. – 6 с.

226. *ГОСТ 27333-87.* Контроль неразрушающий. Измерение удельной электрической проводимости цветных металлов вихретоковым методом. – Введ. 01.07.88. – М.: Изд-во стандартов, 1987. – 10 с.

227. *РТМ 1.2.146-91.* Контроль неразрушающий. Вихретоковый метод контроля деталей авиационных конструкций из алюминиевых сплавов, подвергавшихся нагреву. – Взамен инструкции № 1062; введ. 01.07.91. – М.: ВИАМ, 1991. – 14 с.

228. *Неразрушающий* контроль. Справ.: в 7-ми т. Под. общ. ред. В. В. Клюева. – М.: Машиностроение, 2003. – 688 с. – Кн. 2: Вихретоковый контроль / Ю.К. Федосенко, В.Г. Герасимов, А.Д. Покровський, Ю.Я. Останин. – С. 340–687.

229. *Брондз Л.Д.* Технология и обеспечение ресурса самолетов. – М.: Машиностроение, 1979. – 201 с.

230. *Гликман Л.А., Дерябина В.И., Колгатин Н.Н.* Влияние газонасыщенного слоя на прочностные и пластические свойства титана // Титан и его сплавы. – М.: Изд-во АН СССР, 1963. – Вып. 10. – С. 116–130.

231. *Федірко В.М., Погрелюк І.М.* Азотування титану та його сплавів. – К.: Наук. думка, 1995. – 221 с.

232. *Brasche L.J., Buck O.* Nondestructive methods for determination of mechanical properties of aluminum and titanium alloys // Review of Progress in Quantitative Non-

destructive Evaluation / Ed. by D.O. Thompson and D.E. Climenti. – New York: Plenum Press, 1991. – Vol. 10B. – P. 1701–1706.

233. *ПИ 1.2.132-79.* Удаление окалины и альфированного слоя с поверхности полуфабрикатов и деталей из титановых сплавов / В.П. Батраков, Л.Н. Пивоварова, Л.Б. Аксенова, Т.К. Ямнова. – М.: ВИАМ, 1980. – 13 с.

234. *Инструкция № 969-70.* Альфирование деталей из титановых сплавов / Е. Н. Новикова. – М.: ВИАМ, 1970. – 10 с.

235. *Инструкция № 987-71.* Определение величины альфированного слоя на полуфабрикатах и изделиях из титановых сплавов методом микротвердости / В. Н. Новикова, Л. П. Лужников. – М.: ВИАМ, 1971. – 7 с.

236. *А. с. № 1075142 (СССР). МКИ G 01 N 27/90.* Вихретоковый преобразователь / Н.П. Калинин, В.Д. Остапенко, А.Л. Дорофеев. – Опубл. 23.09.83; Бюл. № 7.

237. *Остапенко В.Д., Калинин Н.П.* Вихретоковые сверхвысокочастотные преобразователи для контроля металлов // Дефектоскопия. – 1981. – № 4. – С. 34–40.

238. *Калинин Н.П.* Разработка методов и средств контроля поверхностных слоев авиационных материалов вихревыми токами повышенной частоты: Автореф. дис. … канд. техн. наук. – М., 1985. – 20 с.

239. *Вихретоковый* высокочастотный структуроскоп для выявления газонасыщенных слоев изделий из титановых сплавов / В.Н. Учанин, Н.П. Калинин, В.Н. Зыбов, Ю.С. Грабский // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 1989. – № 4. – С. 68–71.

240. *Учанин В.Н.* Вихретоковый контроль с применением повышенных рабочих частот. – К.: О-во "Знание" УССР, 1990. – 21 с.

241. *Uchanin V.N.* Eddy current Estimation of Structure Changes in Thin Surface Layers on Nonferrous Materials // Advances in Fracture Resistance in Materials. – New Delfi: Tata McGraw-Hill Publ. Comp. Limited, 1996. – Vol. 4. – P. 659–663.

242. *Uchanin V.* Elevated Frequencies in Eddy Currents – New Possibilities of Thin Surface Layer Evaluation // 15th World Conference on Nondestructive Testing, 15–21 October 2000, Rome.

243. *Учанін В.М.* Вихрострумовий контроль структури тонких поверхневих шарів титанових сплавів на підвищених робочих частотах / Пр. 5-ої Нац. наук.-техн. конф. "Неруйнівний контроль і технічна діагностика". – К.: УТНКТД, 2006. – С. 188–191.

244. *А. с. № 1682902 (СССР). МКИ G 01 N 27/90.* Устройство для электромагнитного контроля качества изделий / В.Н. Учанин, К.А. Иващенко, Ю.С. Грабский, Н.П. Калинин. – Опубл. 07.10.89; Бюл. № 7.

245. *А. с. № 1785341 (СССР). МКИ G 01 N 27/90*. Вихретоковый преобразователь / В.Н. Учанин, Ю.С. Грабский, И.Г. Яковенко. – Заявл. 16.07.90. – 4 с.

246. *Технологическая* рекомендация ТР 1.2.1378-91. Выявление альфированных и алитированных участков на поверхности деталей вихретоковым методом / З.В. Черенкова, Н.Ю. Ильющенкова, Т.С. Хафизов, В.Н. Учанин. – М.: ВИАМ, 1992. – 9 с.

247. *ТР 1.2.1430-92.* Выявление альфированных участков на поверхности деталей вихретоковым методом / Е.Н. Пыпочкин, Н.Ю. Ильющенкова, Г.С. Хафизов, В.Н. Учанин. – М.: ВИАМ, 1992. – 9 с.

248. *А. с. № 1663525 (СССР). МКИ G 01 N 27/90*. Способ вихретокового контроля тонких поверхностных слоев / В.Н. Учанин, Н.П. Калинин, Ю.С. Грабский. – Опубл. 15.07.91; Бюл. № 26.

249. *А. с. № 1629834 (СССР). МКИ G 01 N 27/90*. Устройство для вихретокового контроля / В.Я. Владычин, В.Н. Учанин. – Опубл. 23.02.91; Бюл. № 7.

250. *А. с. № 1670555 (СССР). МКИ G 01 N 27/00*. Цифровое устройство для вихретокового контроля / В.Я. Владычин, В.Н. Учанин. – Опубл. 15.08.91; Бюл. № 30.

251. *А. с. № 1714483* (СССР). *МКИ G 01 N 27/00*. Способ вихретокового контроля поверхностных слоев металлических изделий и устройство для его осуществления / В.Н. Учанин, В.Я. Владычин. – Опубл. 23.02.92; Бюл. № 7.

252. *А. с. № 1728780* (СССР). *МКИ G 01 N 27/90*. Устройство для электромагнитного контроля / В.Я. Владычин, В.Н. Учанин. – Опубл. 23.04.92; Бюл. № 15.

253. *Голубин А.Л., Резниченко Н.Г.* Контроль качества термической обработки нормалей из стали 30ХГСА методом коэрцитивной силы // Докл. 5-го отрасл. науч.-техн. сов. "Повышение надежности и качества авиационной техники средствами неразрушающего контроля". – М.: ВИАМ, 1986. – С. 69–70.

254. *Назарчук З.Т., Учанін В.М., Рибачук В.Г.* Розвиток досліджень з неруйнівного контролю та технічної діагностики у Фізико-механічному інституті ім. Г. В. Карпенка НАН України. Акустичні та електромагнітні методи неруйнівного контролю матеріалів та виробів. Сер.: Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів: Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2005. – Вип. 10. – С. 3–11.

255. *Назарчук З.Т., Рибачук В.Г., Учанін В.М.* Методи та засоби вимірювання коерцитивної сили в неруйнівному контролі // Матеріали 4-ої Нац. наук.-техн. конф. і виставки "Неруйнівний контроль та технічна діагностика" (НКТД-2003). – Київ, 2003. – С. 177–182.

256. *Михеев М.Н., Горкунов Э.С.* Связь магнитных свойств со структурным состоянием вещества – физическая основа магнитного структурного анализа (обзор) // Дефектоскопия. – 1981. – № 8. – С. 5–26.

257. *Михеев М.Н., Горкунов Э.С.* Магнитные и термоэлектрические методы фазового анализа (обзор) // Там же. – 1985. – № 12. – С. 3–21.

258. *Безлюдько Г.Я., Попов Б.Е.* Магнитный контроль (по коэрцитивной силе) напряженно-деформированого состояния и остаточного ресурса стальных металлоконструкций // Фізичні методи та засоби контролю матеріалів та виробів – ЛЕОТЕСТ-98. – Київ–Львів, 1998. – С. 53–56.

259. *Безлюдько Г.Я.* Эксплуатационный контроль усталостного состояния и ресурса металлопродукции неразрушаюшим магнитным (коэрцитиметрическим) методом // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2003. – № 2. – С. 20–26.

260. *Февралева Н.Е.* Магнитотвердые материалы и постоянные магниты. Определение характеристик: Справ. – К.: Наук. думка, 1969. – 232 с.

261. *Унифицированные* методики контроля основных материалов (полуфабрикатов), сварных соединений и наплавки оборудования и трубопроводов АЭУ (ПНАЄ Г-7-015-89). – М.: Госатомэнергонадзор СССР, 1990. – 31 с.

262. *Діагностика* напружено-деформованого стану та накопичення пошкоджуваності в елементах стальних конструкцій магнітним методом / О. Осташ, О. Вольдема-

ров, В. Учанін, Г. Безлюдько // Механіка руйнування і міцність конструкцій. – Львів: ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАНУ, 2004. – С. 749–753.

263. *Анатычук Л.И.* Термоэлементы и термоэлектрические устройства: Справ. – К.: Наук. думка, 1979. – 768 с.

264. *Денель А.К., Морозов Г.А.* Исследование и разработка средств термоэлектрического контроля // Авиационные материалы / Под общ. ред. Р. Е. Шалина. – Вып. 6: Дефектоскопия материалов. – М.: Изд-во ВИАМ, 1979. – С. 157–163.

265. *Денель А.К., Морозов Г.А., Хвалебнов Ю.П.* Новые приборы для термоэлектрического контроля материалов и изделий // Тез. докл. 4-й отрасл. науч.-техн. конф. “Повышение надежности авиационной техники средствами неразрушающего контроля”. – М.: ВИАМ, 1983. – С. 341–344.

266. *Лухвич А.А., Каролик А.С., Шарандо В.И.* Структурная зависимость термоэлектрических свойств и неразрушающий контроль. – Минск: Наука и техника, 1990. – 192 с.

267. *Гиниятуллин И.Н., Корж П.Д.* Определение углерода и кремния в сталях термоэлектрическим методом // Заводская лаборатория. – 1966. – № 1. – С. 1377–1379.

268. *Кузнецов И.А.* Применение измерений термоэлектродвижущей силы для безразрушительного метода контроля // Физика магнитных явлений. – Свердловск: Уральский госуниверситет, 1964. – С. 128–136.

269. *Кулькова М.Н., Мясников В.В., Мельников Н.С.* Из практики определения науглероженного слоя на образцах листового и сортового металла термоэлектрическим методом // Заводская лаборатория. – 1971. – № 4. – С. 495–497.

270. *Кузнецов И.А., Скрипова Н.М.* Неразрушающий контроль глубины и твердости цементованного слоя деталей из сталей 12ХН3А и 12Х2Н4А // Дефектоскопия. – 1983. – № 6. – С. 16–21.

271. *Вол Т.А., Захарюк М.В., Кадышкин В.А.* Применение термоэлектрического контроля в производстве // Тез. докл. 4-й отрасл. науч.-техн. конф. “Повышение надежности авиационной техники средствами неразрушающего контроля”. – М.: ВИАМ, 1983. – С. 332–337.

272. *Кузнецов И.А.* Термоэлектрические датчики для контроля качества материалов и изделий без разрушения // Дефектоскопия. – 1973. – № 1. – С. 61–69.

273. *Тупикин Д.А.* Термоэлектрический метод контроля усталостных явлений в металлах // Контроль. Диагностика. – 2003. – № 11. – С. 53–56.

274. *Кунин Н.Ф.* Измерение термоэлектродвижущей силы металлов при пластической деформации // Физика металлов и металловедение. – 1956. – Вып. 2. – С. 237–243.

275. *Лухвич А.А., Шарандо В.И.* Новые функциональные возможности метода термоэлектрического контроля // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 1998. – № 2. – С. 15–18.

276. *Медвідь А.Г.* Комплексний підхід до вибору методів неруйнівного контролю оптимальних станів мартенситностаріючих сталей. Сер.: Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів: Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2002. – Вип. 7. – С. 92–97.

277. *Осташ О.П., Панасюк В.В., Костик Є.М.* Уніфікована модель зародження та росту втомних макротріщин. Ч. 1: Застосування силових параметрів механіки руйнування матеріалів на стадії зародження тріщини // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 1. – С. 7–21.

278. *Патент № 64240 А. (Україна). G01N 17/00.* Спосіб визначення розміру зони передруйнування / О.П. Осташ, В.М. Учанін, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк. – Опубл. 16.02.2004; Бюл. № 2.

279. *Оцінка* впливу деградації сплаву Д16 на характеристичну зону передруйнування за зміною термоелектрорушійної сили / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.М. Учанін, Ю.В. Головатюк // Електромагнітний, акустичний та оптичний неруйнівний контроль матеріалів. Сер.: Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів: Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2006. – Вип. 11. – С. 143–148.

280. *Учанин В.Н.* Электромагнитные методы и средства обнаружения коррозионных повреждений и оценки параметров защитных покрытий // Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. – Львів, 1998. – С. 508–511.

281. *Электроискровые* дефектоскопы для контроля изоляции покрытий трубопроводов / В.А. Кривобородов, П.А. Ковриг, А.Б. Дороган, Ю.Н. Дубровин // Пр. 1-ої Нац. наук.-техн. конф. “Методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики”. – Кишинев, 2003. – С. 102–108.

282. *Застосування* електроіскрових дефектоскопів для контролю антикорозійних діелектричних покриттів на металах / І.Р. Кенс, О.Г. Алещенко, В.М. Петращук та ін. // Наук. вісник УкрДЛТУ. – Львів: УкрДЛТУ, 2003. – Вип. 13.2. – С. 273–276.

283. *Алещенко А.Г., Учанин В.Н., Кенс И.Р.* Приборы неразрушающего контроля качества защитных неэлектропроводных покрытий // Оборудование и инструменты. – 2004. – № 12. – С. 46–49.

РОЗДІЛ 7

ПРОФІЛАКТИЧНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ТА РЕМОНТНІ ЗАХОДИ ДЛЯ УСУНЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ПОШКОД

7.1. СИСТЕМА МЕТОДІВ ІНЖЕНЕРНОГО АНАЛІЗУ І ПРОФІЛАКТИЧНИХ ЗАХОДІВ

Якість конструкції літака визначальна для забезпечення його заданого життєвого циклу. Для цього застосовують профілактичні заходи, закладені під час проектування, або які реалізуються в процесі експлуатації літака.

Якість літака – це сукупність властивостей, які задовольняють певні вимоги. До них належить цілий комплекс характеристик: надійність (з її найважливішими складниками – довговічністю, безвідмовністю, ремонтопридатністю), безпека в світовому спектрі вимог, естетичні, ергономічні та інші показники. Це забезпечується якістю проектування, виробництва і експлуатації.

Під час проектування якість конструкції досягають системою методів інженерного аналізу і профілактичних заходів: розумним вибором матеріалів і допустимих рівнів напружень; аналізом досвіду експлуатації; забезпеченням високої технологічності і корозійної тривкості конструкції. В конструкції літака завжди слід очікувати появу втомних тріщин, корозійних і випадкових пошкод. Проектуючи, необхідно розробити таку конструкцію, яка б витримувала такі пошкодження і легко піддавалась огляду. Вона повинна не тільки зберігати роботоздатність за відмови окремих елементів, а й забезпечувати можливість виявлення пошкод, перш ніж вони досягнуть недопустимого рівня.

Розрахунково-експериментальний метод забезпечення міцнісних характеристик охоплює систему розрахункового аналізу конструкції (статичної міцності, втомної довговічності, характеристик живучості, корозійної тривкості) і експериментального дослідження та підтвердження закладених у конструкцію характеристик.

Реалізація цих задач є мистецтво компромісу конструктора, інженера-аналітика і технолога, в результаті якого народжується оптимальна конструкція, що задовольняє заданий тактико-технічними вимогами рівень вказаних характеристик.

До ефективних профілактичних заходів слід віднести різні конструктивно-технологічні методи, які підвищують міцнісні характеристики конструкції літака. Серед них виділимо метод встановлення кріпильних елемен-

тів із посадками з напруженням: болтів, втулок і заклепок. У болтових з'єднаннях із напруженням діаметр болта перевищує діаметр отвору. Величину натягу визначають у відсотках або в мікронах: $\overline{\delta} = (d_б - d_0)/d_0 \cdot 100\%$; $\overline{\delta} = d_б - d_0$ мкм, де $d_б$ – діаметр болта, d_0 – діаметр отвору. Болтові з'єднання з натягом мають підвищену втомну довговічність під експлуатаційним навантаженням, зумовлену сприятливою зміною НДС навколо отворів (рис. 7.1)

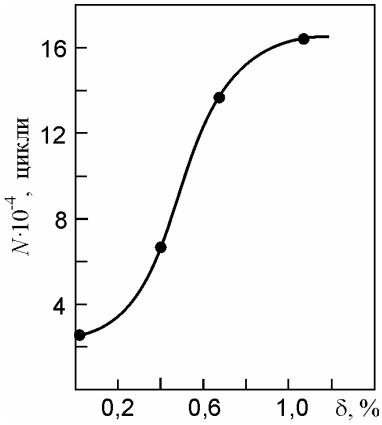


Рис. 7.1. Залежність втомної довговічності від натягу в болтових двозрізних з'єднаннях

Зростання втомної довговічності досягають комплексом конструктивних і технологічних заходів, основними з яких слід вважати:

– застосування стабільних технологічних процесів отримання точних отворів;

– використання таких технологічних процесів встановлення болтів, які б реалізували натяг, найбільш близький до розрахункового;

– оптимізацію геометричної форми та інших характеристик елементів з'єднань;

– контрольоване затягування гайок;

– використання антифретингових та антифрикційних покриттів і мастил.

Болти для з'єднань з натягом мають одну особливість: спеціальну вхідну частину – перехід від гладкої частини болта до різьбової, коли діаметр гладкої циліндричної частини перевищує діаметр різьби на 0,3…0,5 мм. На гладку частину наносять покриття ВАП-2 товщиною до 5 мкм (відповідно до інструкції ВИАМ 853-75) і мастило ПП95/5 (ГОСТ 4113-80) методом просочування. Це обумовлює беззадирне якісне встановлення болтів різними методами (затягуванням, запресуванням, забиванням).

Найкращий метод затягування. Він забезпечує стійке центрування болта в отворі, стиснення пакета, стабільність і менше зусилля встановлення, тобто найвищу якість з'єднання. У цьому випадку болти мають спеціальний технологічний хвостовик, який після закріплення болта відривають. Встановлюють болти спеціальними механізованими переносними ручними пристроями. Метод запресування і забивання застосовують тільки у важкодоступних місцях.

Друга група з'єднань, які реалізують посадки з натягом, – втулкові. Як правило, втулки застосовують у стикових вузлах типу вухо–вилка. Вибір конструктивно-технологічних параметрів втулкових з'єднань базується, насамперед, на забезпеченні необхідної статичної міцності, втомної довговічності та характеристик живучості за мінімальної маси провушин. Залежно від ступеня відповідальності з'єднання для повільного росту можливих втомних тріщин (а отже, високих характеристик живучості) знижують рівень допустимих напружень.

У літаках стикові вузли типу вухо–вилка часто є критичними у втомному розумінні і обмежують ресурс літака загалом або зумовлюють суттєві доробки конструкції. Для прикладу можна назвати руйнування провушин вилки кронштейна навіски закрилка літака АН-22 (рис. 7.2).

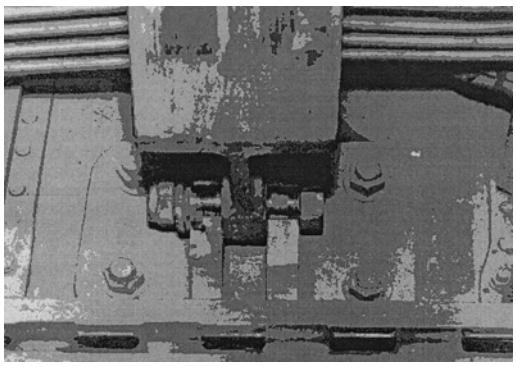


Рис. 7.2. Руйнування провушин вилки кронштейна навіски закрилка літака АН-22

Досить розповсюджений у конструкціях літаків ряд роз'ємних з'єднань і прохідних отворів, де потенційно можливий позитивний вплив напруженої посадки за допомогою втулок. До них належать шви знімних панелей, з'єднання кріплення кришок люків паливної та інших систем, дренажні отвори, отвори для проходу трас керування, трас інших систем (рис. 7.3). Як показує практика ресурсних випробувань і експлуатації літаків, у багатьох випадках ці з'єднання мають обмежену втомну довговічність. Наприклад, виявлено тріщини в полотні нижніх панелей середньої частини літака АН-24 від дренажних отворів, які з'являються як під час ресурсних випробувань, так і під час експлуатації (рис. 7.4 *а*); тріщини в окантуваннях люків паливної системи верхніх панелей крила, що починаються біля кріпильних отворів (рис. 7.4 *б*).

Оскільки втулки все частіше застосовують у з'єднаннях типу провушини, зупинимось на деяких їх особливостях. У багатьох випадках руйнування провушин може бути катастрофічним для безпеки літака, тому до їх втомної довговічності слід пред'являти жорсткіші вимоги. Руйнування провушин починається, як правило, внаслідок фретинг-корозійних процесів всередині отвору через значні контактні напруження і невеликі переміщення між болтом та стінкою отвору. Встановлено, що установка в отвір втулок з натягом є ефективний засіб підвищити довговічність провушин. Зокрема, кількість циклів до руйнування провушин зі сплаву В93 збільшується в 2–10 разів. Під час випроб сталевих провушин з втулкою не виявлено помітної різниці у довговічності залежно від натягу (0,2…0,4% і 1,0…1,2%). Водночас для провушин з титанових сплавів натяг значно впливає на довговічність: коли він 0,6…1,2%, довговічність збільшується у 100 разів, коли 0,2…0,5% – у 10 разів.

Крім того, для провушин застосовують також методи пластичного деформування стінок отворів, зокрема дорнування, розвальцювання, різні методи обтискування. Слід згадати і про конструктивні методи створення безпечних під час руйнування провушин шляхом організації багатоступінчастої передачі навантаження (наприклад, паралельних провушин), забезпеченням можливості ефективних оглядів, підбору матеріалу провушини, в якому швидкість росту втомних тріщин низька.

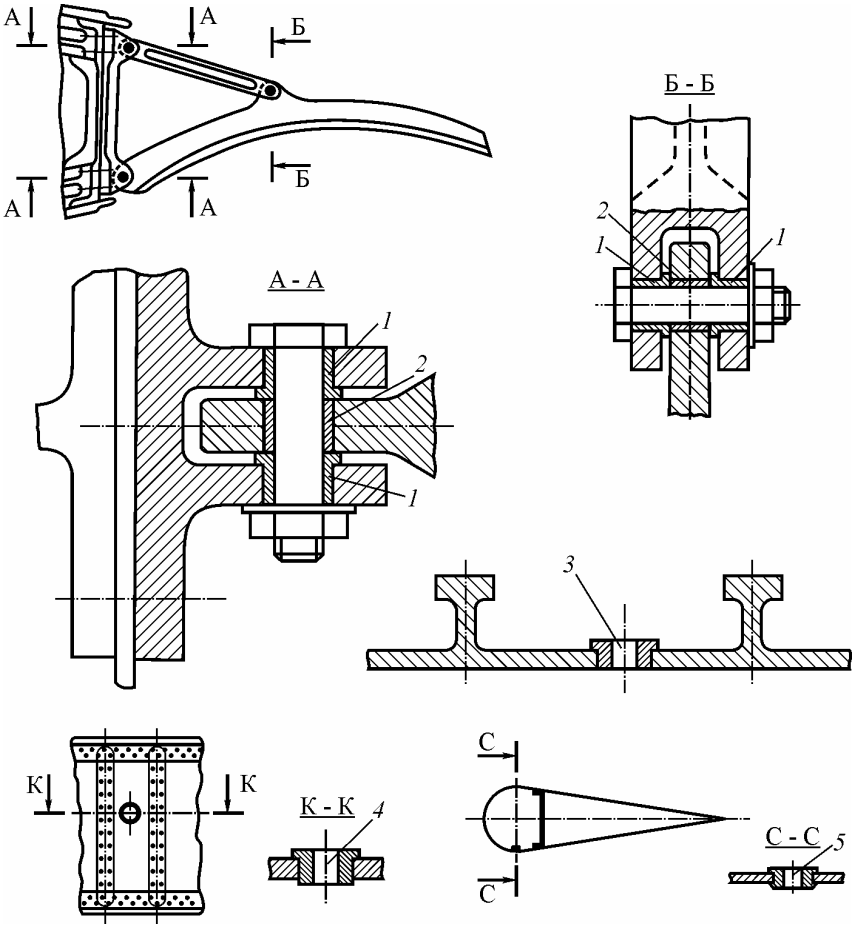


Рис. 7.3. Варіанти застосування втулок з натягом:
1, *2* – у провушинах відповідальних з'єднань; *3–5* – у дренажних і прохідних отворах елементів конструкції планера

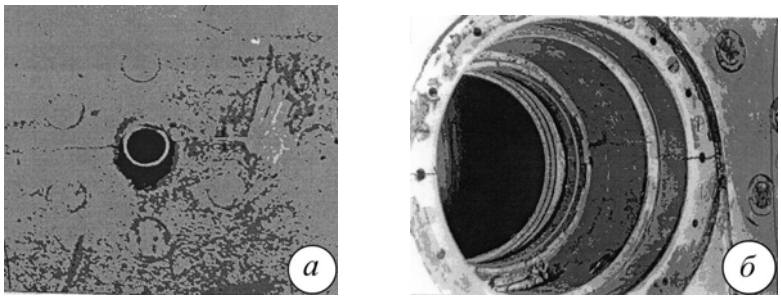


Рис. 7.4. Тріщини в полотні нижньої панелі крила літака АН-24 від дренажного отвору (*а*) і в окантуваннях люків паливної системи верхніх панелей крила літака АН-22 (*б*)

Зацікавлюють дослідження ефективності встановлення втулок з натягом для ремонту з'єднань типу провушин без втулок, які мають певне напрацювання за втомних випробувань (або в експлуатації). Назвемо ці варіанти з'єднань ремонтними. Їх досліджували на стандартних зразках-провушинах. У зразках базового варіанта без втулок доводили до руйнування одну з провушин. Далі отвір незруйнованої провушини збільшували до діаметра, необхідного для встановлення втулок з натягом 0,8…1,2%. Край зруйнованої провушини фрезерували і ремонтували подібним втулковим з'єднанням. Далі зразок випробували за тих самих навантажень, що і до ремонту. Результати випроб ремонтних варіантів зразків подано на рис. 7.5.

Аналіз результатів втомних випробувань показує, що встановлення втулок з натягом 0,8...1,2 % за відносної товщини стінки втулки 0,15 – ефективний засіб ремонту з'єднань типу провушини. Втомна довговічність зразків зі сплаву Д16чТ підвищується у 2,6–3,2 рази, а зі сплаву В95пчТ2 – в 3,7 рази порівняно із довговічністю базового варіанта з'єднання без втулок. Слід зауважити, що довговічність зростає, незважаючи на збільшення діаметра отвору і, відповідно, нетто-напружень, у 1,26 рази.

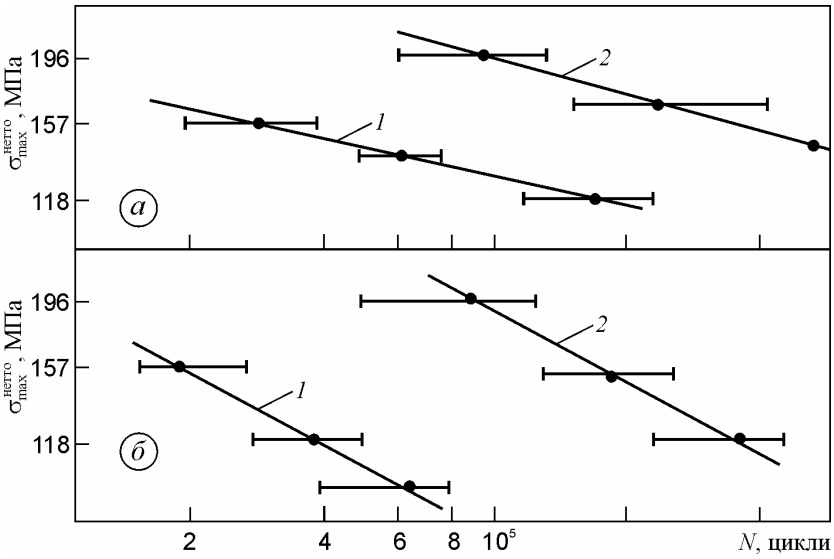


Рис. 7.5. Втомна довговічність провушин із сплавів Д16чТ (*а*) і В95пчТ2 (*б*):
1 – зразки-провушини без втулок; *2* – з втулками за відносної товщини стінки 0,15 і натягу 0,8...1,2 %

Втулкові з'єднання застосовують у ремонтних заходах для підвищення втомної довговічності літаків в експлуатації. Під час ресурсних випробувань літака АН-24 виявлено, що одним із критичних місць конструкції, що обмежує ресурс планера, є зона кріплення стрічки-стяжки до нижніх поясів лонжеронів і панелей центроплана. Тріщини в поясах лонжерона виникали від отворів під болти кріплення стрічки-стяжки (рис. 7.6) і від отворів кріплення

борткутника фюзеляжу до вертикальної полиці нижнього пояса першого лонжерона (рис. 7.7). Крило випробовували за блок-програмою, що містила статичні і динамічні складові пошкоджувального циклу і еквівалентна одному двогодинному середньостатистичному польоту. При цьому одночасно з крилом навантажувались пристрої двигуна, головні стійки шасі, передня стійка шасі та кіль для імітації відповідних етапів польоту.

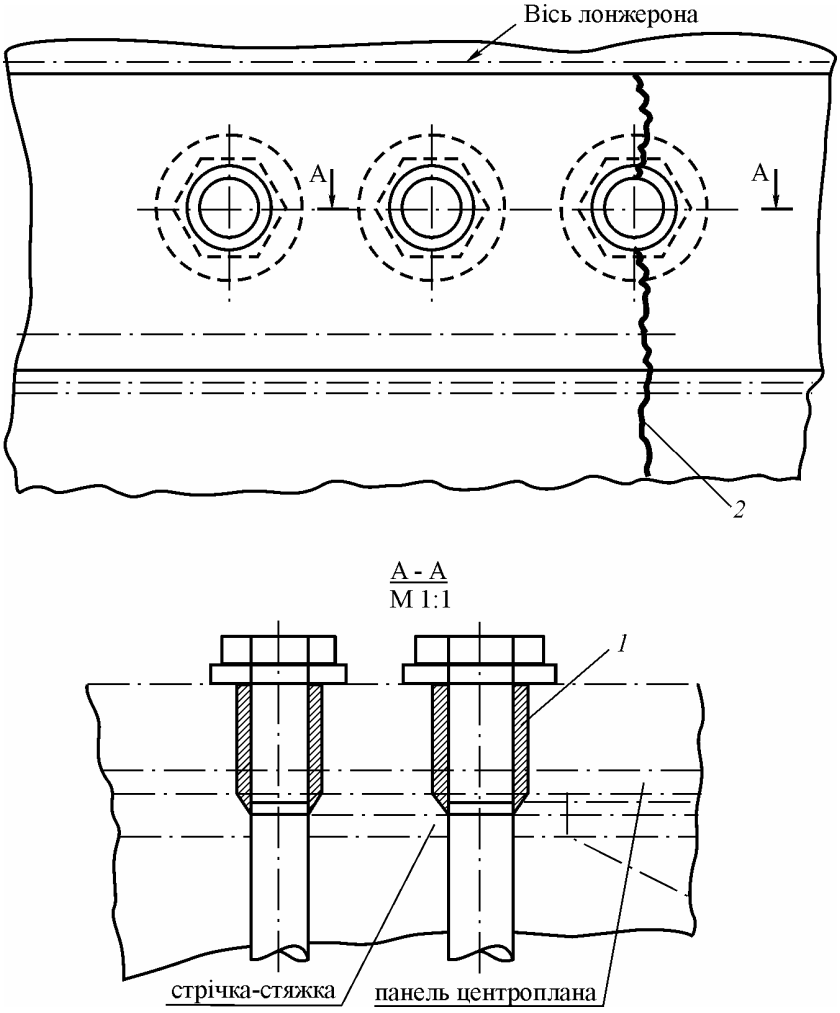


Рис. 7.6. Вид на нижню поверхню центроплана крила літака зсередини фюзеляжу:
1 – втулка з натягом; *2* – тріщина в нижній панелі центроплана за ресурсних випроб крила літака АН-24

Втомні тріщини виявлено за напрацювання 93350 лабораторних польотів. При цьому по отвору кріплення стрічки-стяжки тріщина розповсюдилась від першого лонжерона до другого стрингера (на дві міжстрингерні відстані).

По отвору кріплення борткутника повністю руйнувався нижній пояс першого лонжерона і тріщина поширилась у його стінці на 182 мм (рис. 7.6). Таке напрацювання підтверджує ресурс 30000 польотів. Для його продовження вирішили застосувати в отворах кріплення стрічки-стяжки борткутника втулки із пружно-пластичним натягом. Матеріал втулок – сталь 30ХГСА. Їх кадміювали, а для зменшення зусиль запресування наносили покриття ВАП-2. Втулки, виконані за сьомим квалітетом, встановлювали методом прямого запресування ударом.

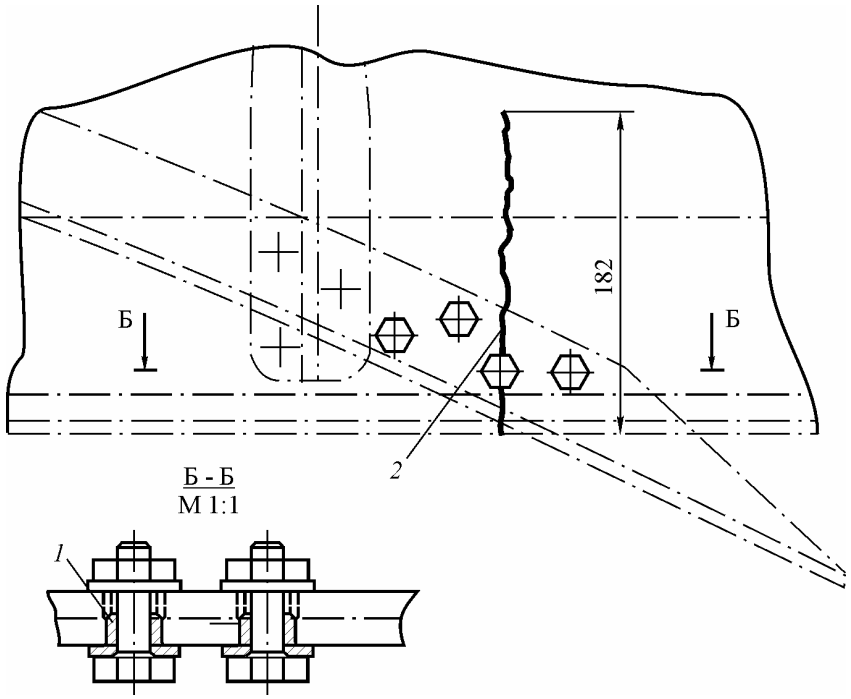


Рис. 7.7. Вид на стінку і нижній пояс лонжерона центроплана крила:
1 – втулка з натягом; *2* – тріщина в стінці нижнього пояса лонжерона за ресурсних випроб крила літака АН-24

Для перевірки ефективності прийнятого варіанта доробки випробовували другий екземпляр крила літака АН-24, який був знятий з експлуатації після 20738 польотів. Крило досліджували за блок-програмою, еквівалентною одному двогодинному середньостатистичному польоту. Після напрацювання 10000 лабораторних польотів крило літака дообробляли. Встановлювали втулки із радіальним пружно-пластичним натягом у досліджуваних місцях конструкції центроплана крила. Крило літака випробували до напрацювання 81262 лабораторних польотів. Сумарне напрацювання з урахуванням нальоту в експлуатації – 102000 польоти. При цьому тріщини у місцях встановлення втулок з радіальним пружно-пластичним натягом не виникали. Таким чином, під час натурних ресурсних випробувань центроплана крила підтверджена

висока ефективність ремонтних варіантів втулкових з'єднань із пружно-пластичним натягом. На основі експериментальних результатів випущена технічна документація на доробку кріплення стрічки-стяжки та борткутника фюзеляжу методом встановлення втулок із пружно-пластичним натягом для продовження ресурсу парку літаків АН-24.

Третій вид з'єднань з напруженими посадками – високоресурсні заклепкові з'єднання. Для їх встановлення із натягом застосовують компенсатори на їх закладних головках. Під компенсатором розуміють додатковий матеріал на закладній головці у вигляді виступу спеціальної форми, який забезпечує під час клепання радіальний натяг у зоні закладної потайної та непотайної головок. Параметри компенсатора такі, що пластичне деформування стрижня заклепки та її закладної головки починається практично одночасно, в результаті чого утворюється натяг по всій висоті пакета. Заклепки з компенсатором забезпечують високу герметичність та втомну довговічність з'єднань, хоча дещо ускладнюють технологію виконання з'єднань порівняно зі звичайними заклепками. Встановлювати заклепки в отвори можна і вручну, і механізовано (за автоматичного клепання).

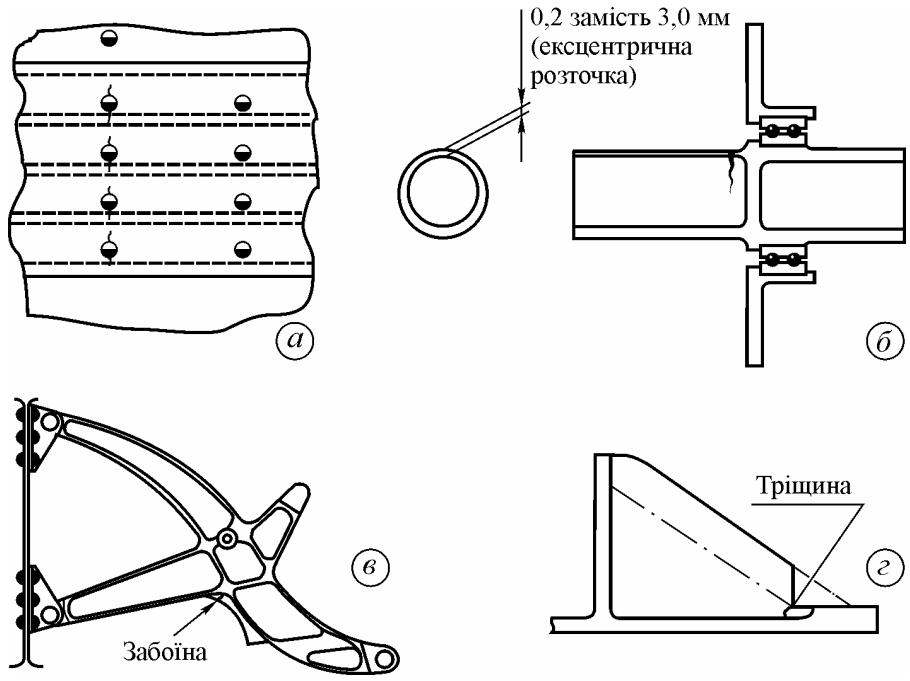


Рис. 7.8. Тріщини і дефекти механічної обробки деталей:

а – груба обробка отворів дренажу (25000 польотів); *б* – послаблення стінки вала трансмісії (1000 польотів); *в* – забоїна на кронштейні закрилка (16000 польотів, один випадок); *г* – підрізка ребра кронштейна

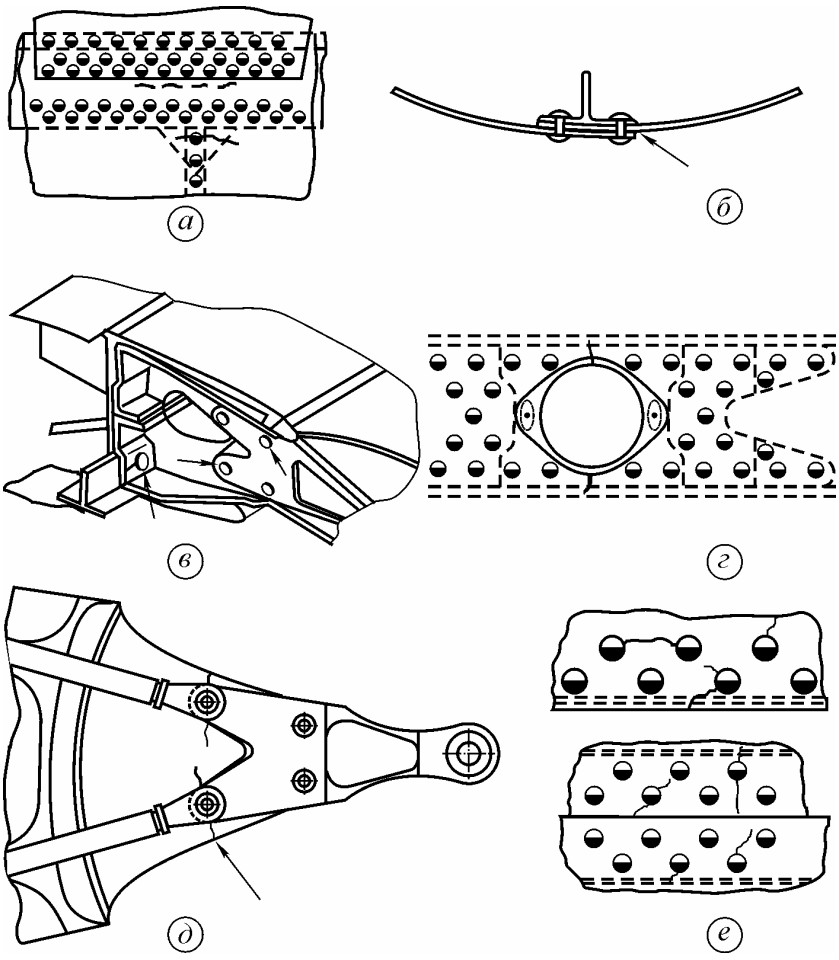


Рис. 7.9. Тріщини і дефекти складальних робіт:

а – утяжка обшивки фюзеляжу (10000 польотів, 11 випадків); *б* – порушення розмірів перемичок (6000 польотів + 60000 випроб. пол. , 60 тріщин); *в* – нерівномірне затягування болтів (8000–16000 польотів, 13 випадків); *г* – забоїна люка зливного крана (5500 польотів, один випадок); *ґ* – затягування підкосів (6000 польотів, один випадок); *д* – утяжка обшивки центроплана

На етапі виробництва якість забезпечується технологічністю конструкції, виробничим обладнанням для її виготовлення, досвідом та кваліфікацією персоналу. Але, незважаючи на їх високий рівень, під час виробництва неминуче вносяться дефекти, які впливають на якість конструкції в експлуатації. Це відбувається як на етапі підготовчого і механічного виробництва деталей, так і під час складальних робіт. Під час механічної обробки вносять дефекти у вигляді забоїн, подряпин, грубої обробки отворів тощо. Під час складання конструкції виникають дефекти, зумовлені встановленням кріпильних елементів, нерівномірним затягуванням болтів у з'єднаннях, монтажними напру-

женнями (утяжка обшивок, зазори під час встановлення елементів конструкції), порушенням отворів (зменшення класності, послаблення отворів, груба обробка, подряпини) тощо. На рис. 7.8 наведено приклади появи втомних тріщин у конструкції через дефекти виробництва під час механічної обробки, а на рис. 7.9 – через дефекти складальних робіт.

Якість конструкції в експлуатації визначають насамперед умови базування парку літаків. Особливо важке базування в умовах вологого субтропічного клімату. Крім цього, якість конструкції в експлуатації визначають рівень кваліфікації обслуговуючого персоналу, якість та дисципліна виконання регламентних робіт. Пошкодження конструкції в експлуатації поділяють на втомні, корозійні і випадкові. Втомні, як правило, з'являються в зонах концентрації напружень, обумовлених як концентраторами типу отворів поздовжніх швів, що стикують панелі поздовжнього набору крила, оперення або фюзеляжу і не підлягають усуненню, так і нерегулярними зонами конструкції. Випадкові – це пошкодження від зіткнення з агрегатами аеродромного обслуговування, транспортними засобами, а також викликані падінням інструменту тощо.

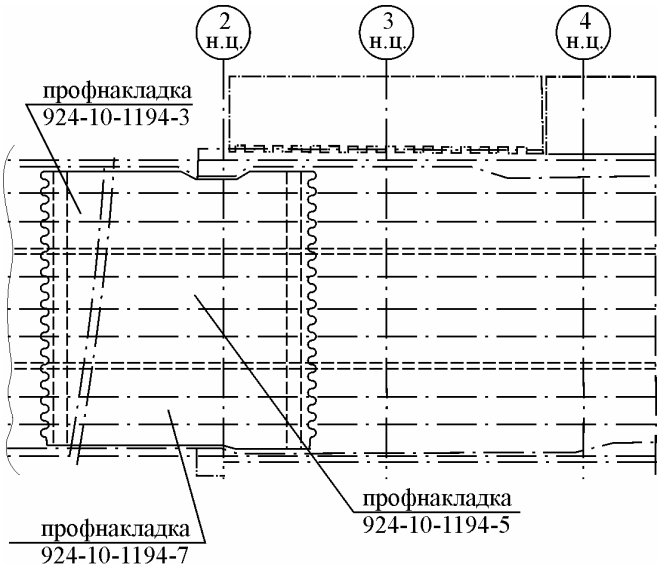


Рис. 7.10. Профілактичні накладки на нижній поверхні центроплана в зоні нервюр літака АН-24

Сьогодні у світі гостро стоїть проблема старіння парку літаків і їх захисту від корозії. Ці питання детальніше розглянуто нижче (див. розд. 7.2 і 9.1). Багато літаків відпрацювали свій проектний ресурс і експлуатуються за технічним станом. Головним фактором успішної експлуатації за станом є огляди конструкції, під час яких її ретельно контролюють. Важливим моментом забезпечення оглядів є програма робіт з дослідження технічного стану, яку розробляють спільно фірма-розробник і організації, які відповідають за сертифікацію і польотопридатність літаків. Видача сертифіката на польотопридатність ґрунтується на результатах технічного обслуговування, аналізу даних огляду та усунення виявлених дефектів. Такою є політика в галузі підтримання льотної придатності літаків.

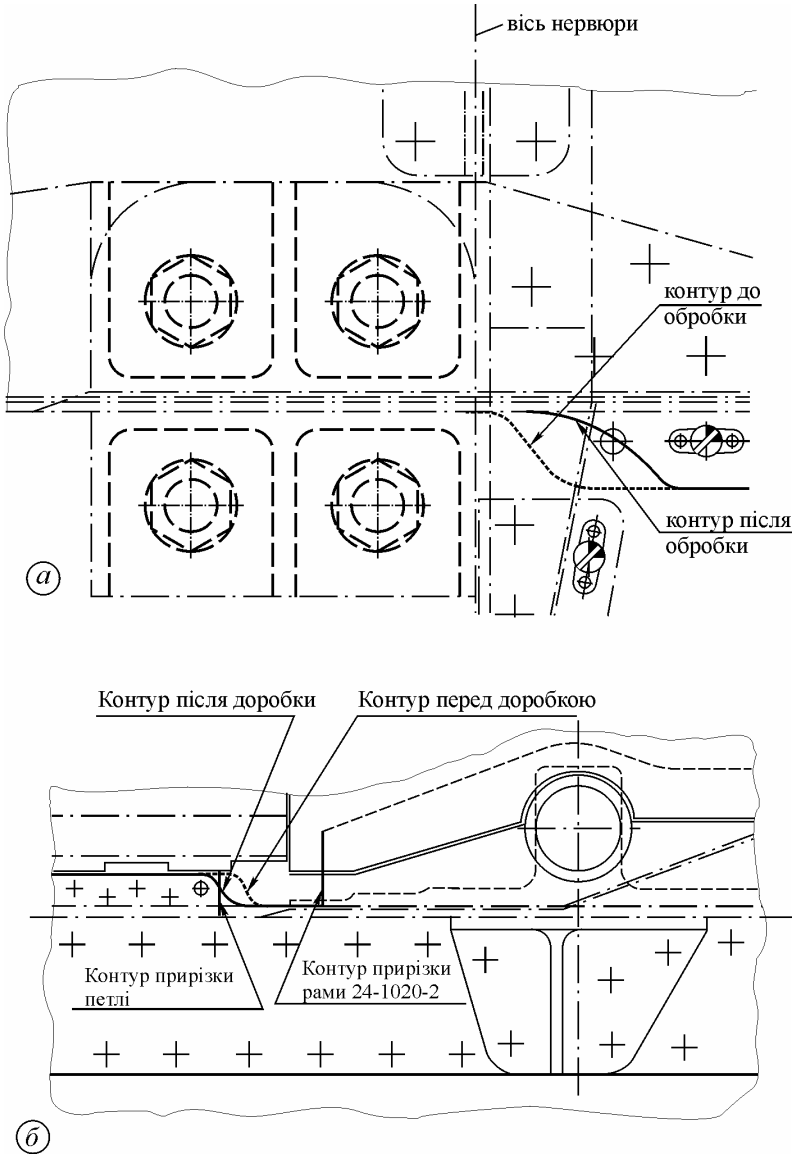


Рис. 7.11. Заходи для підвищення ресурсу нижнього пояса лонжерона в зоні лапки кріплення відкидної панелі носової (*а*) і хвостової (*б*) частин крила

Для продовження ресурсу таких літаків у критичних зонах конструкції застосовують спеціальні заходи, щоб знизити рівень експлуатаційних напружень, зокрема, встановлюючи підсилювальні накладки. На літаку АН-24 на нижній поверхні центроплана в зоні 2 нервюри встановлено профілактичні накладки, які знижують рівень напружень у бортовому перерізі на 20%, внаслідок чого ресурс цієї зони збільшено вдвічі (рис. 7.10). Крім того, вони підвищують характеристики живучості завдяки двошляховому навантаженню.

У критичних зонах, що обмежують ресурс через підвищену концентрацію напружень, застосовують заходи, спрямовані на зниження їх рівня. На літаках АН-24 дороблено ряд місць конструкції кесона крила. В зоні бортової нервюри нижні пояси лонжеронів центроплана за лапкою кріплення носової і хвостової частин крила дороблені шляхом видалення "втомленого" шару матеріалу (рис. 7.11 *а*). Для цього в зоні кінця балки навіски шасі на задньому лонжероні центроплана по лапці кріплення хвостової частини виконана підрізка кінця балки і збільшений радіус з'єднання з 6 до 20 мм (рис. 7.11 *б*).

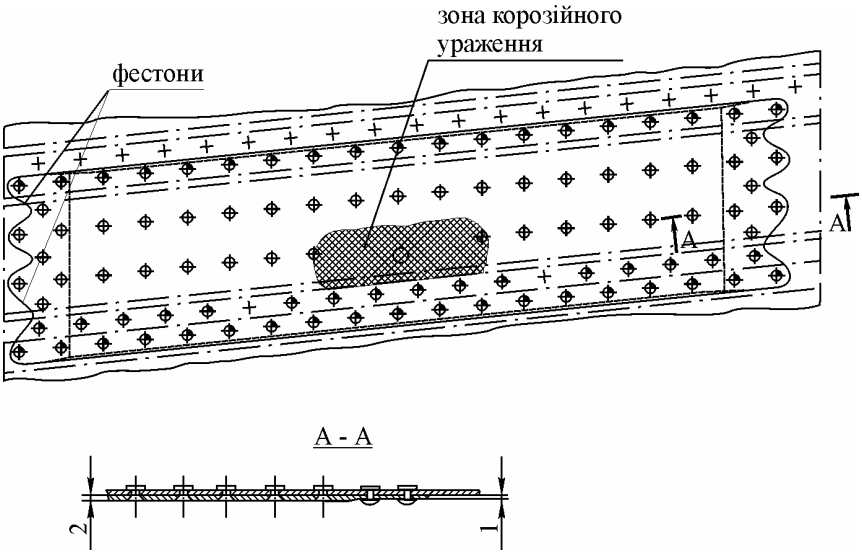


Рис. 7.12. Типовий ремонт панелі силового кесона крила

Після виявлення корозійного пошкодження оцінюють зниження міцнісних характеристик конструкції, і коли воно значне, ремонтують конструктивні елементи, поновлюючи їх несучу здатність ремонтними накладками. Суть такого ремонту полягає в тому, що встановлена ремонтна накладка повністю поновлює статичну міцність ураженого місця конструкції завдяки дії відповідної кількості кріпильних елементів (рис. 7.12). При цьому повністю видаляють продукти корозії, а неруйнівними методами контролюють цей процес. Відновлюють також антикорозійне покриття (місцева оксидування з подальшим покриттям ґрунтом). Ремонтні накладки встановлюють на герметику, який перешкоджає накопиченню вологи у щілинах між ремонтною накладкою і основною конструкцією. Для плавнішого підключення у сумісну роботу ремонтної накладки з основною конструкцією застосовують пом'якшувальні сходинки на кінцях накладок і спеціальні фестони, які зменшують навантаження, що передаються першим рядом кріпильних елементів. Водночас вони повинні забезпечувати можливість виявлення тріщин в основній конструкції на кінцях накладок від кожного кріпильного елемента. Край ремонтних накладок слід розташовувати на місцевих підсиленнях основної конструкції, якщо такі

існують. Як показують результати натурних втомних випробувань, описані заходи підвищують ресурс конструкції в зоні накладок у 2–3 рази. Аналітичні підходи до оцінки впливу ремонтних накладок розглянуто нижче (розд. 8.5)

У цьому огляді профілактичних заходів, які розробляють під час проектування або виконують під час виготовлення і експлуатації парку літаків, висвітлені лише деякі аспекти. Підсумовуючи, необхідно підкреслити, що тільки ретельне дотримування інструкцій і виконання регламентних робіт забезпечить потрібну якість конструкції літака.

7.2. КОРОЗІЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ЛІТАКІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Проблемі захисту від корозії елементів конструкцій АТ, виготовлених з алюмінієвих сплавів, приділяють велику увагу в усьому світі. Практика огляду та оцінки технічного стану конструкції планера літаків показує, що корозійні дефекти становлять більше 90 % від усіх знайдених пошкод. Проектування літаків передбачає різноманітні конструктивно-технологічні засоби і методи, спрямовані на уникнення чи зменшення шкідливого впливу корозійних факторів на силову конструкцію планера: провітрювання закритих порожнин, виконання дренажних отворів для зливу конденсату, плакування та анодування деталей, нанесення лакофарбових покриттів (ЛФП), обмежене застосування гальванічних контактних пар тощо. Однак досвід експлуатації літаків різного класу показує, що неможливо повністю уникнути корозії в цих конструкційних елементах [1]. Це зумовлено слабким захисним пристосуванням значної кількості елементів і вузлів конструкцій, неминучістю контакту між різнорідними конструкційними матеріалами, можливими дефектами їх структури, агресивними середовищами та ін. За даними Комітету з технічного обслуговування (ЕМАС) Міжнародної асоціації повітряного транспорту (ІАТА) щорічні витрати на усунення корозійних пошкоджень і заходи з протикорозійного захисту авіаційних конструкцій в авіакомпаніях – членах ІАТА становлять майже 100 млн. доларів США [2].

Нижче проаналізовано досвід експлуатації літаків типу АН за 20–40 років, зокрема, оцінено корозійні пошкоди силової конструкції планера, виготовленої з алюмінієвих сплавів; вказано причини виникнення корозії , її види, способи усунення та її можливий вплив на ресурсні характеристики конструкції. За тривалого періоду експлуатації на елементах конструкції виявлено такі види корозії та корозійні пошкоди: пітингова, розшаровувальна, міжзеренна, щілинна, контактна та КР (табл. 7.1). Для елементів конструкції з алюмінієвих сплавів найхарактерніші пітингова та розшаровувальна корозія, а найнебезпечнішим є КР. Враховуючи наведене, розглянемо саме ці типи корозійних пошкод.

ТАБЛИЦЯ 7.1. (стор.1)

ТАБЛИЦЯ 7.1. (стор.2)

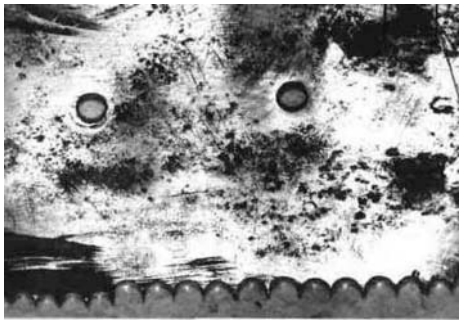
ТАБЛИЦЯ 7.1. (стор.3)

ТАБЛИЦЯ 7.1. (стор.4)

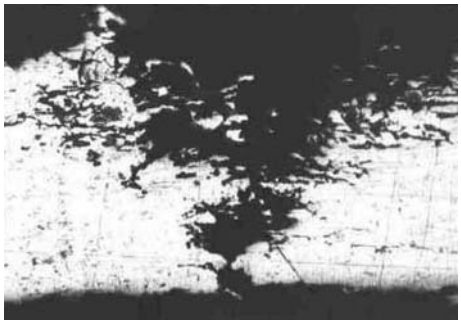
Пітингова і розшаровувальна корозія. Пітингова корозія виникає в місцях пошкодження захисного покриття (ЛФП, анодної плівки) через дію конденсату, атмосферних опадів, середовища, що містить велику кількість кислих газів, тощо.

У разі утворення продуктів корозії на спряжених поверхнях (наприклад, у місцях з'єднання обшивки і стрингера, обшивок зализу і фюзеляжу) деформується обшивка між заклепками або вириваються заклепки чи зварні точки. Найчастіше пітингова корозія зустрічається у просторі під підлогою фюзеляжу всіх літаків, особливо біля туалетів. Вона уражає обшивку фюзеляжів, набори стрингерів, пояси низинок шпангоутів, що, очевидно, зумовлено поганим провітрюванням вказаних місць, засміченням дренажних отворів, порушенням з часом герметичності туалетних зон. Дані про цей тип корозії для літаків АН-24 узагальнено в праці [3]. Вона також спостерігається під зализами крила, всередині кесонів крила під м'якими паливними баками, що теж спричинено недостатнім провітрюванням цих зон; у місцях клеєзварних з'єднань стрингера з обшивкою, де руйнування клейового валка, що герметизує зону зварювання, призводить до оголення поверхні обшивки з пошкодженим анодним шаром. Як правило, масові пошкоди елементів конструкцій внутрішньої поверхні планера літаків АН-12, -24, -26, -30 виявляють після 15–20-річної експлуатації залежно від кліматичних умов і якості технічного обслуговування.

Після 10–15 років експлуатації в умовах дії агресивних середовищ чи після 25–40 років експлуатації в помірному кліматі пітингова корозія з'являється і на зовнішніх поверхнях, що постійно контактують із зовнішнім середовищем: верхніх і нижніх панелях крила та оперення, лонжеронах крила і оперення літаків АН-12, -24, -26, -30, -32 та ін. (рис. 7.13 *а, б*).



а



б



в

Рис. 7.13. Пошкодження обшивки фюзеляжу пітинговою корозією (*а,* ×1,3; *б* ×50) та верхніх панелей крила розшаровувальною (*в,* ×70) після експлуатації літака АН-24 у вологому тропічному кліматі 15 і 18 років відповідно

Розшаровувальна корозія – особливий вид підповерхневої корозії, що розвивається переважно вздовж волокон матеріалу (паралельно вектору деформації, що створюється під час формоутворення напівфабрикату) і супроводжується зародженням тріщин у цьому напрямку. Причиною появи розшарувань є певний структурний стан, орієнтація у напрямку деформації інтерметалідних фаз і кристалів твердого розчину, нерівномірний розподіл легувальних елементів чи домішок, залишкові напруження, а також певний фізико-хімічний стан поверхні, що залежить від природи корозивного середовища [4]. Розшаровувальна корозія виникає, в основному, в деталях, виготовлених із штампованих, кованих чи пресованих напівфабрикатів алюмінієвих сплавів Д16Т, В95Т1, АК6Т1. Її виявляють у місцях пошкодження ЛФП і анодної плівки, запилів, встановлення кріплення, в зазорах на зовнішній та внутрішній обшивках панелей, елементах силового набору фюзеляжу, крила та оперення, на кронштейнах вузлів навіски елеронів і керма напрямку, профілях роз'ємів крила і оперення, стикувальних фітингах, навісках монорейок закрилків. Приклад пошкодженої ділянки верхніх панелей літака АН-24 після 18-річної експлуатації в умовах вологого тропічного клімату показано на рис. 7.13 *в*. Зовнішньою ознакою розшаровувальної корозії є поява на поверхні деталей нерівностей у вигляді горбів та тріщин, що ідуть від торців та отворів, випучування і відшарування ЛФП та й самого металу під покриттям. За розкриття осередків розшаровувальної корозії під пошкодженим покриттям, крім порошку білого чи сірого кольору, звичайно спостерігають і продукти корозійного розшарування металу у вигляді крихких лусок, пластин чи волокон сірого кольору. На початковій стадії пошкодження ці лусочки можуть мати металічний блиск.

Розшаровувальна корозія проявляється, як правило, після 20 років експлуатації в умовах помірного клімату та після десяти в умовах вологого тропічного. Для літаків АН-32 після 10–15 років експлуатації є випадки таких корозійних уражень у верхніх поясах лонжеронів стабілізатора, які конструктивно виходять у потоки відпрацьованих газів двигунів і зумовлені, очевидно, обдуванням цими газами.

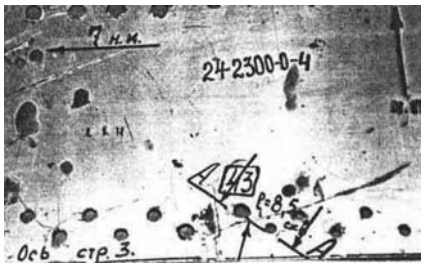
На АНТК "АНТОНОВ" розроблено рекомендації для виявлення та усунення корозійних пошкод і посилення протикорозійного захисту елементів конструкції планера літаків під час експлуатації та капітальних ремонтів [5]. Продукти пітингової та розшаровувальної корозії на початковій стадії видаляють зачисткою з подальшим відновленням ЛФП. Цей процес контролюють вихрострумовим методом. Регулярні огляди конструкції згідно з регламентом технічного обслуговування з інтервалом 6–12 місяців дозволяють своєчасно і надійно виявляти корозійні пошкоди цих типів на початковій стадії. Видалення продуктів корозії не знижує статичну міцність конструкції і не потребує її ремонту.

Виявлено випадки значних корозійних уражень елементів силової конструкції планера, що потребують ремонту, через відсутність належного обслуговування чи непередбачену дію агресивних середовищ (перевезення

соленої риби, негерметичність санвузлів тощо). Про це свідчить той факт, що більшість випадків корозійного пошкодження силових елементів конструкції планера спеціалісти АНТК "АНТОНОВ" фіксують тільки на стадії продовження ресурсів і термінів служби, а спеціалісти ремонтних заводів – під час капітальних ремонтів.

За період експлуатації літаків типу АН у силових елементах конструкції не виявлено втомних пошкод, ініційованих пітинговою та розшаровувальною корозією.

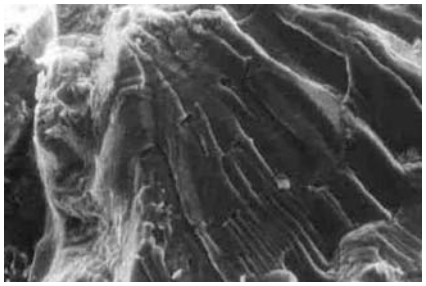
Корозійне розтріскування. На кінетику КР впливають численні фактори: склад і структурний стан металу, властивості корозивного середовища та електрохімічні умови, схильність металу до пасивації, монтажні залишкові напруження (чи після гартування) тощо. Корозійні тріщини утворюються в деталях, виготовлених з великогабаритних поковок і штамповок зі сплавів В93Т1, В95Т1, АК6Т1, Д16Т. Вони також можуть виникати і у виготовлених пресуванням, наприклад, у верхніх панелях крила зі сплаву В95Т1, у поясах лонжеронів із сплаву Д16Т, стрингерах зі сплаву 01420Т1 та ін. КР ініціює макроскопічні тріщини (рис. 7.14 *а*) і призводить до зниження несучої здатності елементів авіаційних конструкцій. Новоутворені за корозійним мікромеханізмом тріщини (рис. 7.14 *б*) в подальшому можуть розвиватись за втомним чи змішаним корозійно-втомним механізмами. Закономірності їх розвитку вивчені мало; для подальшої експлуатації, як правило, необхідна термінова заміна пошкодженого елемента конструкції або його ремонт.



а



б



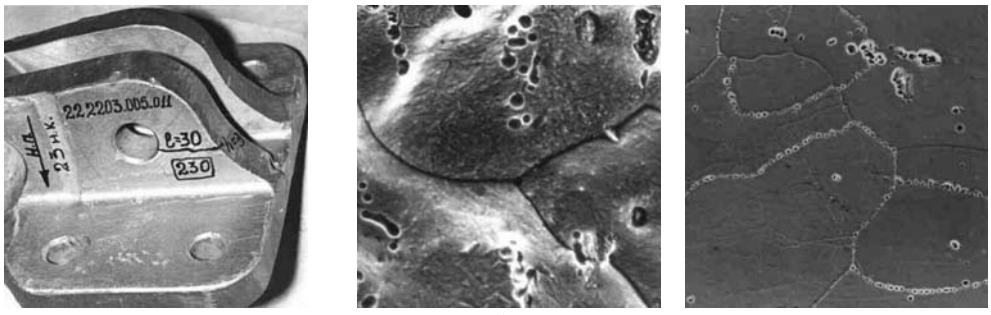
в

Рис. 7.14. КР в обшивці верхньої панелі літака АН-24 після 15 років експлуатації у морському кліматі (*а,* ×1,2) та мікрофрактографічні особливості поверхні руйнування в зоні корозії (*б,* ×860) і на ділянці втомного підростання (*в,* ×1500)

Одним із прикладів можливого переходу корозійної тріщини у втомну є поперечні тріщини у верхніх (виготовлених із сплаву В95Т1) обшивках крила

літака АН-24. Тріщини також виявляють після 20-річної експлуатації в останньому ряді кріплення нервюри крила до профілю роз'єму. Їх зародженню сприяють монтажні напруження, що виникають під час кріплення обшивки до жорсткого профілю роз'єму, а також тривалі розтягальні напруження, що діють під час стоянки літака. Утворені в поперечному напрямку тріщини (близькому до напрямку польоту) в подальшому можуть розвиватися як втомні.

Досвід експлуатації показує, що особливо схильними до КР є сплави В93Т1 та 01420Т1. Зі сплаву В93Т1, що вирізняється високою технологічністю за лиття, кування, пресування і доброю прогартовуваністю (рекомендований ВІАМ до використання замість сплаву АК6), виготовлено практично всі великогабаритні деталі літака АН-22: стояки силових шпангоутів, поздовжні балки навіски шасі, стояки навіски важелів основних ніг шасі, важелі коліс, кронштейни навіски шасі, профілі роз'ємів крила, фітинги перестикування стінок лонжеронів, силові нервюри мотоустановок, кронштейни навіски закрилків і двигунів, фітинги кріплення оперення тощо. Перші корозійні тріщини на силових елементах з'явилися уже після п'яти років експлуатації (не більше 1000 польотів), що зумовило проблему забезпечення ресурсу і терміну служби цього літака. Тріщини утворилися в кронштейнах навіски моторів, кронштейнах навіски закрилків, стояках силових шпангоутів, фітингах перестикування стінок лонжеронів крила, у верхніх профілях роз'ємів крила, важелях коліс, кронштейнах навіски стійок шасі тощо (рис. 7.15 *а*). Зафіксовано випадок руйнування від гартувальних напружень у поздовжньому напрямку важеля коліс після зберігання близько 10 років. Схильність до КР сплаву В93Т1 зумовлена виділеннями дисперсних фаз із підвищеним вмістом міді (рис. 7.15 *б, в*). Виявляється, що для цього сплаву відсутній поріг K_{Iscc}, швидкість росту тріщини не знижується до базового значення 0,1 мкм/год [6]. Цей висновок підтверджує досвід експлуатації літака АН-22. Сплав володіє також низькими ресурсними характеристиками і низькою в'язкістю руйнування, тому на АНТК "АНТОНОВ" відмовилися від нього.

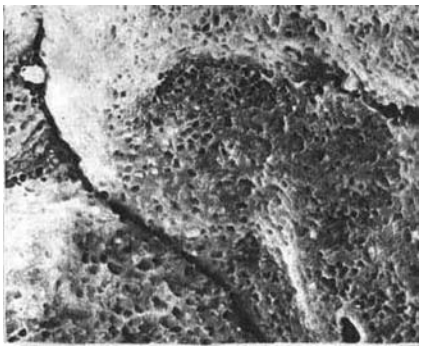


а *б* *в*

Рис. 7.15. Руйнування кронштейна монорейки закрилка зі сплаву В93Т1 на літаку АН-24 (*а*), міжзеренний характер поверхні руйнування (*б,* ×3500) і виділення вторинної фази на межі зерен (*в,* ×800)



а



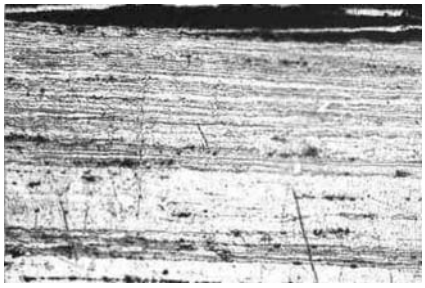
б

Рис. 7.16. Руйнування стрингера зі сплаву 01420Т1 в літаку АН-24 після восьми років експлуатації (*а*) та крихкий міжзеренний мікрорельєф поверхні руйнування (*б,* ×1200)

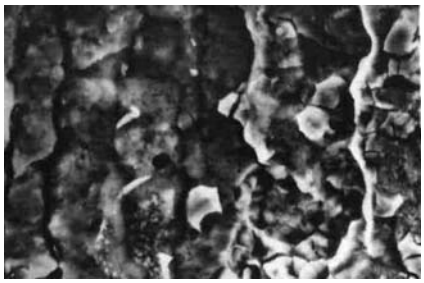
Алюмінієво-літієвий сплав 01420Т1 рекомендують замість сплаву Д16Т [7]. Він володіє вищою питомою статичною міцністю (на 10 % більшою, ніж Д16Т), тому з нього виготовляють стрингери обшивок фюзеляжу літаків АН-124 (100), АН-72, АН-74. Цей сплав дуже чутливий до напружень розтягу, зокрема, під час деформування при виготовленні, монтажі і ударному клепанні. Перші факти руйнування стрингерів виявлено уже через 8–10 років експлуатації після 1000 польотів (для порівняння, стрингери зі сплавів Д16Т і Д16чТ на літаках АН-12, АН-24 і ін. експлуатують без тріщин 30–40 років після 35000–40000 польотів). Зафіксовано випадки руйнування стрингерів у регулярному перерізі за механізмом КР (рис. 7.16). Виділення частинок розміром біля 1 мкм (припускають, що це S-фаза ($MgLiAl_2$) на межах зерен (рис. 7.16 *б*)) негативно вплинули на службові характеристики цього сплаву. Ремонт не гарантує відсутність нових тріщин на кінці накладки. На АНТК "АНТОНОВ" відмовилися від цього сплаву.



а



б

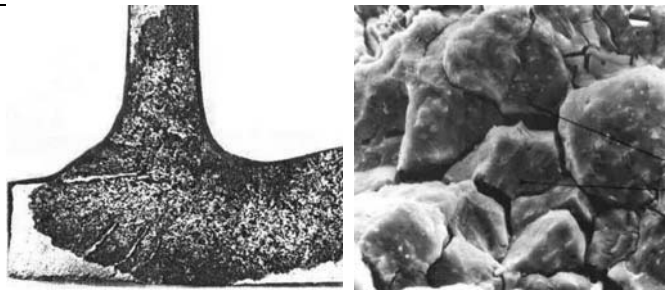


в

Рис. 7.17. Схема КР полиці пояса лонжерона зі сплаву В95Т1 в зоні кріплення кронштейнів інтерцепторів у літаку АН-12 після 30 років експлуатації (*а*), структура матеріалу (*б,* ×70) та мікрофрактографія корозійного руйнування (*в,* ×1200)

За великого терміну служби (20–40 років) КР проявляється на традиційних сплавах АК6Т1, Д16Т, В95Т1. На літаку АН-12 після 30 років експлуатації виявлено КР верхнього пояса лонжерона крила, виготовленого зі сплаву Д16Т, у зоні встановлення пластинчастого елерона (в радіусному переході). Довжина цих тріщин близько 640 мм. Вони продовжували розвиватися навіть після ремонтного кутника, що повністю перекривав ділянку тріщини. Причиною їх появи є дія напружень під час монтажу. На рис. 7.17 *а* подано схему розташування тріщини на конструкції, а також фотографію мікрошліфа (рис. 7.17 *б*) і фрактограму ділянки поверхні однієї з тріщин (рис. 7.17 *в*), які свідчать про корозійний характер руйнування.

Корозійні тріщини в деталях із великогабаритних штамповок і в пресованих елементах рухаються, як правило, у висотному напрямку та вздовж волокон матеріалу, як наприклад, у нижньому фітингу стояка шпангоута на літаку АН-12 (рис. 7.18 *а*). Біля кріпильних отворів, провушин, в місцях радіусних переходів вони розвиваються за механізмом КР (рис. 7.18 *б*) в основному від початкових осередків пітингової, розшаровувальної та інших видів корозії, що виникають в місцях пошкодження захисного покриття. Суттєво зменшити КР можна, понижуючи напруження нижче допустимих значень, забезпечуючи збирання без монтажних напружень, вибираючи найкращий сплав, застосовуючи хороший антикорозійний захист.



а *б*

Рис. 7.18. КР нижнього фітингу стояка шпангоута зі сплаву АК6 у літаку АН-12 після 25 років експлуатації в помірному кліматі (*а,* ×1,2) та міжзерений характер поверхні руйнування (*б,* ×3000)

Згідно з вимогами Норм льотної придатності [8] і пропозицій, викладених у праці [9], надійну експлуатацію за умов втоми з урахуванням корозії забезпечують, керуючись положенням про допустимі пошкоди (за експлуатаційною живучістю). Для оцінки ймовірності виникнення корозійних пошкод у певних місцях конструкції за час між оглядами використовують статистичний метод оцінки швидкості їх росту за даними оглядів конструкцій під час експлуатації [10]. Такий підхід застосовано для призначення ресурсів літаків АН-22, АН-24 і ін.

Діючі регламенти технічного обслуговування і програми дослідження технічного стану літаків, коли спеціалісти АНТК “АНТОНОВ” продовжують ресурс літаків через 12–24 місяці, включають огляди всіх критичних елементів, в тому числі із урахуванням можливих корозійних пошкоджень, і забезпечують їх надійне і своєчасне виявлення, що підтверджує тривалий досвід експлуатації літаків АН.

7.3. АНАЛІЗ РУЙНУВАННЯ СИЛОВИХ ДЕТАЛЕЙ ШАСІ ЛІТАКІВ АН

Одним з найвідповідальніших навантажених вузлів літака є вузол шасі – система опор, що забезпечує необхідні параметри злету і посадки, поглинання енергії удару і пробігу, пересування літального апарату вздовж злітної смуги і пероном. Традиційними матеріалами для виготовлення основних елементів шасі є конструкційні сталі типу 30ХГСН2МА, котрі поряд з високою питомою міцністю (σ_B/d = 20,6) володіють і підвищеною витривалістю. Але через невисоку корозійну тривкість і чутливість до конструктивно-технологічних концентраторів напружень вони не можуть повністю реалізувати свій міцнісний потенціал і відповідати заданим службовим характеристикам [11, 12].

Експлуатаційне руйнування шасі літаків умовно можна розділити на три класи: втомне; зношування трибоспряжень; руйнування (втомне, корозійне), зумовлене технологічними факторами (порушеннями). Перші два з певною ймовірністю прогнозують, виходячи з досвіду експлуатації, результатів ресурсних та стендових випробувань. Їх можна попередити, замінюючи елементи, що відпрацювали свій ресурс, чи ремонтом зношених деталей. Найнебезпечніший третій клас, оскільки це руйнування не можна спрогнозувати і не завжди виявити за періодичних оглядів методами НК. Розглянемо найхарактерніші випадки руйнування деталей шасі.

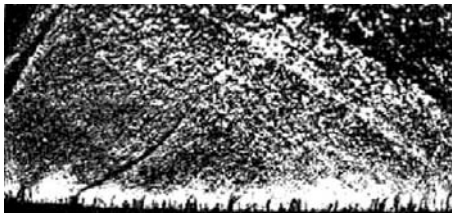
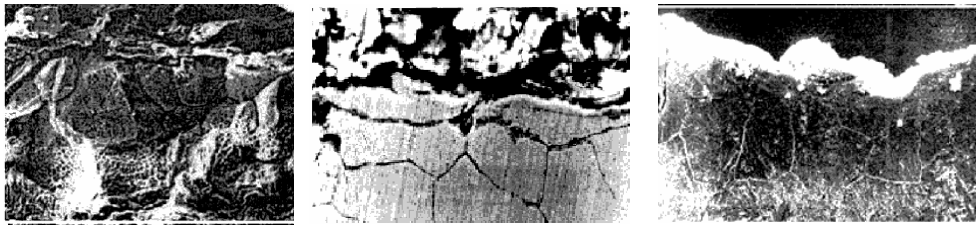


Рис. 7.19. Злам траверси і осередки зародження тріщин біля її зовнішньої поверхні (×10)

На літаку АН-24 за напрацювання 21506 посадок (призначений ресурс 60000) зруйнувалася траверса правої амортизаційної стійки. Руйнування відбулося вздовж межі зварювального шва і мало втомний характер. Тріщина зародилася в багатьох осередках біля зовнішньої поверхні труби (рис. 7.19) від горизонтального пояса траверси. Для перевірки якості матеріалу стінку траверси зруйнували за напрямком від її зовнішньої поверхні. Фрактографічний аналіз виявив біля зовнішньої поверхні стійки ділянки крихкого міжзеренного руйнування глибиною до 20 мкм (рис. 7.20 *а*). На нетравлених металографічних шліфах у приповерхневому шарі видно сітку міжзеренних тріщин глибиною також ~20 мкм (рис. 7.20 *б*), що збігається з глибиною зневуглеченого шару вздовж зовнішньої поверхні траверси (рис. 7.20 *в*), який має низьку, порівняно з основним матеріалом, мікротвердість. Отже, причиною передчасного втомного руйнування траверси був поверхневий зневуглечений

шар глибиною всього 20 мкм, який утворився під час термічного зміцнення деталі. Запропоновано доробити всі траверси, що знаходились в експлуатації, для видалення цього шару і місцевого поверхневого зміцнення в зоні можливого руйнування, після чого випадків руйнування траверс більше не було.



а *б* *в*

Рис. 7.20. Міжзеренний мікрорельєф у зламі (*а*, ×1000), сітка міжзеренних тріщин на нетравленому (*б*, ×1500) та зневуглечений шар на травленому (*в*, ×1500) шліфах біля зовнішньої поверхні траверси

На літаку АН-124 "Руслан" після напрацювання 2040 посадок (призначений ресурс 6000 посадок і 12 років експлуатації) зруйнувалася вісь коліс у зоні шліців кріплення гальма внутрішнього колеса (рис. 7.21).

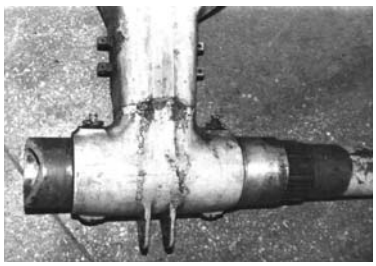


Рис. 7.21. Руйнування осі коліс на літаку АН-124 "Руслан"

Мікрофрактографічне дослідження зламу показало, що зона початкового руйнування знаходилась у нижній частині перерізу осі з деяким зміщенням вперед відносно вертикальної осі колеса. Осередок руйнування розташований на боковій поверхні одного із шліців поблизу його фаски на віддалі ≈10 мм від початку радіуса виходу шліців. У макробудові зламу виділено три умовні зони (рис. 7.22):

- зона *1* – початкове руйнування з малою шорсткістю і темнішим, порівняно з рештою зламу, кольором;
- зона *2* – з шорсткістю зламу, що зростає зі збільшенням довжини тріщини;
- зона *3* – з волокнистим рельєфом, типовим для зон статичного зламу високоміцних сталей.

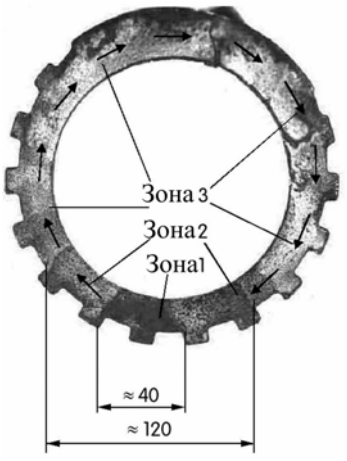
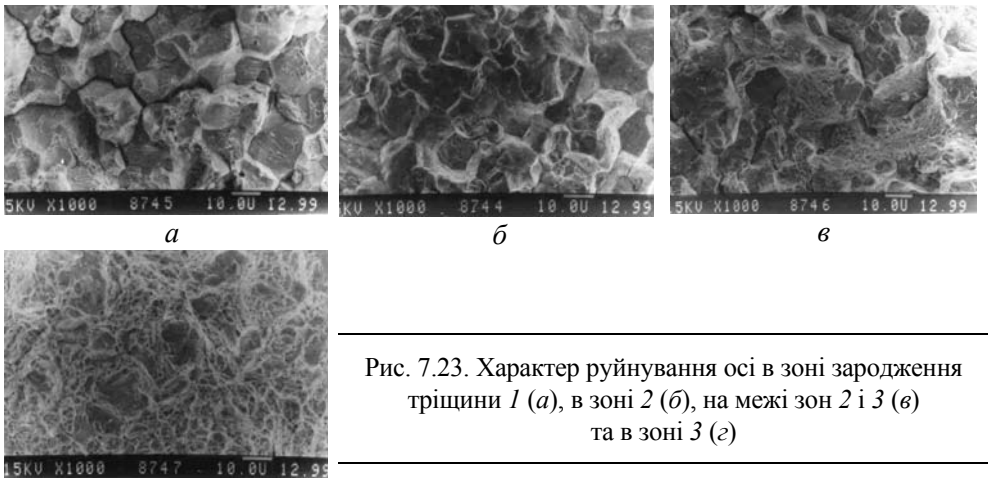


Рис. 7.22. Зони *1–3* у зламі осі коліс стійки основної опори шасі, зруйнованої на літаку АН-124 "Руслан" (стрілками вказано напрямок розвитку тріщини)

У зламі осі макроознак втоми не виявлено. В зоні *1* спостерігали фасетки зерен, покриті плівкою продуктів корозії, що свідчить про крихке руйнування колишніх аустенітних зерен (рис. 7.23 *а*). У зоні *2* зберігається міжзеренний характер руйнування, але з'являються фрагменти в'язкого ямкового мікрорельєфу (рис. 7.23 *б*), відносна площа якого збільшилась до кінця зони (рис. 7.23 *в*). Зона *3* має ямковий мікрорельєф, типовий для в'язкого черезzеренного руйнування за статичного зламу (рис. 7.23 *г*). Мікроознак втоми у зламі осі теж не виявлено.



а *б* *в* *г*

Рис. 7.23. Характер руйнування осі в зоні зародження тріщини *1* (*а*), в зоні *2* (*б*), на межі зон *2* і *3* (*в*) та в зоні *3* (*г*)

Під час ресурсних випробувань шасі на стенді руйнування осі коліс після напрацювання, що значно перевищує призначений ресурс, відбулося у місці входу осі у важіль. Фрактографічними дослідженнями встановлено втомний його характер як за макро-, так і за мікроознаками. Через велику різницю в довговічності і характері руйнування осей за стендових випробувань та в експлуатації проаналізовано фактори, що сприяють зниженню експлуатаційної надійності.

Виявлено, що в осередку руйнування на вісь діють три фактори, які можуть погіршувати довговічність деталі, накладаючись на експлуатаційні навантаження.

1. У зоні руйнування за наявності корозивного середовища в безпосередньому контакті знаходяться три незахищені різнорідні матеріали: сталь 30ХГСН2МА (вісь коліс); алюмінієвий сплав Д16 (розпірна втулка); титановий сплав ВТ9 (корпус гальма).

2. Розпірна втулка має внутрішні буртики без дренажних отворів у нижній зоні, що сприяє накопиченню конденсату вологи, в тому числі біля осередку експлуатаційного руйнування.

3. Фрактографічними дослідженнями розпірної втулки, яка не сприймає навантаження, в осередку руйнування виявлено пошкодження анодного шару на буртику в зоні контакту з віссю; на решті поверхні анодна плівка збереглася.

Враховуючи крихке руйнування осі за міжзеренним механізмом, характерним для корозії під напруженням [13], висунули припущення, що корозія є першопричиною передчасного виходу деталі з ладу. Цю гіпотезу також підтверджували корозійні виразки на осі коліс у зоні шліцевої частини, в тому числі біля осередку руйнування. Обов'язкова умова для КР – дія напружень, що перевищують порогові, які для сталі 30ХГСН2МА становлять 650...750 МПа [14]. У нашому випадку постійно діють напруження 250 МПа, що набагато нижче порогових. Таким чином, експлуатаційне руйнування не можна пояснити дією лише корозивного фактора.

З іншого боку, контакт алюмінієвого сплаву зі сталлю, зношування анодованого шару на алюмінієвій втулці за відсутності видимого переміщення деталей, утворення виразок на сталевій осі свідчать про фретинг у зоні руйнування [15]. Вважають [16], що за фретинг-контакту алюмінію зі сталлю руйнується тільки стальна деталь (як і в аналізованому тут випадку). Однак усі дослідники стверджують, що за дії змінних навантажень спостерігається втомний механізм подальшого розвитку тріщини, що поширюється від осередку, ініційованого фретингом. У літературі відсутні дані про міжзеренний характер фретинг-втомного руйнування.

Границя витривалості сталі 30ХГСН2МА може знижувати до 250 МПа під впливом корозивного середовища [17]. Виходячи з умов циклічного навантаження осі коліс, можна припустити, що маємо справу із втомним руйнуванням в умовах дії корозивного середовища. Однак це припущення не пояснює факт міжзеренного руйнування і відсутність яких-небудь макро- чи мікроознак втоми. Крім того, напрацювання віссю 2040 злетів–посадок замало для втоми.

Єдино можливим поясненням експлуатаційного руйнування може бути одночасний спільний вплив трьох факторів – фретингу, корозії під напруженням і циклічних навантажень. Враховуючи конструкційні особливості стійки шасі, діючі навантаження та результати досліджень, запропонували таку модель кінетики руйнування осі колеса літака АН-124 [11]. Під дією вібрації між алюмінієвою розпірною втулкою і стальною віссю за відсутності змащення анодний шар стирається за механізмом фретинг-зношування по всьому периметру буртика втулки та утворюються виразки на сталевій осі. Зняття анодної плівки на втулці призвело до формування електрохімічної пари алюміній–сталь у нижній зоні осі, де накопичується конденсат. Електрохімічний ефект посилюється через контакт осі та розпірної втулки з титановим корпусом гальма. Тріщина зароджувалась і розвивалась вздовж меж первинних аустенітних зерен у найслабшій зоні пошкодженої виразкою поверхні осі. Найімовірнішим механізмом зародження і початкового росту тріщини була втома за наявності корозивного середовища, оскільки осередок руйнування знаходився в зоні розтягувальних напружень, викликаних зовнішнім навантаженням на вісь. Знакозмінні навантаження у цій зоні вищі від постійно діючих і перевершують межу витривалості [17]. Корозійне пошкодження поверхні зламу, очевидно, ліквідувало ознаки втомного підростання вихідної тріщини. Подальший розвиток тріщини аж до в'язкого зламу відбувався за механізмом КР під дією постійних (під час

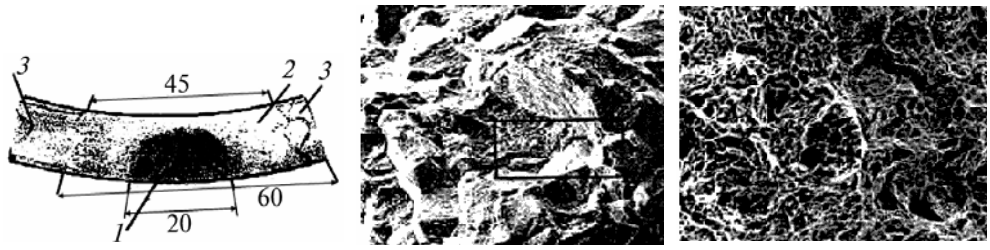
стоянки) навантажень на вісь. Циклічні напруження не були визначальними, що підтверджує факт остаточного руйнування осі під час стоянки літака на аеродромі, а не за посадки чи вирулювання. Пропонований механізм руйнування пояснює незначне напрацювання деталі за циклічними навантаженнями та міжзеренний характер тріщини.

Враховуючи вищенаведені припущення про причини подібного руйнування осей, під час експлуатації усього парку літаків АН-124 "Руслан" вжили таких профілактичних заходів:

– для запобігання фретингу і контактної корозії у розпірну втулку запресовано тонкостінну сталеву втулку;
– для уникнення накопичення вологи у розпірній втулці зроблено дренаж, а на вісь її встановлювали із консистентним змащенням АМС-3;
– ліквідовано сліди корозії на всіх осях.

Після таких заходів з 1999 р. випадків руйнування осей коліс на літаках не було.

За напрацювання 290 посадок (ресурс 6000 польотів) зруйнувався циліндр правої стійки основної опори шасі літака АН-225 "Мрія". Дослідження зламів показало, що руйнування почалось в зоні переходу одного діаметра на інший від зовнішньої поверхні деталі. Зона зародження тріщини мала декілька осередків. Виявлено темну окиснену ділянку *1* довжиною по зовнішній поверхні 20 мм і глибиною 12 мм (рис. 7.24 *а*). Далі знаходилась світла ділянка *2* завдовжки 60 мм, що виходила до хромового покриття на внутрішній поверхні деталі і простягалась тут на ~ 45 мм. Мікрорельєф зламу на ділянках *1* та *2* мав крихкий міжзеренний характер, а перехідної зони між ними не було. Вздовж зерен виявлено ямки з рубцями, що відходять від них, які дають підставу припустити вплив водню (рис. 7.24 *б)*. Деталь остаточно статично зруйнувалася на ділянці *3* з утворенням шеврону, скосів під кутом 45° та ямкового мікрорельєфу (рис. 7.24 *в*), що свідчить про достатню пластичність матеріалу.



а *б* *в*

Рис. 7.24. Поверхня руйнування циліндра амортизатора літака АН-225 (*а*) та мікрофрактографічні особливості ділянок *1*, *2* (*б*) і *3* (*в*): ×400

Мікрофрактографічним аналізом поверхні деталі в зоні руйнування виявлено пошкоджені ділянки – розтрави у вигляді виразок і сітки. Ділянки розтравів, а також зерномежові тріщини зафіксовано на поперечному шліфі під нанесеним на поверхню деталі шаром хрому. Виявлено також ділянки проник-

нення хрому у розтрави та мікротріщини на поверхні деталі. Крім того, тут є темні плями, котрі спостерігали і на поверхні спряженого бронзового кільця. Рентгеноспектральним аналізом матеріалу поверхні циліндра в місцях цих плям зафіксовано P, Si, Cu, Al, які є складниками мастила і продуктів зношування спряжених деталей. Ці продукти виявлено в порожнині тріщини до глибини ~ 1 мм.

У результаті картина руйнування циліндра така. Тріщина утворилася на етапі хромування деталі внаслідок розтраву поверхні і наводнювання деталі. Під час термообробки (відпуску) порожнина тріщини окислилась, тому її зафіксовано під час термообробки (в межах темної ділянки *1*). На ділянці *2* тріщина у наводненому матеріалі розвивалась за дії циклічних і тривалих статичних навантажень до остаточного руйнування циліндра на ділянці *3*. Основною причиною крихкого міжзеренного руйнування був водень, що наситив матеріал під час хромування і не видалений наступною термообробкою. Отже, аналіз експлуатаційного руйнування вузлів шасі з високоміцної сталі 30ХГСН2МА показує, що її службові властивості суттєво погіршуються за дії фретингу, корозивного середовища, наводнювання і втрати поверхневими шарами металу вуглецю.

Таким чином, високоміцні конструкційні сталі, які використовують для виготовлення вузлів шасі, під дією зовнішніх факторів можуть передчасно руйнуватися за навантажень, що не перевищують проектних. Тому останнім часом у світі все частіше виготовляють вузли шасі з корозійно- та зносотривких матеріалів, здатних без руйнування забезпечити ресурс 40000–50000 посадок. Використання високоміцних титанових сплавів та нержавних сталей висуває особливі вимоги до рухомих шарнірних з'єднань та інших вузлів тертя. Через налипання на контртіло ці матеріали непридатні у середньо- та високонавантажених вузлах тертя без попереднього захисту поверхні [18]. З іншого боку, нанесення твердих крихких сплавів на поверхню високоміцних матеріалів доволі часто стає причиною зниження їх характеристик міцності. Тому вибір виду і технології нанесення зносотривких покриттів на деталі шасі з високоміцних матеріалів є важливим та відповідальним завданням, вирішення якого дозволить різко поліпшити експлуатаційні характеристики вузлів (див. розд. 5).

7.4. МІЦНІСТЬ І ВИТРИВАЛІСТЬ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Т110 ТА ЙОГО ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

Витривалість – один з найважливіших показників, що визначають застосовність високоміцних титанових сплавів в елементах конструкцій літаків. Ефективність використання сплаву ВТ22 у важконавантажених деталях і вузлах шасі обумовлена його надійністю під знакозмінними навантаженнями протягом заданого ресурсу [19]. Водночас він недостатньо технологічний,

зокрема, для зварювання. Щоб одержати заданий комплекс механічних властивостей, необхідно піддавати його складному і тривалому регламентованому відпалу у вакуумних печах [20]. Усе це утруднює виготовлення деталей і вузлів. Останнім часом Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України разом з АНТК ім. О. К. Антонова розробили технологічніший сплав умовної марки Т110 (патент України № 40087С2 від 16.06.2003 р.), що добре зварюється і має міцність не нижчу, ніж сплав ВТ22 [21, 22]. Сплав Т110 (мас. %: 5,0…6,0 Al; 3,5…4,8 Nb; 1,5…2,5 Fe; 0,8…2,0 V; 0,8…1,8 Mo; 0,3…0,8 Zr; 0,09 O_2; 0,02 N_2; 0,003 H_2) після певних технологічних операцій (виплавка електронно-променевим методом із проміжною ємністю – подвійний переплав; кування і вальцювання на плити завтовшки 50 мм, коли кування починали в β-області (1180...1050ºС) і закінчували в (α + β)-області при 850ºС; вальцювання в (α + β)-області на пластини товщиною 10 мм; відпал при 780ºС впродовж 2 год і охолодження на повітрі) демонструє високі показники пластичності й ударної в'язкості за показників міцності не менше 1100 МПа і за рівнем механічних властивостей не поступається сплаву ВТ22 (табл. 7.2).

Таблиця 7.2

Механічні властивості титанових сплавів Т110 і ВТ22

Матеріал	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	*KCV*, Дж/см^2
	МПа		%		
Т110, лист t = 10 мм	1107	1083	21	55	48
ВТ22, пруток ∅ 40 мм	1180	1100	14	38	33

Примітка: наведені середні значення характеристик за результатами випробувань семи зразків.

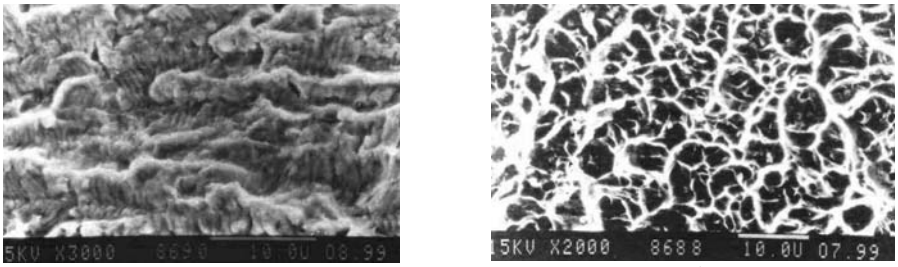
Результати втомних випробувань на спеціальних зразках-вушках (K_t = 2,8) виявили деяку перевагу сплаву Т110 (табл. 7.3) Фрактографічні дослідження зламів показали, що руйнування зразків цього сплаву має явно виражений втомний характер. На поверхні втомних тріщин спостерігаються мікроборозенки, що відповідають циклам програмного навантаження (рис. 7.25 *а*), а в зоні статичного доламу – в'язкий ямковий рельєф (рис. 7.25 *б*).

Таблиця 7. 3

Малоциклова витривалість зразків-вушок (K_t = 2,8) з титанових сплавів Т110 і ВТ22

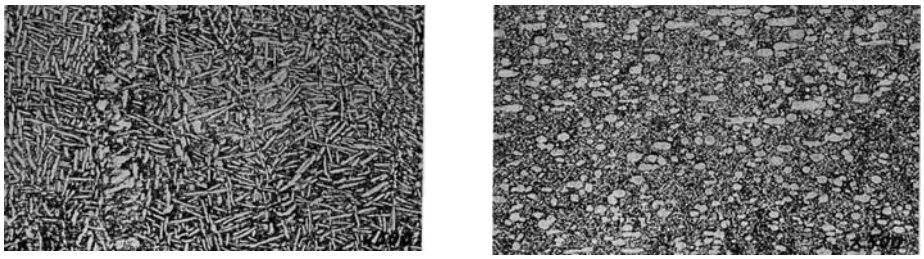
Сплав	Навантаження σ_{max} (R = 0), МПа	Середня довговічність, цикли
Т110	600	8235
	400	24540
ВТ22	700	2993
	500	12904
	400	19600

Примітка: за заданого рівня навантаження випробували 3–5 зразків.



а *б*

Рис. 7.25. Мікрофрактограми титанового сплаву Т110:
а – втомні борозенки; *б* – в'язкий ямковий мікрорельєф у зоні статичного доламу

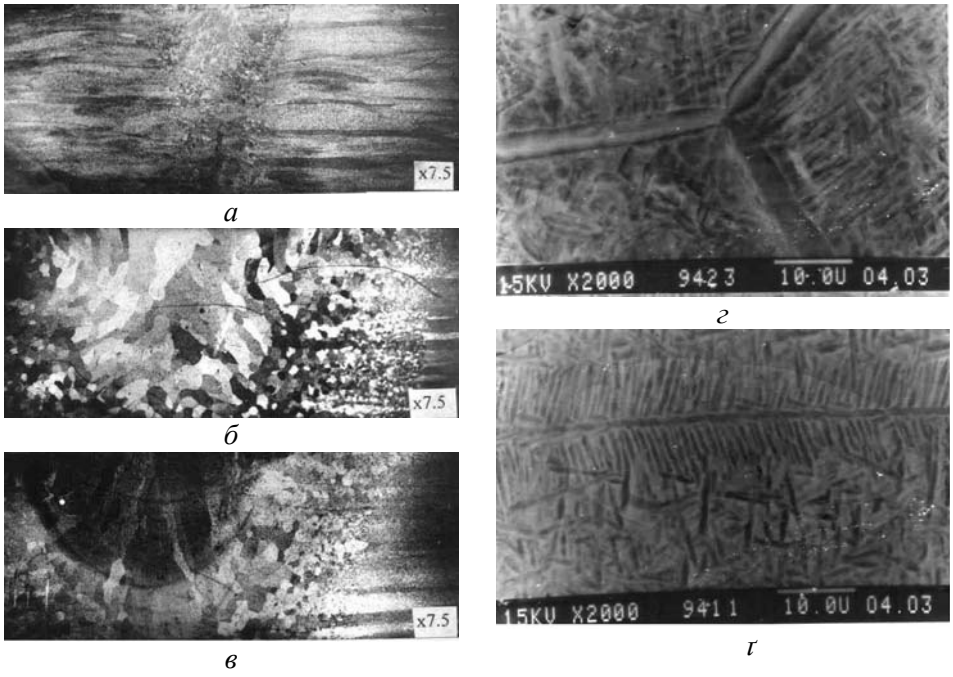


а *б*

Рис. 7.26. Мікроструктура основного металу зварних зразків титанового сплаву Т110, підданих різній термообробці після зварювання:
а – режим *А*; *б* – режим *Б*

Витривалість зварних з'єднань зі сплаву Т110 досліджена на гладких зразках-лопатках (300×70×10 мм). Зварювали електронно-променевим методом (ЕПЗ), аргонодуговим без зварювального дроту (АрДЕЗ-1) та дротом марки СП15 (АрДЕЗ-2), після чого з'єднання термічно обробляли за режимами *А* і *Б* (табл. 7.4). Після термообробки за режимом *А* мікроструктура ОМ двофазна (α + β) з характерними пластинчастими виділеннями α-фази (рис. 7.26 *а*); за режимом *Б* – виділення α-фази пластинчасті і глобулярні (рис. 7.26 *б*). Макро- (рис. 7.27 *а–в*) і мікроструктура (рис. 7.27 *г, ґ*) металу зварного шва залежить від виду зварювання. Після ЕПЗ зерна мають рівні межі товщиною 2...2,5 мкм, виділень зернограничних крихких фаз не спостерігали (рис. 7.27 *г*); після АрДЕЗ-1 і АрДЕЗ-2 вздовж меж зерен товщиною 0,5...1 мкм виявлено орієнтовані виділення α-фази, кількість яких більша після АрДЕЗ-2, ніж після АрДЕЗ-1 (рис. 7.27 *ґ*). Протяжність ЗТВ становила 7 мм після ЕПЗ і 20...22 мм після АрДЕЗ, причому тут розмір зерна у першому випадку в 5–10 разів менший, ніж у другому.

Втомні випробування показали (табл. 7.4), що у більшості випадків МШ і ЗТВ володіють вищим опором руйнуванню, ніж ОМ, а найвитриваліші зварні з'єднання, отримані методом ЕПЗ.



а *б* *в* *г* *ґ*

Рис. 7.27. Макро- (*а–в*) і мікроструктура (*г, ґ*) металу шва зварних зразків титанового сплаву Т110, виконаних різними видами зварювання: ЕПЗ (*а, г*); АрДЕЗ-1 (*б, ґ*); АрДЕЗ-2 (*в*)

Таблиця 7.4

Витривалість гладких зварних зразків із сплаву Т110

Варіант	Вид зварювання	Термообробка після зварювання	Навантаження $\sigma_{max}(R = 0)$, МПа	К-сть циклів	Місце руйнування
1	ЕПЗ	*А* (нагрів 870°С і витримка 3 год, охол. на повітрі; нагрів 380°С і витримка 8 год, нагрів 550°С і витримка 2 год, охол. на повітрі)	500	74070… 74220	ОМ
			300	525550	Без руйнув.
2	АрДЕЗ-1	*Б* (нагрів 750°С і витримка 1 год, охол. на повітрі)	500	45960… 67000	ОМ
			300	510840	Без руйнув.
3	АрДЕЗ-2	–//–	500	49080	МШ
				91290	ОМ
			300	466930	Без руйнув.
				503790	МШ

ЛІТЕРАТУРА до розділу 7

1. *Аболихина Е.В., Моляр А.Г.* Коррозия самолетных конструкций из алюминиевых сплавов // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – № 6. – С. 106–110.
2. *Куранов В.Н., Лебедева Л.А., Клочкова Н.Н*. Проблемы коррозии в современном авиастроении (Обзоры по материалам открытой иностранной печати за 1970–1984 г) // Отчет ЦАГИ. – 1987. – № 672.
3. *Айзенберг Б.Е.* Оценка и прогнозирование долговечности обшивок панелей планера воздушных судов, имеющих коррозионные повреждения: Автореф. дис. … канд. техн. наук. – Киев, 1992. – 18 с.
4. *Исследование* механизма расслаивающей коррозии алюминиевых сплавов // Отчет УДИ по теме 05-550-079. – 1983.
5. *Обнаружение,* устранение коррозии, восстановление и усиление противокоррозионной защиты элементов конструкции планера изделий АН-24, АН-24Т, АН-26, АН-30, АН-32 в эксплуатации и при капитальном ремонте // Производственная инструкция ОПИ 472-87 (второе издание). – 1987.
6. *Определение* скорости роста трещины у алюминиевого сплава В93пчТ1 в различных средах при длительном статическом нагружении // Технический отчет ВИАМ. – 1991. –32 с.
7. *Фридляндер И.Н*. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
8. *Единые* нормы летной годности гражданских транспортных самолетов. – 1985.
9. *Нестеренко Г.И*. Определение основных силовых элементов планера // Отчет ЦАГИ. – 1991. – № 4935.
10. *Дубинский В.С*. Порядок учета возможного снижения прочностных характеристик авиаконструкций из-за коррозии при установлении ресурса планера // Отчет ЦАГИ. – 1972. – №5004.
11. *Трофимов В.А., Моляр А.Г*. Особенности эксплуатационных разрушений деталей шасси самолета АН-124 “Руслан” // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – № 2. – С. 170–174.
12. *Трофимов В.А. Моляр А.Г*. Некоторые причины разрушений силовых деталей шасси из высокопрочных сталей на самолетах АН // Там же. – 2002. – № 3.– С. 107–109.
13. *Фрактография* и атлас фрактограмм: Справ. / Под ред. Дж. Феллоуза. – М.: Металлургия, 1982. – 82 с.
14. *Паспорт* на сталь №1503. – М.: ВИАМ, 1997.
15. *Уотерхауз Р.Б*. Фреттинг-коррозия. – Л.: Машиностроение, 1976. – 272 с.
16. *Голего Н.Л., Алябьев А.Я., Шевеля В.В*. Фреттинг-коррозия металлов. – К.: Техника, 1974. – 272 с.
17. *Трощенко В.Т., Сосновский Л.А*. Сопротивление усталости металлов и сплавов: Справ.: в 2-х ч. – К.: Наук. думка, 1987. – Ч. 2. – 726 с.
18. *Федірко В.М., Погрелюк І.М*. Азотування титану та його сплавів. – К.: Наук. думка, 1995. – 221 с.
19. *Глазунов С.Г., Моисеев В.Н.* Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1974. – 307 с.
20. *Полуфабрикаты* из титановых сплавов / Г.Д. Агарков, И.Н. Каганович, И.С. Полькин и др. – М.: Металлургия, 1979. – 511 с.
21. *Титановые* сплавы для авиационной промышленности Украины / С. Л. Антонюк, А.Г. Моляр, В.Н. Замков, А.Н. Калынюк // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2003. – № 1. – С. 10 – 14.
22. *Втомна* міцність експериментального титанового сплаву Т-110 / С.Л. Антонюк, В.М. Король, О.Г. Моляр та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – № 2. – С. 99 – 101.

РОЗДІЛ 8

РОЗРАХУНКИ МІЦНОСТІ І ДОВГОВІЧНОСТІ ТИПОВИХ ЕЛЕМЕНТІВ АВІАКОНСТРУКЦІЙ

Забезпечення міцності літака розглядають як комплексну задачу, яка охоплює аналізи: розрахункових умов міцності для визначення навантажень, що діють на конструкцію; статичної міцності конструкції; втомної довговічності і експлуатаційної живучості; безпечності за умов аеропружності тощо.

Вимоги до статичної міцності конструкції встановлюють за нормами міцності відповідно з призначенням літального апарата і умовами експлуатації. Статичну міцність конструкції забезпечують, визначаючи дію розрахункових навантажень. При цьому несучу здатність конструкції задають руйнівні або допустимі напруження, які знаходять, як правило, шляхом випробувань елементів конструкцій або зразків їх матеріалу.

Втомну довговічність конструкцій визначають за дії навантажень типового польоту, які включають функціональні навантаження для кожного етапу польоту, а також навантаження від турбулентності, маневрів тощо. Для встановлення втомної довговічності елемента конструкції використовують криві втоми конструкційних матеріалів.

8.1. РОЗРАХУНКИ СТАТИЧНОЇ МІЦНОСТІ АВІАКОНСТРУКЦІЙ

Розрахунок на міцність складається з таких етапів:

- визначення навантажень;
- розробка розрахункової схеми – заміна реальної конструкції моделлю з відповідною схемою навантажень;
- встановлення НДС;
- аналіз НДС за критеріями міцності і оцінювання несучої здатності конструкції.

Існують два способи оцінювання міцності конструкції. Перший полягає в порівнянні розрахункових значень зовнішніх навантажень з граничними, за яких відбувається руйнування або порушення функціонування конструкції. Відношення граничних навантажень до розрахункових визначає запас міцності [1]. Другий полягає у встановленні НДС елемента конструкції за розрахованого навантаження і його порівнянні з критеріями руйнування елементів. За ці критерії приймають допустимі навантаження і напруження. Відношення

допустимих напружень до діючих визначає запас міцності кожного елемента конструкції.

На етапі забезпечення статичної міцності літака виконують загальний розрахунок міцності конструкції, а також подетальний і локальний для елементів та їх з'єднань. Під час встановлення НДС елементи конструкції найчастіше моделюють тонкостінними стрижнями, пластинами, оболонками, фермами і скінченними елементами. Теорія тонкостінних стрижнів базується на гіпотезі плоского розподілу деформацій у перерізі тіла. Навантаження зводять до осі жорсткості у вигляді узагальнених згинних і крутних моментів, а також перерізальних сил, відносно яких рівняння згинових і крутильних переміщень стають розділюваними.

Для визначення НДС у скісних елементах (стрілоподібні крила), а також у зонах вирізів і локальних підсилень використовують спрощені теорії оболонок, в яких розглядають роботу обшивки на зсув і роботу поздовжніх силових елементів. За розрахунку крил малої довжини пружні характеристики крила подають як ефективну жорсткість еквівалентної пластини.

Якщо вибрано спосіб розрахунку на міцність за руйнівними навантаженнями, то руйнування відбувається з досягненням зовнішніми силами розрахункових значень, тобто при 100 % P_p. Руйнуванням конструкції вважають досягнення одного з таких граничних станів:

1) коли напруження в силовому елементі стають рівними границі міцності σ_B матеріалу;

2) за загальної втрати стійкості силових елементів конструкції;

3) за досягнення гранично допустимих загальних деформацій або виникнення локальних залишкових деформацій $\varepsilon \geq 0{,}002$.

Під час розрахунку на міцність за допустимими напруженнями переріз силових елементів конструкції вибирають так, щоб напруження в них під дією експлуатаційних навантажень не перевищували границі пропорційності або текучості $\sigma_{0,2}$, тобто не повністю використовують резерви міцності матеріалу. Тому в авіабудуванні частіше застосовують розрахунки на міцність за руйнівними напруженнями, коли можна повніше використати несучу здатність конструкцій.

Для врахування нелінійності в залежності $\sigma = f(\varepsilon)$ під час розрахунку на міцність авіаконструкцій вводять редукційні коефіцієнти φ, за якими $\sigma = \varphi\sigma_л$, де $\sigma_л$ – навантаження в елементі конструкції, визначуване в лінійній (пружній) поставі. Коефіцієнт $\varphi = E_2/E_1$, якщо конструкція складається з елементів, які мають різні модулі пружності E_1 і E_2. Для масивних поздовжніх елементів і тонкої обшивки вважають, що робота обшивки малоефективна і навантаження сприймає лише частина листа поблизу масивних елементів. Тоді розраховують, вводячи редукційні коефіцієнти, які враховують, що частина обшивки не сприймає навантаження. Таким чином, застосовуючи редукційні коефіцієнти, які для різних випадків навантаження і типів конструкцій подано у відповідних довідниках, розрахунки НДС за навантажень, близьких до руйнівних ($P_р$), зводять до задач у пружній поставі [2]. Методом редукційних

коефіцієнтів вдалося розробити методики визначення граничного стану тонкостінних авіаконструкцій за балковою схемою [1] на основі існуючих способів знаходження НДС. Для розрахунку конструкцій складної структури, роботу яких не можна описати в межах плоского закону деформацій і теорії тонкостінних стрижнів, широко застосовують метод скінченних елементів (МСЕ), який дозволяє розв'язувати складні задачі в пружній і пружно-пластичній постановах з урахуванням геометрично нелінійних ефектів. Основні етапи розрахунку МСЕ такі:

1) дискретизація конструкції на систему скінченних елементів з урахуванням її особливостей (рис. 8.1);

2) визначення вузлових переміщень, які описують поле переміщень моделі конструкції і кількість степенів свободи математичної моделі;

3) складання рівнянь рівноваги елементів і визначення матриць жорсткості елементів;

4) складання рівнянь рівноваги ансамблю елементів;

5) розв'язання системи рівнянь вузлових переміщень і визначення вузлових сил і напружень у заданих точках елементів;

6) аналіз результатів розрахунку і оцінювання правильності моделювання конструкції.

Точність МСЕ суттєво залежить від вибору типу скінченних елементів (стрижневих, балкових, мембранних тощо). Наприклад, для розрахунку короткого крила добрі результати дає застосування скінченного елемента у вигляді коробки, що складається з листів обшивки, підкріплених чотирма поздовжніми силовими елементами. Літак АН-148 – це перший літак АНТК "Антонов", який спроектували, застосовуючи 3d-моделювання CADDS5 (рис. 8.1 *б*) і систему управління даними про виріб Optegra. Під час розрахунку літака всю геометричну інформацію отримали з моделі мастер-геометрії.

На сьогодні інтенсивно розвивають комплексні технології віртуального моделювання та інженерного аналізу, які забезпечують розрахунки міцності, динаміки, кінематики, акустики, аеропружності, довговічності тощо шляхом створення детальних комп'ютерних моделей складних авіаконструкцій. Прикладом служить продукт корпорації MSC Software, зокрема система MSC Nastran, яка є однією з найкращих під час використання МСЕ і забезпечує розрахунок НДС, запасів міцності, стійкості, власних частот і форм коливань, аеропружності тощо.

Розрахунок на міцність довгих крил. Довгі крила можна схематизувати прямолінійними балками змінного перерізу, навантаженими розподіленими аеродинамічними інерційними силами і силами тяжіння [2]. Таке припущення базується на тому, що положення центрів жорсткості перерізів крила близьке до деякої прямої, т. зв. осі жорсткості. Переріз силових елементів вибирають за умови міцності за дії розрахункових (руйнівних) навантажень $P_{\text{р}} = f P_{\text{е}}$, де $P_{\text{е}}$ – експлуатаційне навантаження для заданих норм міцності; $f = 1{,}5$ – коефіцієнт безпечності. Напруження в найнавантаженіших елементах конструкції не повинні перевищувати руйнівні для даного матеріалу. Зазвичай $[\sigma] \approx 0{,}95\sigma_B$, де σ_B

– границя міцності матеріалу. Умову $[\tau] = \tau_b$ вибирають для дотичних напружень, де, як правило, $\tau_b = 0{,}6\ldots0{,}65\sigma_B$.

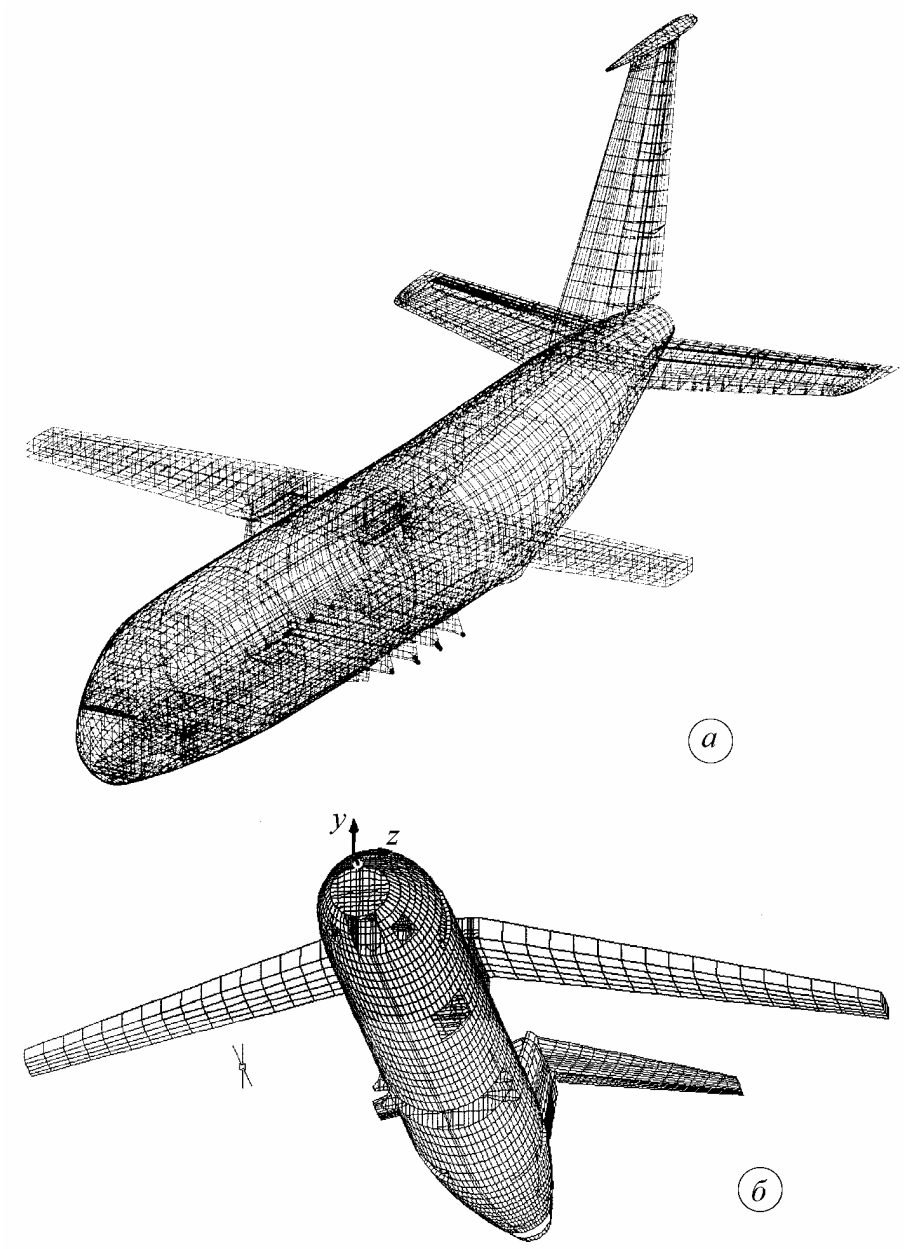


Рис. 8.1. СЕ-модель для розрахунку фюзеляжу і оперення літаків АН-70 (*а*) та АН-148 (*б*)

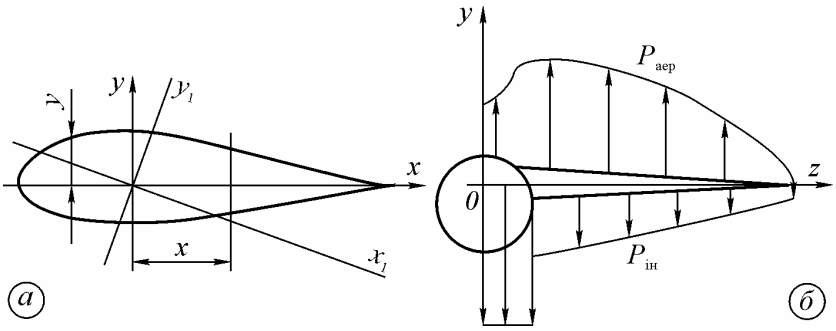


Рис. 8.2. Розташування головних центральних осей у перерізі крила (*а*) та розподілені сили, що діють на нього (*б*)

На конструкцію крила діють аеродинамічні, інерційні та вагові сили (рис. 8.2). Розподілене аеродинамічне навантаження діє перпендикулярно до хорди крила і визначається за результатами продувань моделей літаків в аеродинамічній трубі або розрахунком:

$$P_{\text{аер}}\left(\bar{z}\right)=\frac{n_{\text{кр}}G}{l}\Gamma\left(\bar{z}\right), \tag{8.1}$$

$$Q_y\left(\bar{z}\right)=\frac{n_{\text{кр}}G}{2}\tilde{Q}\left(\bar{z}\right), \tag{8.2}$$

$$M_x\left(\bar{z}\right)=\frac{n_{\text{кр}}Gl}{4}\tilde{M}\left(\bar{z}\right), \tag{8.3}$$

де $\Gamma\left(\bar{z}\right)$ – циркуляція; $n_{\text{кр}}$ – коефіцієнт перевантаження; G – сила ваги; l – розмах крила; Q_y – перерізальна сила; M_x – згинний момент; $\tilde{Q}$ і $\tilde{M}$ – аеродинамічні навантаження у відносних координатах перерізу крила $\bar{z}=2z/l$. Інерційні навантаження та погонну силу ваги визначають за формулами

$$P_{\text{ін}}\left(\bar{z}\right)=m\left(\bar{z}\right)gn_e f\ , \tag{8.4}$$

$$m\left(\bar{z}\right)g=\frac{G_{\text{кр}}}{\text{S}}b\left(\bar{z}\right), \tag{8.5}$$

де $G_{\text{кр}}$ – сила ваги конструкції крила; f – коефіцієнт безпечності; $n_{\text{е}}$ – коефіцієнт експлуатаційного перевантаження; S і $b\left(\bar{z}\right)$ – геометричні параметри крила. Так визначають погонне навантаження

$$\bar{P}_y\left(\bar{z}\right)=\bar{P}_{\text{аер}}\left(\bar{z}\right)-\bar{P}_{\text{ін}}\left(\bar{z}\right), \tag{8.6}$$

через яке встановлюють перерізальну силу і згинний момент:

$$Q_y\left(\bar{z}\right)=\int\limits_{l/2}^{z}\bar{P}_y\left(\bar{z}\right)d\bar{z}\ , \tag{8.7}$$

$$M_x(\bar{z}) = \int_{l/2}^{z} Q_y(\bar{z})d\bar{z} = \int_{l/2}^{z}\int_{l/2}^{z} \bar{P}_y(\bar{z})\,d\bar{z}d\bar{z}\,. \tag{8.8}$$

Сила опору діє в площині хорд крила і пропорційна підіймальній силі:

$$\bar{P}_x(\bar{z}) = \frac{C_{x\ \text{кр}}}{C_{y\ \text{кр}}}\bar{P}_{\text{аер}}(\bar{z}), \tag{8.9}$$

де C_x і C_y – коефіцієнти аеродинамічних сил.

Для визначення крутного моменту у кожному перерізі потрібно знати положення точки прикладання рівнодійного аеродинамічного навантаження (центра тиску X_g), точки дії рівнодійного інерційного навантаження (центра мас $X_{\text{цм}}$) і центра жорсткості X_E. Тоді погонний крутний момент відносно центра жорсткості визначають як

$$\bar{M}_z(\bar{z}) = \bar{P}_{\text{аер}}(\bar{z})\left(X_E - X_g\right) - \bar{P}_{\text{ін}}(\bar{z})\left(X_E - X_{\text{цм}}\right), \tag{8.10}$$

а крутний момент

$$M_z(\bar{z}) = \int_{l/2}^{z} \bar{M}(\bar{z})\,d\bar{z}\,. \tag{8.11}$$

За спрощеного підходу до розрахунку крила на міцність можна вважати, що згинний момент сприймається в основному поздовжніми силовими елементами: лонжеронами, стрингерами і обшивкою; перерізальна сила у кожному перерізі – стінками лонжеронів; крутний момент – обшивкою крила. За такого розподілу роботи силових елементів конструкції крила нормальні напруження в перерізах поздовжнього набору крила будуть:

$$\sigma = \frac{M_x}{I_x}y + \frac{M_y}{I_y}x \le [\sigma], \tag{8.12}$$

де I_x, I_y – моменти інерції перерізу відносно центральних осей $0x$, $0y$; x, y – відстань від центральної осі до відповідного силового елемента.

8.2. РОЗРАХУНКИ ВТОМНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ ЕЛЕМЕНТІВ АВІАКОНСТРУКЦІЙ

8.2.1. Типовий цикл навантаження

Розрахунку втомної довговічності елементів авіаконструкцій передує розрахунок спектра навантажень типового польоту в експлуатації, який включає навантаження функціонування, за виконання маневрів, атмосферної турбулентності, нерівностей аеродрому, коливання конструкції. Навантаження функціонування повторюються у кожному польоті і визначаються призначенням літака, його характеристиками (завантаженістю, дальністю і висотою

польоту). Інші навантаження випадкові. Для їх аналізу і подання використовують імовірнісно-статистичні методи. Частота цих навантажень 0,3…5 Гц.

Окремий клас – вібраційні та акустичні навантаження. Їх частота змінюється в межах від десятків до сотень герц. Вони діють, як правило, локально на окремі зони літака і місця конструкції. Для аналізу втоми дуже важлива схема типового навантаження, зокрема цикл земля–повітря–земля (ЗПЗ), який охоплює повну зміну навантаження протягом польоту від мінімального значення під час руху літака землею до максимального в повітрі (рис. 8.3). Ці цикли обумовлюють 30…70 % пошкоджуваності літака.

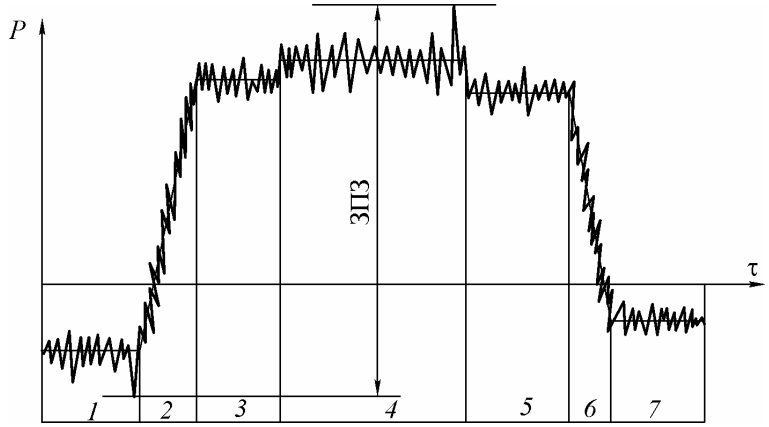


Рис. 8.3. Схема навантаження нижньої панелі крила:
1 – розбіг; *2* – зліт; *3* – набір висоти; *4* – крейсерський політ; *5* – зниження; *6* – посадка; *7* – пробіг

Статистичні характеристики зовнішніх навантажень визначають на основі аналізу даних, зафіксованих бортовими самописами під час польоту літака. Зміну цих навантажень описують за допомогою дискретних параметрів або теорії випадкових функцій. Найчастіше застосовують дискретний метод, т. зв. метод повних циклів. Він полягає у послідовному виключенні із записів самописів проміжкових циклів, амплітуди яких менші, ніж основних циклів [3]. В результаті такого перерахунку встановлюють двопараметричну таблицю амплітуд σ_a і середніх значень σ_m симетричних циклів та сумарну кількість цих циклів на годину польоту (або на один політ), які вкладаються у заданий інтервал амплітуд. Дані цієї таблиці на підставі гіпотези Одінґа перераховують у еквівалентні симетричні цикли, які подають за допомогою однопараметричної таблиці σ_{ai}-амплітуд еквівалентного симетричного циклу навантаження і сумарної кількості циклів n_i з амплітудою, що відповідає інтервалу еквівалентних напружень ($\sigma_{ai} - \Delta\sigma_a/2$; $\sigma_{ai} + \Delta\sigma_a/2$). За цими даними, використовуючи криву втоми і гіпотезу лінійного сумування, визначають пошкоджуваність конструкції:

$$A = \sum n_i / N_i \,, \tag{8.13}$$

де n_i – кількість циклів діючого навантаження з амплітудою σ_a і середнім напруженням σ_m; N_i – кількість циклів цього навантаження, необхідна для втомного руйнування конструкції.

8.2.2. Крива втоми. Еквівалентні цикли

Для розрахунку втомної довговічності авіаконструкцій застосовують криві втоми, отримані за результатами випробувань стандартних зразків (смуга з центральним отвором, вушко тощо), зразків з'єднань, натурних агрегатів, де найважливішим є діапазон $10^4 < N < 3\cdot10^5$ циклів, тобто середня ділянка кривої втоми. На цій ділянці криву добре апроксимує рівняння $\sigma_a^m N = C$, де m і C – параметри кривої, залежні від матеріалу і конструктивно-технологічних особливостей натурної конструкції, зокрема m = 4 – для сплавів типу Д16, В95, 1163, 1975; m = 3 – для сталей. Рівняння кривої втоми пов'язує довговічності за різних амплітуд навантаження:

$$N_1 = \left(\frac{\sigma_{a2}}{\sigma_{a1}}\right)^m N_2 . \tag{8.14}$$

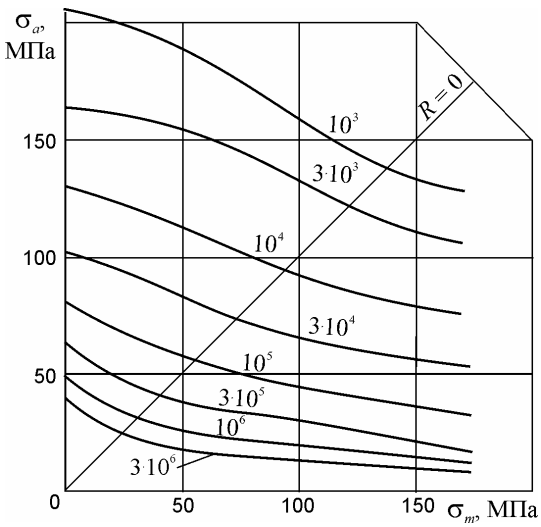


Рис. 8.4. Діаграма витривалості Пейна

Втомну довговічність конструкцій можна визначати також за повною діаграмою витривалості, зокрема встановленою Пейном за результатами 230 випробувань крил літаків з алюмінієвого сплаву типу Д16Т (рис. 8.4).

Асиметричний цикл навантаження можна перевести в еквівалентний симетричний або віднульовий за допомогою діаграми граничних амплітуд (рис. 8.5) за умови рівності довговічності N. Таку процедуру здійснюють також на підставі гіпотези Одінґа, яка ґрунтується на факті паралельності середніх ділянок кривих втоми в координатах $\lg\sigma - \lg N$ для різних асиметрій R циклу навантаження:

$$\sigma_a^0 = \frac{\sigma_{ai}}{(1 - R_i)\xi} . \tag{8.15}$$

Для алюмінієвих сплавів ξ = 0,5, тоді формула Одінґа має вигляд

$$\sigma_{\max}^{0} = \begin{cases} \sqrt{2\sigma_{ai}\sigma_{\max i}}, & \text{коли } R > -1 \\ \dfrac{1}{\sqrt{2}}\left(\sigma_{ai} + 0,2\sigma_{mi}\right), & \text{коли } R < -1 \end{cases}. \tag{8.16}$$

Під час розрахунку віднульового циклу для стальних деталей застосовують формулу Сміта

$$\sigma_{\max}^{0} = \frac{\sigma_{ai}\sigma_{p}}{\sigma_{p} + \sigma_{ai} - \sigma_{mi}}, \tag{8.17}$$

де $\sigma_{mi} = \frac{1}{2}\left(\sigma_{\max i} + \sigma_{\min i}\right)$ – середнє напруження циклу; $\sigma_p = 0,833\sigma_B$ визначено за результатами випробувань зразків з отвором.

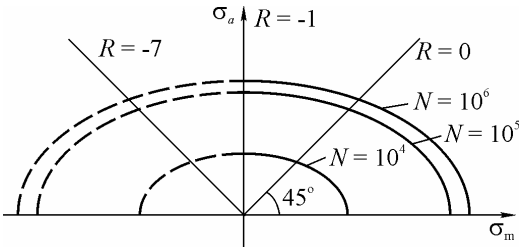


Рис. 8.5. Схема діаграми граничних амплітуд Хея–Зодерберґа

Довговічність у місцях підсилення вирізів, кінців накладок і фітингів розраховують за кривими втоми натурних зразків конструкції, наприклад, панелей крила. Для зон поперечних стиків монолітних і збірно-монолітних панелей напруження "брутто" визначають у перерізі монолітного підсилення панелі під стик у першому ряду стикувальних болтів (нумерують ряди від перерізу, який сприймає повне зусилля стику).

У крилі завжди є отвори для кріплення поздовжніх стиків і нервюр. Малонавантаженим прийнято вважати отвір, коли напруження зминання $\sigma_{зм} \le 0,2\sigma_{брутто}$. Тому під час аналізу довговічності крила базуються на кривих втоми для зразків з отворами, розраховуючи довговічність типового (регулярного) перерізу панелі крила.

Таку методику оцінювання довговічності зазвичай використовують на ранній стадії проектування (авіа- та ескізний проекти) під час вибору рівнів допустимих напружень і вагового аналізу майбутньої конструкції, виходячи із заданого ресурсу, параметрів завантаженості і коефіцієнтів надійності.

Для оцінювання довговічності елементів конструкції з отворами необхідна множина кривих втоми ($\sigma_{брутто} - N$) за віднульового циклу навантаження, отриманих на зразках за різних ефективних коефіцієнтів концентрації напружень $K_{еф}$, які залежать від діаметра і розташування отворів та рівня прикладених напружень (рис. 8.6). Якщо задані параметри типового польоту, зокрема віднульові еквівалентні напруження одного циклу $\sigma_{екв}$ і кількість еквіва-

лентних циклів у польоті n_e , за відповідною кривою втоми при заданому коефіцієнті $K_{еф}$ і $\sigma_{брутто} = \sigma_{екв}$ визначають довговічність N і ресурс (кількість польотів) $T = N/n_e$.

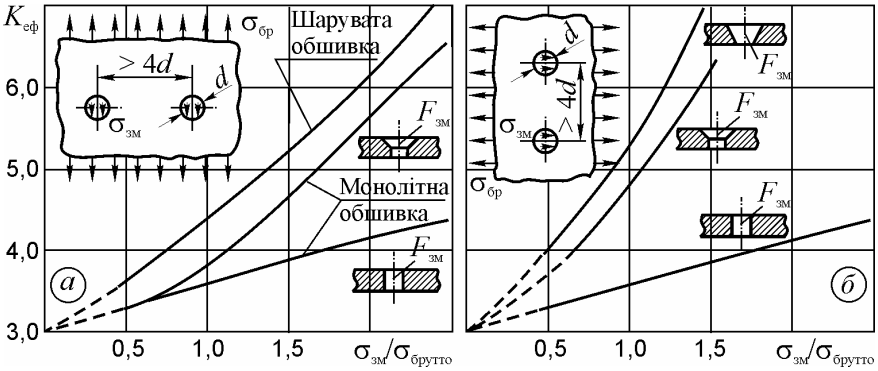


Рис. 8.6. Діаграми для встановлення ефективного коефіцієнта концентрації напружень у болтових (*а*) і заклепкових (*б*) з'єднаннях

8.2.3. Сумування втомних пошкод

Як описано вище, складну систему зовнішніх навантажень зводять до еквівалентної системи симетричних або віднульових циклів, а втомну довговічність характеризують втомною пошкоджуваністю на підставі гіпотези лінійного сумування, за якою втомні пошкоди накопичуються в конструкції послідовно до прикладених циклів змінного навантаження згідно зі залежністю (8.13). Однак ця гіпотеза не враховує деякі фактори, що впливають на пошкоджуваність конструкції, і перш за все – послідовність прикладення навантаження різної амплітуди. Наприклад, за пластичних деформацій у зоні концентраторів напружень після високоамплітудного навантаження наступні низькоамплітудні навантаження зумовлюють менші пошкоди, ніж коли вони передують високоамплітудним. Вона не враховує також впливу циклів з амплітудами навантаження, нижчими за границю втоми, оскільки при $N \to \infty$ маємо $n/N = 0$. Насправді, вклад таких циклів залежить від спектра навантажень. Недосконаліть гіпотези лінійного сумування пошкод особливо сильно проявляється за циклів стиску. Тому на підставі численних експериментальних випробувань деталей і натурних конструкцій встановлено, що значення A у формулі (8.13) залежить від особливостей навантаження елемента конструкції: $A = 0{,}7$ – для нижніх панелей крила транспортного літака; $A = 0{,}35$ – для верхніх. Крім цього, встановлюють коефіцієнти C_i для врахування швидкості накопичення пошкод:

$$A = \sum C_i \left(n_i / N_i \right). \tag{8.18}$$

Для цього випробовують зразки натурних конструкцій, які містять регулярні концентратори – заклепкові шви, болтові з'єднання тощо, а також особливі

зони конструкції – фланцеві і зрізні стики, вирізи і локальні підкріплення конструкції.

Вид програми навантаження суттєво впливає на результати таких випробувань. До 90-х років минулого століття вітчизняні і зарубіжні авіаційні натурні конструкції випробовували на втому, як правило, за блочними програмами. Це, зокрема, спрощені спектри навантаження в складі декількох блоків навантаження сталої амплітуди на кожному етапі польоту (рис. 8.7). Ці експериментальні дані порівнювали з розрахунковими оцінками втомної довговічності, коли використовують номінальні напруження і рівняння кривих втоми за регулярного віднульового навантаження:

$$N \cdot \sigma_{\text{екв}}^{m} = 10^{c}, \tag{8.19}$$

де $\sigma_{\text{екв}} = \sqrt[m_0]{\sum\left(n_i \sigma_{0i}^{m_0}\right)}$ – еквівалентне напруження програми навантаження; N – втомна довговічність елемента конструкції в польотах; n_i – кількість циклів навантаження з амплітудою σ_{0i}.

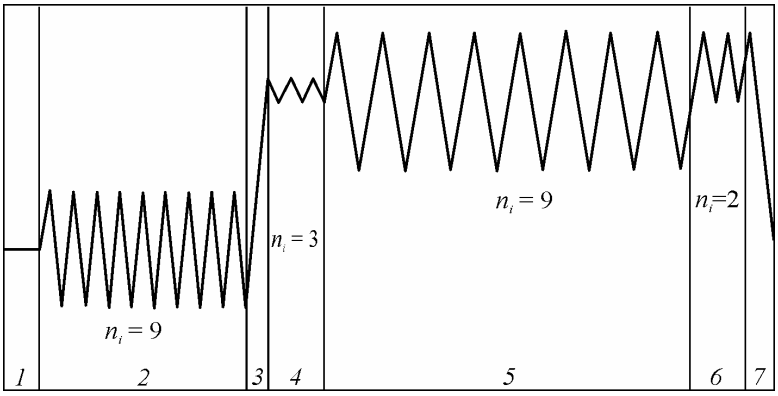


Рис. 8.7. Схема типового спектра блочної програми навантаження (крило АН-124):
1 – прогон двигунів; *2* – виїзд до місця зльоту; *3* – зліт; *4* – набір висоти; *5* – крейсерський політ; *6* – зниження і захід на посадку; *7* – посадка; n_i – кількість циклів динаміки в кожному лабораторному польоті

На сьогодні, завдяки вдосконаленню випробувального обладнання шляхом автоматизації систем управління та їх програмного забезпечення, широко застосовують програми квазівипадкового навантаження, які достатньо точно відображають експлуатаційні умови навантаження авіаконструкцій (рис. 8.8) і суттєво підвищують точність розрахунку накопичення пошкод. Запропоновано [4, 5] рівняння для визначення довговічності елементів крила транспортного літака за квазівипадкового навантаження:

$$N_{\text{пол}} \cdot \sigma_m^m \cdot \bar{\sigma}_{\text{екв}}^{n} = 10^{a + b\bar{\sigma}_{a\max} + c(1-R)}, \tag{8.20}$$

де $N_{\text{пол}}$ – втомна довговічність елемента конструкції в польотах; σ_m – середнє напруження квазівипадкового спектра або номінальне за перевантаження, що

дорівнює одному пришвидшенню (g); $\bar{\sigma}_{a\max} = \sigma_{a\max} / \sigma_m$ – відносна максимальна амплітуда спектра; $\bar{\sigma}_{\text{екв}} = \sigma_{\text{екв}} / \sigma_m$ – відносне еквівалентне напруження квазівипадкового спектра навантаження для середньостатистичного (за пошкодженістю) польоту (значення $\sigma_{\text{екв}}$ розраховують за рівнянням (8.19) при $m_0 = 4$ для всіх типів спектра); $R = \sigma_{\min}^{\text{ЗПЗ}} / \sigma_m$ – відносне мінімальне значення напруження спектра; *a, b, c, m, n* – сталі, залежні від конструктивно-технологічних особливостей елемента конструкцій і типу квазівипадкового спектра (табл. 8.1). За рівнянням (8.20) можна встановити втомну довговічність і за квазівипадкового, і за блочного навантажень. У результаті суму накопичених втомних пошкод у різних елементах конструкції крила транспортного літака за квазівипадкового навантаження оцінюють за формулою

$$\bar{A} = \sigma_{\text{екв}}^{m_0} \cdot \sigma_m^{-m} \cdot \sigma_{\text{екв}}^{-n} \cdot 10^{(a-c_0)+b\bar{\sigma}_{a\max}+c(1-R)}, \qquad (8.21)$$

де m_0, c_0 – сталі, залежні від типу елемента і навантаження (табл. 8.2). Результати розрахунків значень $\bar{A}$ за формулою (8.21) для деяких типів програм навантаження подано в табл. 8.3.

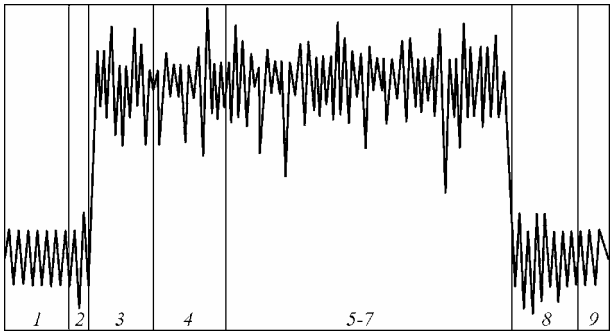


Рис. 8.8. Схема блока навантажень типового польоту за квазівипадкового навантаження (крило АН-70): *1* – виїзд до місця зльоту; *2* – розбіг; *3* – зліт, розгін; *4* – набір висоти; *5* – крейсерський політ; *6* – зниження; *7* – політ по колу і захід на посадку; *8* – посадка, пробіг; *9* – виїзд на стоянку

Таблиця 8.1

Значення сталих *a, b, c, m, n* рівнянь (8.20) і (8.21)

Тип зразка (елемента)	Тип спектра	Діапазон значень σ_m, МПа	*a*	*b*	*c*	*m*	*n*
Зразок з вільним отвором (K_t = 2,6; Д16чТ)	“ТВІСТ” ”Міні ТВІСТ”	96…144	19,2805	0,12	–0,89	5,95	3,19
Болтове двозрізне з’єднання (лист Д16АТ)	“ТВІСТ” ”Міні ТВІСТ”	75…100	15,1073	0,75	0,16	3,25	13,8

Таблиця 8.2

Значення сталих c_0 і m_0 рівняння (8.21)

Тип зразка (елемента)	Тип навантаження	c_0	m_0
Зразок з вільним отвором (K_t = 2,6; Д16чТ)	Віднульове	15,4053	4,56
Болтове двозрізне з’єднання (лист Д16АТ)	Віднульове	13,7044	4,00

Таблиця 8.3

Основні параметри програми випроб на втому і результати розрахункових оцінок очікуваних сум накопичення пошкод $\overline{A}$ за втомних випробувань зразків з вільним отвором зі сплавів Д16чТ та зразків болтового двозрізного з'єднання листів зі сплаву Д16АТ

№ за/п	Тип програми	σ_m, МПа	$\overline{\sigma}_{екв}$	$\overline{\sigma}_{max}$	R	$\overline{A}_1$	$\overline{A}_2$
1	"Блочна-Ил-86"	75	2,2676	0,420	–1,877	0,97	0,42
2	"Блочна-Ил-96"	75	1,9963	0,250	–1,571	1,42	2,01
3	"Блочна-ТУ-204"	75	1,9668	0,300	–1,800	0,90	1,64
4	"Блочна-Як-242"	75	1,8529	0,420	–1,390	2,84	5,24
5	"ИСКРА-100"	75	2,0202	0,910	–0,875	0,89	6,25
6	"ПУСК-96-300"	75	2,0688	0,725	–1,791	1,11	3,49
7	"204-1"	75	1,8194	1,100	–1,375	2,29	20,15
8	"ИСКРА-242"	75	1,8809	1,030	–1,606	1,70	14,03

Примітка: $\overline{A}_1$ – для блочної програми; $\overline{A}_2$ – для квазівипадкової.

8.3. КОЕФІЦІЄНТИ ІНТЕНСИВНОСТІ НАПРУЖЕНЬ ДЛЯ ТРІЩИН В ОКОЛІ КОНЦЕНТРАТОРІВ НАПРУЖЕНЬ

Вищенаведені розрахунки справедливі для бездефектних елементів конструкцій. Проте внаслідок неточностей у встановленні розрахункових напружень, особливо в зоні конструктивних концентраторів напружень, в авіаконструкціях виникають експлуатаційні втомні тріщини. Для визначення граничного стану таких елементів конструкцій використовують підходи механіки руйнування, а їх ресурс встановлюють за принципом допустимої пошкоджуваності, базуючись на характеристиках в'язкості руйнування, залишкової міцності, швидкостей росту тріщини тощо (див. розд. 1). Незважаючи на значні успіхи механіки руйнування, застосування її підходів для опису росту втомних тріщини і визначення залишкової міцності наштовхується на певні труднощі і проблеми. Однією з найактуальніших серед них є проблема малих тріщин, які появляються перш за все в околі отворів (кріпильних, оглядових тощо). Застосовуючи механіку руйнування до таких тріщин, необхідно знати НДС біля їх фронту, який визначається відповідними КІН.

Розв'язати двовимірні задачі про НДС в околі наскрізних (вздовж усього перерізу тіла) тріщин, які виходять з отворів практично довільної конфігурації, на сьогодні не важко завдяки достатньо ефективним чисельним методам [6]. Однак у дійсності тріщини біля отворів часто кутові (тобто чвертьеліпсоподібні в перерізі), розташовані на перехресті поверхні вирізу і бокової поверхні пластини (деталі), а також всередині вирізів у вигляді півеліпсів, де велика пів-

вісь тріщини зазвичай паралельна осі вирізу [7]. Такі тріщини поширюються від одного, двох або декількох осередків з одного або обох боків отвору. Вони поступово розширюються по товщині пластини і пронизують її, далі фронт тріщини випрямляється, наближаючись до прямої, перпендикулярної боковим поверхням, тобто тріщина стає типово наскрізною. Задачі для визначення КІН поверхневих і кутових тріщин тривимірні і їх розв'язки значно складніші, ніж двовимірних. Важливою особливістю тут є також те, що такі задачі потрібно розв'язувати в пружно-пластичній поставі, оскільки тріщини розвиваються, як правило, в пластичних зонах конструктивних концентраторів напружень. Тому формули для КІН наближені і містять поправкові функції, побудовані на підставі певних аналогій і припущень. В останні роки з'являються дані про КІН, отримані для конкретних випадків чисельними методами, що є різними модифікаціями МСЕ. Нижче подано дані про КІН для деяких тріщин біля отворів у пластинах з оцінкою меж їх застосовності.

8.3.1. Наскрізні тріщини сталої глибини, що виходять з отвору

Вперше задачу про розтяг безмежної пластини, послабленої круговим отвором, з однією чи двома колінеарними радіальними тріщинами (див. схему на рис. 8.9), розв'язав Бові [8]. Цей розв'язок має вид

$$K_{\mathrm{I}} = \sigma\sqrt{\pi a}\, f(a/D), \tag{8.22}$$

де σ – номінальні напруження; a – довжина тріщини, яку вимірюють від краю отвору діаметром D. Значення функції $f(a/D)$, що враховує отвір, для однієї f_1 та двох f_2 симетричних радіальних тріщин наведені в табл. 8.4 і на рис. 8.9. Якщо тріщина не є занадто мала відносно отвору, то його можна розглядати як частину тріщини, за довжину якої приймають півсуму $L = (D + a)/2$ та $L = (D + 2a)/2$, відповідно для однієї та двох тріщин. Таким чином, функцію f у формулі (8.22) можна виразити наближено:

$$f_1 = \sqrt{\frac{(D/a+1)}{2}} \;\text{ і }\; f_2 = \sqrt{(D/2a+1)}\,. \tag{8.23}$$

Порівняння розрахунків за формулами (8.22) і (8.23) показує (рис. 8.9 і табл. 8.4), що різниця між ними невелика.

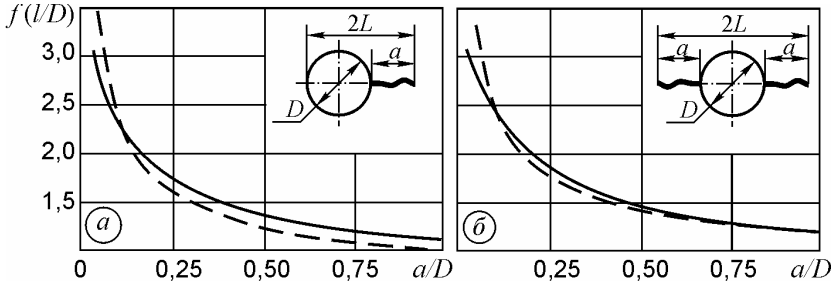


Рис. 8.9. Порівняння поправкової функції $f(a/D)$, розрахованої Бові (суцільна лінія) та за наближеною формулою (8.23) (штрихова) для однієї (*а*) та двох (*б*) тріщин

Таблиця 8.4

Поправка до КІН для однієї (f_1) та двох (f_2) тріщин, що виходять з кругового отвору [8]

a/D	$f(a/D)$			
	одновісний розтяг		двовісний розтяг	
	f_1	f_2	f_1	f_2
0,00	3,39	3,39	2,26	2,26
0,05	2,73	2,73	1,98	1,98
0,10	2,30	2,41	1,82	1,83
0,15	2,04	2,15	1,67	1,70
0,20	1,86	1,96	1,58	1,61
0,25	1,73	1,83	1,49	1,57
0,30	1,64	1,71	1,42	1,52
0,40	1,47	1,58	1,32	1,43
0,50	1,37	1,45	1,22	1,38
0,75	1,18	1,29	1,06	1,26
1,00	1,06	1,21	1,01	1,20
1,50	0,94	1,14	0,93	1,13
2,50	0,81	1,07	0,81	1,06
5,00	0,75	1,03	0,75	1,03
∞	0,707	1,00	0,707	1,00

Оскільки листові елементи авіаційних конструкцій, як правило, містять ряди технологічних отворів, то важливими тут є результати праці [9], де розглянуто безмежний ряд рівновіддалених отворів, з котрих виходять радіальні тріщини. Ріст тріщин з кількох отворів малоймовірний, тому розглядають їх розвиток від одного отвору. Можливі два варіанти навантаження: одновісний розтяг пластини перпендикулярно (рис. 8.10 *а*) та паралельно (рис. 8.10 *б*) лінії, на якій розташовані центри отворів.

Для експериментальних досліджень розвитку тріщин від кругових отворів та U-подібних вирізів, як правило, використовують прямокутні пластини і диски кінцевих розмірів. КІН для тріщин, що виходять з вирізу у таких зразках за умов розтягу, визначені в працях [10–14]. Зокрема, для встановлення КІН у вершині коротких симетричних тріщин завдовжки a_s (рис. 8.11), що виходять з центрального отвору радіуса R в прямокутній пластині шириною W і товщиною t під дією розтягувальної сили F, запропоновано апроксимаційну формулу

$$K_{\mathrm{I}s} = \frac{F\sqrt{\lambda_s}}{t\sqrt{W}}\left(b_0 + b_1\lambda_s + b_2\lambda_s^2 + b_3\lambda_s^3\right), \tag{8.24}$$

де $\lambda_s = a_s/W$; b_0, b_1, b_2, b_3 – певні коефіцієнти [12]. Відносна похибка формули (8.24) в інтервалі $0 < a_s \le R$ для деяких співвідношень R/W не перевищує 2 % [13, 14].

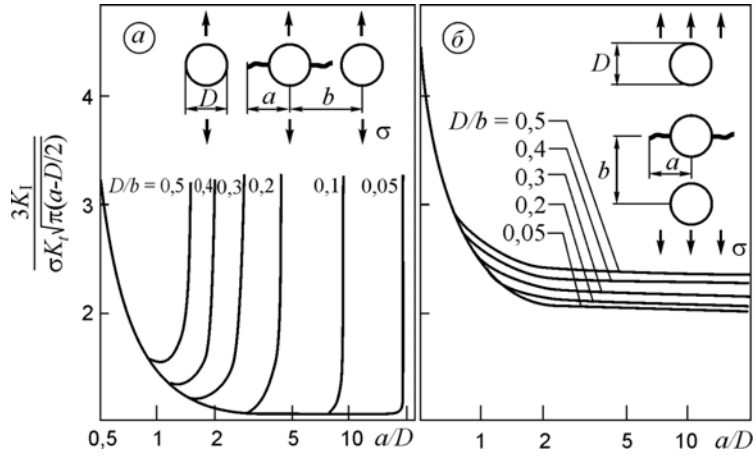


Рис. 8.10. КІН для тріщин, що виходять з одного кругового отвору в ряду отворів: *а* – одновісний розтяг перпендикулярно тріщині і лінії отворів; *б* – одновісний розтяг перпендикулярно тріщині і паралельно лінії отворів. K_t – коефіцієнт концентрації напружень

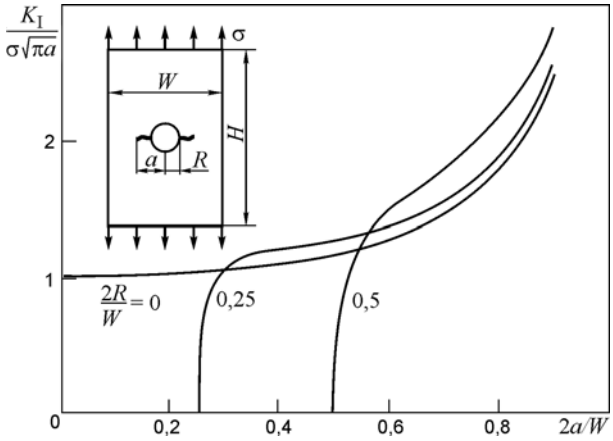


Рис. 8.11. КІН для симетричних тріщин, що виходять з кругового отвору в прямокутній пластині за одновісного розтягу [10]

Для встановлення умов зародження і розвитку тріщини біля концентраторів напружень часто використовують дисковий зразок з U-подібним крайовим вирізом радіуса R [13–14]. Методом сингулярних інтегральних рівнянь визначені напруження у вершині вирізу, а також КІН у вершині короткої тріщини K_{Is}, що виходить з нього:

$$K_{Is} = \frac{K_I(\lambda)\sqrt{2\lambda_s}\left(1+0,01\lambda_s+0,2\lambda_s\alpha\right)}{0,6+1,06\lambda_s-0,19\lambda_s^2-0,52\alpha}, \qquad (8.25)$$

де $K_I(\lambda)$ – КІН у вершині крайової тріщини еквівалентної довжини $\lambda = (h + a_s)/W$ [15]; a_s – довжина короткої тріщини, h – довжина вирізу; $\lambda_s = a_s/R$; $\alpha = R/W$. Відносна похибка цієї формули при $0,2 \le h/W \le 0,3$; $0,03 \le R/W \le 0,1$; $0 \le a_s/R \le 1,5$ не перевищує 1,5 % [13, 14].

Під час випробувань зразків з центральним отвором тріщина, як правило, зароджується неодночасно з обох його боків. Тому важлива задача про визначення КІН біля вершин двох тріщин різної довжини, що виходять з отвору. Для цього в праці [16] запропонована наближена методика встановлення КІН за довільної асиметрії тріщин. Для прямокутної пластини (рис. 8.12) цю задачу розв'язано МСЕ [17]. Через обчислювальні труднощі значення КІН знайдено для довжин тріщин $a \geq 0{,}1R$ з відносною похибкою в межах декількох відсотків. Достатньо повний огляд праць, присвячених наскрізним тріщинам, що виходять з отвору, подано в праці [18].

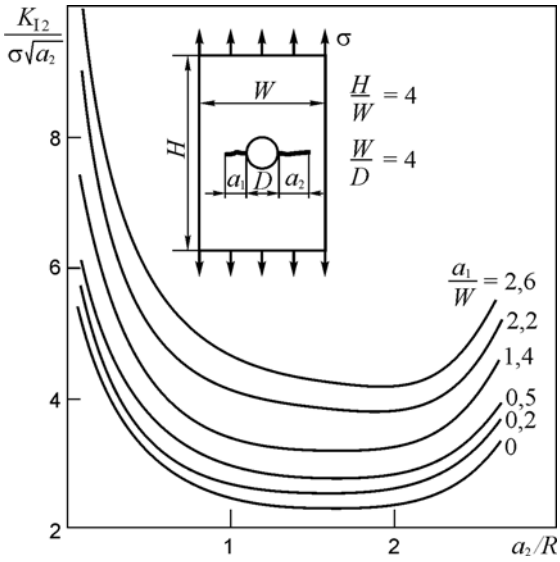


Рис. 8.12. КІН для двох тріщин різної довжини, що виходять з одного кругового отвору в прямокутній пластині за одновісного розтягу [17]

8.3.2. Поверхневі півеліптичні тріщини біля отвору

Усі формули, отримані для поверхневих тріщин, ґрунтуються на розв'язку задачі про НДС необмеженого тіла, послабленого еліптичною тріщиною [19, 20]. Задачі про визначення КІН по контуру поверхневих півеліптичних тріщин у пластинах (рис. 8.13) розв'язували багато дослідників. Порівняння відомих формул для найпростішого випадку навантаження (розтяг пластини) показало [21], що для малих тріщин значення КІН, розраховані за різними формулами, узгоджуються в розумних межах. Однак із ростом глибини тріщини різниця між ними різко зростає, досягаючи 80 % для тріщин, відношення b/t (глибини до товщини пластини) яких рівне 80 %. Кращими виявилися результати розрахунку методом просторових скінченних елементів, які описують аналітичні залежності [22, 23]:

$$K_{\mathrm{I}}(\varphi) = K_{\mathrm{I}e} F\left(\frac{b}{a}, \frac{b}{W}, \frac{b}{t}, \varphi\right), \tag{8.26}$$

де K_{Ie} – КІН для еліптичної у плані тріщини в просторі [19, 20]; F – поправкова функція. Однак в розглядуваному нами випадку справа ускладнюється

тим, що тріщина розташована на поверхні отвору в зоні концентрації напружень. Для того, щоб врахувати вплив отвору, розглянули [24, 25] дві симетричні півеліптичні тріщини (рис. 8.14) і побудували графіки поправкової функції F (рис. 8.15) для рівняння (8.26). Виявилося, що функція F слабо залежить від відношення a/b і, в гіршому випадку, відхиляється на 7 %. Показано, що функція F з точністю до 4 % узгоджується із розв'язком Бові (див. розд. 8.3.1), якщо a/b необмежено зростає, тобто еліпс перетворюється у відрізки прямої, а тріщина – у наскрізну.

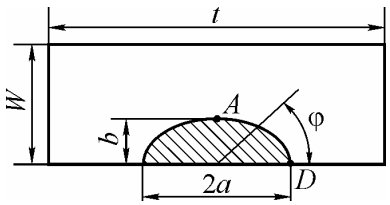


Рис. 8.13.

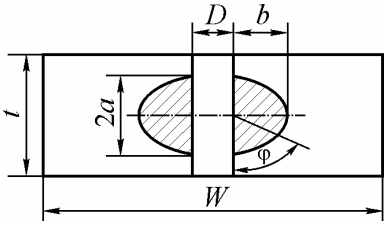


Рис. 8.14.

Рис. 8.13. Поверхнева півеліптична тріщина у смузі

Рис. 8.14. Півеліптичні тріщини, що виходять на поверхню отвору

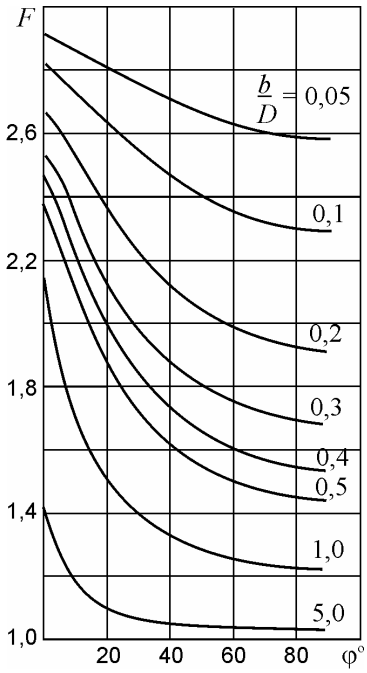


Рис. 8.15. Поправкова функція $F(b/D, \varphi)$ для обчислення КІН у разі двох симетричних півеліптичних тріщин біля отвору товстої пластини, якщо $a/b = 0{,}6$ [24]

Отримано також тривимірні числові розв'язки задач про визначення КІН для однієї півеліптичної тріщини, що виходить з отвору (див. рис. 8.14) за допомогою дещо модифікованого методу в поєднанні з МСЕ [26]. Результати цих розрахунків наведено в табл. 8.5.

Таблиця 8.5

КІН для півеліптичної тріщини всередині отвору (рис. 8.14) у тривимірній поставі задачі

D/t	*b/t*	*b/a*	*D/W*	$K_I/\sigma\sqrt{\pi a}$ при φ, град.			
				0	30	60	90
1,0	0,125	0,50	0,083	1,68	1,86	1,85	1,77
1,0	0,125	0,25	0,083	1,58	2,16	2,20	2,07
1,0	0,125	0,33	0,083	1,55	1,94	2,03	1,97
1,0	0,1875	0,50	0,083	1,63	1,71	1,64	1,55
1,0	0,25	0,67	0,083	1,64	1,56	1,38	1,29
1,0	0,25	0,75	0,083	1,64	1,52	1,32	1,22
1,0	0,375	0,75	0,083	2,02	1,68	1,28	1,13
1,0	0,25	0,50	0,083	1,89	1,83	1,60	1,45
1,0	0,125	0,50	0,083	5,93	6,48	6,32	5,98

8.3.3. Кутові тріщини біля отвору

Точний розв'язок задач про КІН для кутових тріщин (рис. 8.16 *а*) вимагає складного тривимірного аналізу. На сьогодні зроблено лише наближені оцінки. Здебільш вони базуються на розв'язку для еліптичної тріщини у безмежному тілі і уточненні шляхом множення на поправкові функції, що враховують отвір та вільні бокові поверхні пластини.

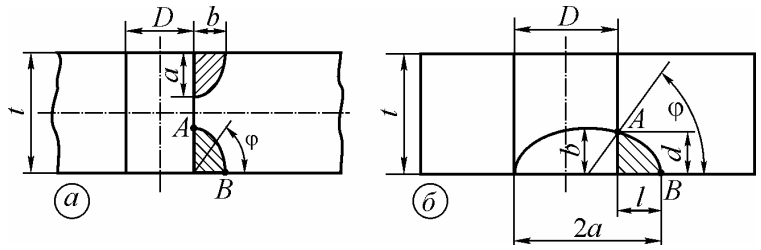


Рис. 8.16. Кутові тріщини (*а*) та схема визначення ефективної еліптичної тріщини (*б*)

Просту інженерну формулуа для визначення КІН у точці *A* (рис. 8.16 *а*) запропонував Сміт [27]:

$$K_I = \frac{\sigma}{E(k)}\sqrt{\frac{\pi a^2}{b}}\,f\left(b/D\right), \tag{8.27}$$

де σ – номінальні напруження; *a* і *b* – півосі, паралельні осі отвору та поверхні зразка, відповідно; *f*(*b*/*D*) – поправкова функція Бові (див. рівняння (8.22)); *E*(*k*) – повний еліптичний інтеграл другого роду [19, 20]. Для чверті кола (*b* = *a*) рівняння (8.27) набуває виду

$$K_{\mathrm{I}} = 2\sigma\sqrt{\frac{a}{\pi}}f\left(a/D\right). \tag{8.28}$$

Обидві формули застосовують, якщо $a < 0{,}5t$ (t – товщина пластини).

Наведені формули не враховують зміну K_{I} вздовж фронту тріщини і відносяться до деякої середньої її довжини.

Зовсім інший підхід ґрунтується на тому, що отвір та тріщину об'єднують в одне ціле [28] так само, як для наскрізної тріщини. Кутову тріщину розглядають як частину еліптичної з півосями a і b, друга вершина якої знаходиться на протилежному боці отвору (рис. 8.16 *б*). Зокрема, в точці A перетину фронту тріщини з отвором

$$K_{\mathrm{I}} = 1{,}2\frac{\sigma\sqrt{\pi d}}{E(k)}\left\{\frac{d^2(d+l)^2(D-l)^2 + 4d^2(D+l)^2Dl}{4D^2l^2\left[4d^2-(D-l)^2\right]}\right\}^{1{,}4}, \tag{8.29}$$

причому еліптичний інтеграл $E(k)$ обчислюють, коли $a/b = l/\sqrt{Dl}$.

На рис. 8.17 наведено графіки КІН, побудовані за деякими відомими формулами [29] для тріщини у виді чверті кола ($a = b$), а також для порівняння – для наскрізної тріщини (крива *1*). Оскільки вплив задньої поверхні не враховували, то подані дані стосуються малих проти товщини пластини тріщин ($a < 0{,}5t$). Отримані методом фотопружності експериментальні дані задовільно узгоджуються із кривою *2*, що відповідає формулі (8.29).

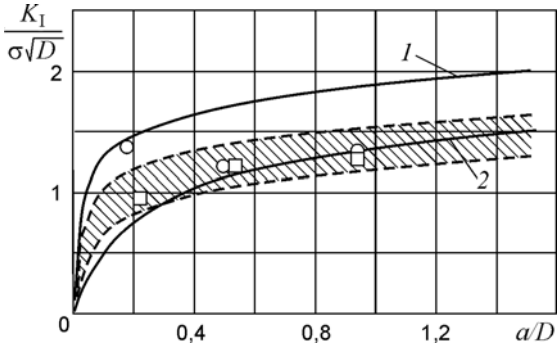


Рис. 8.17. Зіставлення залежностей безрозмірного КІН для тріщини у вигляді чверті кола, розрахованих за формулами: (8.22) – крива *1*; (8.29) – крива *2*. Заштрихована область – розрахунок за емпіричною залежністю [30], коли $0{,}1 < a < 0{,}4t$; ○, □ – експериментальні значення K_{I} на поверхні отвору і пластини [29]

За методом, розвинутим у праці [31], розглянуто задачу для однієї кутової тріщини, а також для двох симетричних відносно серединної поверхні пластини кутових тріщин, що розвиваються назустріч одна одній (рис. 8.16 *а*). Результати для однієї тріщини подано у табл. 8.6, де дані обчислювали за коефіцієнта Пуассона 0,3. За підростання двох кутових тріщин КІН інтенсивно збільшується, якщо відстань між тріщинами стає менше 1/5 товщини пластини [31]. КІН суттєво залежать від співвідношення a/t та мало – від форми тріщини (відношення b/a). Зі зближенням вершин A тріщин (рис. 8.16 *а*) КІН в точці B поверхні зразка незначно падає [31].

Таблиця 8.6

КІН для кутової тріщини

a/b	*a/t*	$K_I/\sigma\sqrt{D}$ при φ, град.						
		90	75	60	45	30	15	0
1,11	0,25	1,665	1,553	1,373	1,215	1,137	1,137	1,136
	0,30	1,765	1,633	1,431	1,259	1,183	1,198	1,238
	0,35	1,831	1,692	1,483	1,308	1,234	1,255	1,299
	0,40	1,933	1,773	1,542	1,355	1,285	1,325	1,388
	0,45	1,952	1,794	1,571	1,398	1,347	1,404	1,479
	0,475	1,968	1,813	1,592	1,422	1,371	1,426	1,496
	0,4875	2,007	1,840	1,607	1,428	1,378	1,440	1,519
	0,4938	2,014	1,844	1,610	1,433	1,388	1,456	1,540
1,5	0,25	1,513	1,457	1,360	1,260	1,202	1,192	1,184
	0,30	1,617	1,535	1,409	1,292	1,237	1,250	1,270
	0,35	1,676	1,591	1,460	1,337	1,279	1,293	1,317
	0,40	1,780	1,676	1,523	1,385	1,326	1,353	1,394
	0,45	1,799	1,6995	1,544	1,411	1,362	1,400	1,448
	0,475	1,819	1,712	1,559	1,427	1,383	1,428	1,482
	0,4875	1,859	1,741	1,576	1,437	1,395	1,452	1,519
	0,4938	1,863	1,743	1,577	1,439	1,399	1,460	1,531
2,0	0,25	1,349	1,357	1,349	1,302	1,247	1,204	1,150
	0,30	1,458	1,437	1,397	1,330	1,284	1,278	1,268
	0,35	1,518	1,490	1,440	1,365	1,315	1,313	1,308
	0,40	1,623	1,573	1,496	1,400	1,351	1,372	1,400
	0,45	1,645	1,596	1,532	1,432	1,386	1,410	1,435
	0,475	1,665	1,615	1,542	1,451	1,407	1,432	1,458
	0,4875	1,705	1,646	1,562	1,460	1,414	1,444	1,480
	0,4938	1,711	1,651	1,563	1,460	1,413	1,447	1,486
3,0	0,25	1,100	1,186	1,290	1,322	1,311	1,270	1,202
	0,30	1,209	1,286	1,370	1,370	1,335	1,299	1,237
	0,35	1,267	1,339	1,413	1,400	1,358	1,326	1,275
	0,40	1,368	1,423	1,470	1,427	1,373	1,356	1,333
	0,45	1,403	1,454	1,497	1,455	1,411	1,410	1,402
	0,475	1,421	1,470	1,510	1,465	1,421	1,424	1,421
	0,4875	1,461	1,505	1,537	1,480	1,428	1,429	1,429
	0,4938	1,467	1,511	1,542	1,484	1,430	1,431	1,431

8.4. ВПЛИВ СТРИНГЕРІВ НА НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИЙ СТАН ТА ГРАНИЧНУ РІВНОВАГУ ПЛАСТИН З ТРІЩИНАМИ ТА ОТВОРАМИ

Щоб раціонально виготовити тримку конструкцію чи оптимально її відремонтувати за допомогою підкріпних накладок, треба, з-поміж іншого, вміти визначати вплив ряду параметрів накладок (матеріалів, способів з'єднання, форм, розмірів, орієнтацій) на НДС конструкції. Для оцінки залишкової довговічності підкріпленої пружними накладками конструкції, що містить тріщини й отвори, та визначення її критичного навантаження потрібно мати розв'язки задач про пружну та граничну рівновагу відповідних елементів конструкцій. Один із способів контролювати ріст тріщин у тонкостінних елементах конструкцій передбачає визначення в її вершинах КІН, які враховують названі параметри підкріпних накладок.

Серед найефективніших загальних методів розв'язування двовимірних задач теорії тріщин є метод сингулярних інтегральних рівнянь (СІР), який розроблено у ФМІ НАН України та широко використовують для теоретичного вирішення багатьох проблем механіки руйнування, зокрема, розв'язування задач про підкріплення тонкостінних елементів конструкцій з отворами та тріщинами.

8.4.1. Математичні моделі стрингерів з дискретним з'єднанням

Існує багато способів затримки росту тріщин (у вже пошкоджених тримких елементах конструкцій) чи їх зародження у ще непошкоджених конструкціях. Підкріпні елементи вносять у конструкції під час їхнього технологічного виробництва (фрезеруванням та іншими способами профільного потовщення елементів конструкцій однорідним матеріалом), або прикріпляють до них різними способами під час ремонту тощо. На практиці найчастіше такі конструкції (небезпечні щодо крихкого руйнування) підкріплюють різними ребрами жорсткості, стрингерами (одновимірними накладками) або широкими латками (двовимірними накладками).

З багатьох способів з'єднання підкріпних накладок з тримкими елементами конструкцій виділяють два основні типи. Перший моделюють дискретним з'єднанням (точкове зварювання, заклепкове, болтове чи штифтове з'єднання), другий – неперервним з'єднанням вздовж контурів накладок чи по площі їх поверхонь (з'єднання зварним швом та різного роду склеювання). Відповідними комбінаціями цих способів є клеєзаклепкове, зварнозаклепкове та клеєзварне з'єднання, які останнім часом широко застосовують в інженерній практиці.

Як свідчать експериментальні дослідження [32–34], підкріпні накладки істотно впливають на НДС і залишкову міцність тонкостінних елементів конструкцій з тріщинами. Ефективним способом підкріплення тримких конструкцій є їх зміцнення одновимірними накладками (ребрами жорсткості, стрингерами, стопорами тріщин). У розрахунках, в основному, вважають, що такі підкріпні елементи працюють тільки на розтяг–стиск. Важливі результати дослідження підкріплених так пластин та оболонок містяться в монографіях [35–38] та в статтях [39–45]. Їх використано для подальших досліджень НДС підкріплених накладками пластин і оболонок, які послаблені отворами та тріщинами.

Вплив ребер жорсткості (тонкостінні жорсткі або пружні включення, які інтегровані в конструкції, профільні потовщення однорідним матеріалом та інші конструктивні особливості тримких конструкцій) на НДС тонких пластин з тріщинами досліджено у працях [46–56], де розглянуто ідеальні умови спряження підкріпних елементів з дефектними пластинами. На практиці найпоширенішим одновимірним підкріпним елементом є стрингер – вузька та довга підкріпна накладка, що має сталий поперечний переріз довільної форми і працює тільки на розтяг–стиск, пружно взаємодіючи з тонкостінним основним елементом конструкції. Тонкі стрингери математично розглядають як одновимірні елементи, в яких лінійні розміри їх поперечних перерізів сумірні з товщиною підкріплювального елемента і є малі порівняно з розмірами розглядуваних дефектів, конструктивних отворів та з відстанями між самими стрингерами.

Одними з перших, де теоретично розглянуто (в межах плоскої задачі) вплив на тріщину приклепаних стрингерів, були праці [57–59]. Досліджено також дію систем стрингерів на різного роду пластини з прямолінійними тріщинами [49, 60–64]. Через малі розміри поперечних перерізів стрингерів їх згинальні зусилля нехтували. Розрахунки [52, 65, 66] підтверджують, що врахування в тонких стрингерах їх жорсткості на згин мало впливає на НДС підкріпленої пластини.

У подальших дослідженнях розглянуто як нескінченно довгі стрингери, так і скінченної довжини. Під нескінченно довгими розуміємо такі стрингери, які за заданого зовнішнього навантаження пластини на нескінченності не збурюють загальний НДС підкріпленої пластини без дефектів. Для конкретного зовнішнього навантаження пластини на нескінченності торці нескінченно довгих стрингерів повинні бути додатково завантажені ($it = 1$) відповідними напруженнями, які знаходять з умов сумісності деформацій розглядуваних стрингерів та пластини на нескінченності [58, 60, 64, 65, 67–72]. Підкріпні стрингери скінченної довжини з вільними ($it = 0$) від зовнішніх навантажень торцями за певного навантаження пластини на нескінченності вносять збурення в НДС пластини, особливо в околах самих торців цих стрингерів [66, 69, 73, 74]. Коли отвори та дефекти типу тріщин розташовані в пластині далеко від вільних торців стрингерів, то ці збурення мало впливають на НДС пластини біля її дефектів. Однак цього не можна сказати тоді, коли вільні

торці стрингерів близькі до країв отворів чи тріщин. Зокрема, до розгляду такої ситуації зводяться задачі про вплив розірваних стрингерів на НДС пластини з тріщиною чи отвором, що знаходяться неподалік місць розривів стрингерів [62, 63, 66, 74–77]. Один чи кілька розривів у підкріпному стрингері моделювали відповідно двома чи більшою кількістю незалежних один від одного стрингерів, розташованих вздовж однієї осі. Торці таких стрингерів у місцях розривів вільні від навантаження.

Під дискретним з'єднанням (які для спрощення називатимемо "заклепковими") підкріпних елементів (стрингерів та широких накладок) з тонкою пластиною розуміємо певний спосіб їх локальних кріплень, коли розміри ділянок з'єднання малі проти відстаней між точками з'єднання, характерних розмірів накладок і дефектів у пластині. Самі заклепки, зокрема, моделюють жорсткими або пружними круглими включеннями малого радіуса, які заповнюють відповідні отвори в пластинах та в накладках. Вважають також, що пластини (з тріщинами й отворами, чи без них) разом з підкріпними вузькими чи широкими накладками знаходяться в умовах узагальненого плоского напруженого стану. Таке дискретне з'єднання є певною математичною моделлю штифтового, болтового та заклепкового з'єднання різного роду тонкостінних елементів конструкцій.

На основі окремих аналітичних розв'язків та аналізу експериментальних даних багатьох конкретних з'єднувальних конструкцій запропоновано різні напівемпіричні співвідношення для визначення основних пружно-пластичних характеристик розглядуваних з'єднань [39, 42, 44, 62, 78–80]. Зокрема, на підставі експериментальних досліджень з'єднаних заклепками двох алюмінієвих смуг та теоретичних розрахунків запропоновано емпіричні формули для обчислення податливості заклепкового з'єднання [39, 78]. Для визначення пружно-пластичних характеристик завантажених смуг скінченної довжини застосовували модель смуги з прямокутним поперечним перерізом (шириною w і товщиною h) із жорсткими штифтами, вставленими у відповідні два отвори радіуса r [79]. Розтягувальні сили P розглядали як зусилля, розподілені на певній частині контурів цих отворів. Видовження елемента смуги між отворами (довжиною H) апроксимували співвідношенням

$$\Delta H = \frac{P}{Eh}\left[\frac{2k}{1-\lambda}+\frac{H}{w}\right], \quad \lambda = 2r/w, \tag{8.30}$$

де E – модуль пружності смуги; сталу $k\in[0{,}7\div 0{,}9]$ визначали експериментально.

За допомогою октаедричних співвідношень між напруженнями та деформаціями, знайдених за експериментальними кривими "напруження–деформація" для алюмінієвого сплаву 2024–Т3 [79], для видовження такої смуги з отворами одержано формулу

$$\Delta H = \frac{P}{Eh}\left[\lambda\left(\frac{k_1}{1-\lambda}-k_2\right)+\frac{H}{w}\right], \tag{8.31}$$

яка є точною у граничних випадках, якщо $r\to 0$ або $H/w\to\infty$. Тут k_1, k_2 – деякі

сталі, які визначають окремо для кожної задачі, зокрема, для $k_1 = 1{,}3$; $k_2 = 1$ вираз (8.31) дає розв'язки даної задачі про смугу з отворами з відносною похибкою 1%.

Експериментальні дані для з'єднаної штифтами або болтами симетричної системи з трьох смуг (рис. 8.18) наведено у праці [44]. За певних припущень там запропоновано емпіричні вирази для визначення загального видовження даної конструкції внаслідок видовження опорних смуг, згину штифтів або болтів та чистого зсуву останніх. Локальне переміщення в болтовому з'єднанні, через яке передається сила P, виражено формулою

$$\delta = \frac{P}{E}\left[\frac{0{,}4}{(1-\lambda)h_2} + (0{,}72 - 1{,}90\lambda)\frac{1}{h_1}\right], \quad (8.32)$$

де h_1, h_2 – товщини центральної та бокових смуг. Дослідження такої ж системи смуг, з'єднаної за допомогою двох заклепок, дали співвідношення [39]

$$\delta = \frac{P}{E}\left[\frac{0{,}4}{h_1} + \frac{0{,}4}{h_2} + \frac{2{,}5}{2r}\right]. \quad (8.33)$$

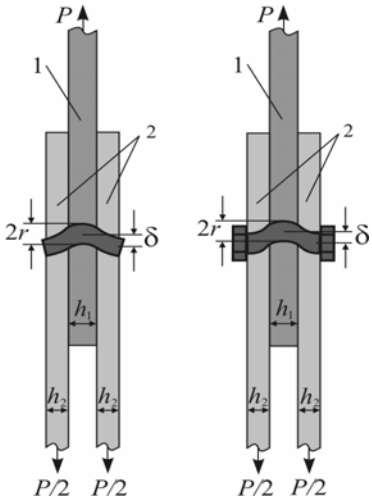


Рис. 8.18. Зминання штифтового та болтового з'єднань у системі симетрично навантажених смуг

Для точнішого визначення локального зміщення в з'єднаннях типу штифтів, болтів та заклепок запропоновано ввести коректувальний доданок [44]

$$\delta = \delta_{\text{theor}} + \delta_{\text{corr}}, \quad \delta_{\text{corr}} = \delta_{\text{theor}}\left[-k_1 + k_2\frac{E}{E_r}\right], \quad (8.34)$$

де δ_{theor} – теоретичне значення локального зміщення у точці з'єднання; E_r – модуль пружності матеріалу заклепок; k_1, k_2 – деякі сталі, які визначають фізичні та геометричні параметри цієї системи смуг. Зокрема, для заклепок стала k_1 визначає зменшення відносного зміщення внаслідок ущільнення матеріалу в місцях з'єднання, а k_2 відображає вплив способу встановлення заклепок на податливість розтягуваної конструкції. На основі аналізу теоретичних та експериментальних даних, отриманих для з'єднань типу штифтів, болтів та заклепок [39, 42, 78], вибрані усереднені значення для цих констант: $k_1 = 0{,}2$; $k_2 = 0{,}3$.

З прикладу простого (асиметричного) зсуву штифтового або заклепкового з'єднань (рис. 8.19) видно, що визначення їх податливостей ускладнюється через силову та геометричну асиметрії задачі. Формули, знайдені для симетричних навантажень (8.32), (8.33), тут не можна використати безпосередньо. Локальне зміщення в елементах такого з'єднання визначають з відпо-

відних систем алгебричних рівнянь [44], записаних із урахуванням різних силових факторів, що діють на смуги, штифти та заклепки.

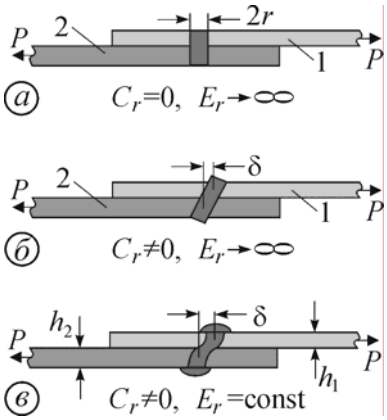


Рис. 8.19. Просте (асиметричне) ідеальне (*а*), штифтове (*б*) та заклепкове (*в*) з'єднання

Для інженерних розрахунків запропоновано емпіричні формули зв'язку зусиль S вздовж ширини смуг із локальним видовженням δ у місцях їх з'єднань [44], які в загальному вигляді можна записати так:

$$wS = k\delta, \quad S = P/(wh), \tag{8.35}$$

де коефіцієнт k визначають через геометричні та фізичні характеристики елементів з'єднання.

Простий зсув для таких типів з'єднання в першому наближенні можна розглядати і за допомогою "половинок" моделей відповідних з'єднань у разі дії симетричного зсувного навантаження (рис. 8.18) за додаткового внесення поправок на товщини смуг. Зокрема, щоб визначити зминання заклепок δ (відносні зміщення у заклепкових з'єднаннях за їх простого зсуву) для двох з'єднаних смуг різних товщин і матеріалів, використовують модифіковану формулу (8.33) [42, 78]

$$\delta = C_r P, \quad C_r = \frac{5}{2rE_r} + k\left(\frac{1}{E_1 h_1} + \frac{1}{E_2 h_2}\right), \tag{8.36}$$

де C_r – податливість заклепкового з'єднання; k – деяка стала, яку вибирають емпірично залежно від моделі пропонованого з'єднання. Зокрема, $k \approx 0{,}8$ за врахування пружно-пластичних податливостей заклепок та з'єднаних стрингерів [78], $k \approx 0{,}2$ – для приклепаного до пластини стрингера типу смуги з урахуванням зосередженості прикладених зусиль у точках з'єднання [62]. Експериментально також встановлено прості наближені співвідношення для алюмінієвих смуг, з'єднаних одним жорстким штифтом або жорсткою заклепкою [44]:

$$\delta_p \approx [1{,}6 \div 2{,}1]P/E_a; \qquad \delta_r \approx [0{,}85 \div 1{,}04]P/E_a. \tag{8.37}$$

Тут P – зовнішні сили, що розтягують з'єднані смуги; E_a – модуль пружності смуг.

Усі наведені вирази стосуються дискретно з'єднаних вузьких стрингерів типу смуг. Щоб визначити зминання заклепкового з'єднання для пластин, підкріплених приклепаними стрингерами або широкими накладками, використовують формули для дискретних з'єднань вузьких смуг, у які вводять додатковий коефіцієнт A [62, 63]:

$$\delta = AC_r P. \tag{8.38}$$

Тут C_r – податливість заклепкового з'єднання, визначена через зминання

заклепок (8.36) за вибраною моделлю дискретного з'єднання (8.32)–(8.37); сталу $A \in [0{,}3;\ 0{,}9]$ вибирали залежно від геометричних характеристик з'єднувальних елементів.

Під ідеальним дискретним контактом розуміють з'єднання з нульовим зминанням

$$\delta = 0; \quad (C_r = 0), \tag{8.39}$$

тобто контакт без зміщень між заданими точками поверхонь з'єднаних елементів.

Вплив на пластину приклепаних стрингерів можна замінити дією невідомих зосереджених сил, прикладених до центрів круглих жорстких включень (радіусів заклепок), що знаходяться у місцях розташування пружних заклепок. Кількість заклепок у кожному стрингері є скінченна та задана наперед. Це стосується як стрингерів скінченної довжини, так і нескінченно довгих. Такий підхід пояснюють тим, що збурений отворами і тріщинами НДС пластини має локальний характер, а тому враховують лише певну кількість заклепок [66, 69, 70,73, 81–83] недалеко від дефектів.

Для визначення введених у розгляд невідомих контактних сил записують умови спряження стрингерів та пластини. До них входять умови їх силової рівноваги та умови сумісності переміщень між пластиною та стрингером у місцях з'єднання.

Кожний приклепаний стрингер працює тільки на розтяг–стиск, а тому зосереджені сили у пластині та стрингері P_k, $P_k^s\ (k = \overline{1, N_z})$ напрямлені вздовж осі останнього, а умови силової рівноваги в проекції на вісь стрингера мають вигляд

$$P_k = -P_k^s, \quad k = \overline{1, N_z}, \tag{8.40}$$

де N_z – кількість заклепок у стрингері. Умови сумісності переміщень між відповідними точками пластини та приклепаним стрингером такі:

$$w(z_k^0) - w_s(z_k^0) = \delta_k, \quad k = \overline{1, N_z}. \tag{8.41}$$

Тут w і w_s – переміщення точок z_k^0, які відповідають центрам відповідних отворів під заклепки, вздовж осі стрингера в пластині та стрингері відповідно; δ_k – зминання k–ої заклепки, яке згідно з (8.38) має вигляд

$$\delta_k = \frac{1}{2} C_r P_k, \tag{8.42}$$

де C_r – податливість заклепкового з'єднання, визначена одним із співвідношень (8.32)–(8.36).

Оскільки переміщення в пластині визначають з точністю до сталої, то для практичних розрахунків використовують умови сумісності видовжень окремих елементів стрингерів (відрізків стрингерів між центрами кожних двох сусідніх заклепок) і відповідних ділянок пластини [70, 71]:

$$\Delta_k \left[w(z_k^0) \right] - \Delta_k \left[w_s(z_k^0) \right] = \Delta_k \left[\delta_k \right], \quad k = \overline{1, N_z - 1}. \tag{8.43}$$

Тут і надалі під функціональним оператором Δ_k розуміють різницю

$$\Delta_k \left[f(z_k) \right] = f(z_k) - f(z_{k+1}) . \tag{8.44}$$

Зауважимо, що кількість умов (8.43) на одиницю менша від відповідних умов сумісності переміщень (8.41) або невідомих зосереджених сил P_k, а тому, щоб повністю визначити невідомі сили, необхідно записати ще по одній додатковій умові для кожного стрингера. Приклепаний стрингер, як окремий елемент конструкції, знаходиться в стані силової рівноваги, тому крім умов спряження (8.41), (8.43), виконується ще умова рівноваги стрингера. Для стрингера, який не працює на згин, достатньо записати умову рівноваги всіх сил, які діють вздовж його осі:

$$\sum_{k=1}^{N_z} P_k^s = 0 . \tag{8.45}$$

Останнє співвідношення задовольняється для довільних суцільних (як скінченної довжини з вільними торцями, так і нескінченно довгих із завантаженими торцями) приклепаних [69, 73, 81] та розірваних стрингерів скінченної довжини (it = 0). Торці розірваного нескінченно довгого стрингера (it = 1) у місці розриву стають вільними і маємо дві незалежні додаткові умови [72–74]

$$\sum_{k=1}^{N_z^1} P_k^{s1} = -A_s \sigma_s^{\infty} ; \qquad \sum_{k=1}^{N_z^2} P_k^{s2} = A_s \sigma_s^{\infty} , \tag{8.46}$$

як для двох окремих напівнескінченних стрингерів. Тут $N_z^1 + N_z^2 = N_z$; A_s, σ_s^{∞} – площа поперечного перерізу стрингера та напруження на його нескінченно віддалених торцях.

Таким чином, у дослідженнях заклепкових з'єднань взято до уваги такі основні припущення:

1) підкріплена пластина, що містить тріщини чи отвори, разом з підкріпними елементами знаходиться в узагальненому плоскому напруженому стані;
2) пластина взаємодіє з підкріпними елементами в одній площині дискретно – лише в місцях їх з'єднання (не враховують ексцентриситет з'єднання і можливе тертя елементів конструкції поза заклепками);
3) стрингери працюють тільки на розтяг–стиск, одна і та ж заклепка не може одночасно знаходитись на різних стрингерах;
4) стрингери з'єднані з пластиною за допомогою скінченної кількості заклепок;
5) радіус заклепок сталий і малий порівняно з відстанню між ними;
6) отвори під заклепки у пластині мало впливають на її НДС;
7) дію заклепок на пластину моделюють невідомими зосередженими силами, прикладеними до дископодібних жорстких включень радіуса заклепок, а дію заклепок на стрингер – зосередженими силами, прикладеними в точках, що відповідають центрам заклепок.

8.4.2. Підкріплення пластини з тріщиною приклепаним стрингером

Розглянуто НДС нескінченної пластини завтовшки h, яка послаблена однією криволінійною тріщиною L і підкріплена приклепаним стрингером S. Тріщина в пластині розміщена довільно, вона може проходити попід стрингером або знаходитись поза ним. Уведено основну (xOy) і локальну ($x_1O_1y_1$), віднесену до контуру тріщини L, декартові системи координат (рис. 8.20). Зв'язок між координатами точок у цих системах задано співвідношенням

$$z = z_1 \exp(i\alpha) + z_0, \quad z = x + iy, \quad z_1 = x_1 + iy_1, \tag{8.47}$$

де z_0 – комплексна координата початку локальної системи координат; α – кут між осями абсцис основної та локальної систем координат.

Береги тріщини не контактують і на них задані самозрівноважені напруження

$$N^{\pm}(t) + i\,T^{\pm}(t) = p_1(t),\ t \in L, \tag{8.48}$$

де $N(t)$ і $T(t)$ – нормальна та дотична компоненти напружень на контурі тріщини в пластині, індекс "+"("–") вказує на граничне значення відповідної величини за прямування до контуру тріщини зліва (справа) відносно вибраного напряму його обходу. На нескінченності в площині пластини діють взаємно перпендикулярні напруження p і q, причому напруження p напрямлені під кутом γ до осі Ox основної системи кординат xOy.

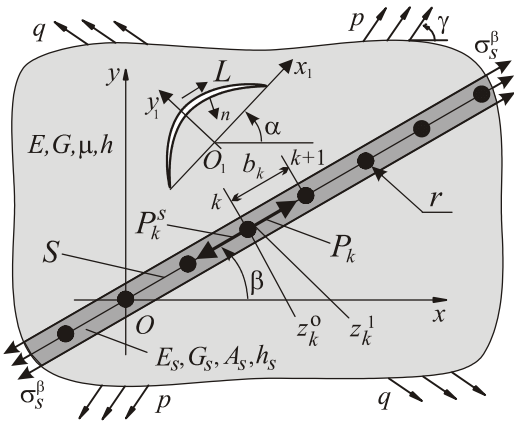


Рис. 8.20. Підкріплена приклепаним стрингером пластина з тріщиною

Розглянуто два випадки зовнішнього навантаження підкріпного стрингера. У першому стрингер не вносить збурень у НДС суцільної пластини за рахунок додаткової дії на його торцях напружень [69–72] (it = 1 – модель стрингера нескінченної довжини):

$$\sigma_s^{\beta} = \frac{E_s}{2E}\left\{(p+q)(1-\mu) + (p-q)(1+\mu)\cos\left[2(\gamma-\beta)\right]\right\}, \tag{8.49}$$

де μ, E, E_S – коефіцієнт Пуассона матеріалу пластини і модулі пружності пластини і стрингера відповідно; β – кут між віссю Ox і стрингером. Вираз (8.49) отримано з умови сумісності деформацій стрингера і пластини на нескінченності. У другому випадку торці стрингера вільні від зовнішніх навантажень (it = 0 – модель стрингера скінченної довжини, для якого $\sigma_s^{\beta} = 0$). Такий

стрингер вноситиме певні збурення у НДС пластини, особливо в ділянках, близьких до його кінців.

Умови спряження пластини та стрингера включають силову рівновагу та умови сумісності переміщень між відповідними точками пластини і приклепаного стрингера (8.40), (8.41), де P_k – проекції на вісь стрингера зосереджених сил, які діють на дископодібні включення радіуса r і моделюють дію стрингера на пластину; P_k^s – зосереджені сили, що діють на стрингер у центрах заклепок (точках z_k^0); N_z – кількість заклепок у стрингері. Співвідношення (8.41) в основній системі координат мають вигляд

$$\left\{ u(z_k^0) + iv(z_k^0) \right\} - \left\{ u_s(z_k^0) + iv_s(z_k^0) \right\} = \frac{1}{2} C_r P_k, \quad k = \overline{1, N_z}, \qquad (8.50)$$

де u, v (u_S, v_S) – компоненти переміщень точок пластини (стрингера) вздовж осей Ox, Oy основної системи. Тут податливість заклепкового з'єднання C_r визначена за співвідношенням

$$C_r = \frac{5}{2rE_r} + k\left(\frac{1}{Eh} + \frac{1}{E_s h_s} \right) \qquad (8.51)$$

для k = 0,2 [62], або k = 0,8 [78]; E_r, h_s – модуль пружності заклепок і висота стрингера. Умови сумісності переміщень (8.50) записано у вигляді умов сумісності деформацій усіх елементів стрингера (8.43):

$$\Delta_k \left[u(z_k^0) + iv(z_k^0) \right] - \Delta_k \left[u_s(z_k^0) + iv_s(z_k^0) \right] = \frac{1}{2} C_r \left(P_k - P_{k+1} \right), \quad k = \overline{1, N_z - 1}. \qquad (8.52)$$

Крім умов спряження (8.40), (8.52), повинна ще виконуватись умова силової рівноваги стрингера (8.45) як окремого цілого елемента.

Попередньо, вважаючи зосереджені сили P_k відомими, розглянули допоміжну задачу для відповідно завантаженої нескінченної пластини, що містить криволінійну тріщину L та N_z завантажених дископодібних жорстких включень [71–73]. Використовуючи інтегральні зображення комплексних потенціалів напружень для пластини [69, 73, 84–86] і задовольнивши з їх допомогою крайову умову на контурі тріщини (8.19), задачу звели до СІР [70, 72]

$$J_1(t') + U_1(t') = f_1(t'); \quad t' \in L, \qquad (8.53)$$

де

$$J_1(t') = \frac{1}{\pi} \int_L \left\{ K(t,t') g_1'(t) dt + L(t,t') \overline{g_1'(t) dt} \right\}; \qquad (8.54)$$

$$U_1(t') = U_1(t', z_k^0, P_k, N_z, \beta) = \frac{1}{2\pi(1+\kappa)} \sum_{k=1}^{N_z} \left\{ \exp(i\beta) M(z_k^0, t') + \exp(-i\beta) N(z_k^0, t') \right\} P_k; \qquad (8.55)$$

$$M(z,t') = \frac{1}{z - T'} - \exp(-2i\alpha) \frac{\kappa}{z - \overline{T'}} \frac{\overline{dt'}}{dt'};$$

$$N(z,t') = \frac{1}{\bar{z} - \overline{T'}} - \exp(-2i\alpha)\left\{\frac{z - T'}{\left(\bar{z} - \overline{T'}\right)^2} - \frac{2r^2}{\left(\bar{z} - \overline{T'}\right)^3}\right\}\frac{\overline{dt'}}{dt'};$$

$$K(t,t') = \frac{1}{2}\left\{\frac{1}{t - t'} + \frac{1}{\bar{t} - \overline{t'}}\frac{\overline{dt'}}{dt'}\right\}; \qquad L(t,t') = \frac{1}{2}\left\{\frac{1}{\bar{t} - \overline{t'}} - \frac{t - t'}{\left(\bar{t} - \overline{t'}\right)^2}\frac{\overline{dt'}}{dt'}\right\}; \quad (8.56)$$

$$f_1(t') = hp_1(t') - \frac{h}{2}\left\{(p+q) - \frac{\overline{dt'}}{dt'}(p-q)\exp\left(2i(\gamma - \alpha)\right)\right\};$$

$$T' = t'\exp(i\alpha) + z_0; \qquad \kappa = (3 - \mu)/(1 + \mu).$$

Невідома функція

$$g_1'(t) = \frac{2Gh}{i(1+\kappa)}\frac{d}{dt}\left\{\left[u_1(t) + iv_1(t)\right]^+ - \left[u_1(t) + iv_1(t)\right]^-\right\}, \quad t \in L \quad (8.57)$$

(u_1 і v_1 – компоненти переміщень точки t в локальній системі координат $x_1O_1y_1$; G – модуль зсуву матеріалу пластини) повинна ще задовольняти додаткову умову

$$\int_L g_1'(t)\,dt = 0, \quad (8.58)$$

яка забезпечує однозначність переміщень у пластині за обходу контуру тріщини [86].

Щоб визначити невідомі зосереджені сили $P_k\,(k = \overline{1, N_z})$, що входять у СІР (8.53), використали умови сумісності видовжень елементів стрингера (8.52) і відповідних ділянок пластини з тріщиною між точками на краях заклепок [70, 73, 75]. Для підкріпленої пластини нескінченно довгим стрингером ($it = 1$) (рис. 8.20) ці умови матимуть вигляд

$$\Delta_j\left[\operatorname{Re}\left\{\exp(-i\beta)\left(J_2(z_j^1) + hF_5(z_j^1)\right)\right\}\right] + U_2(z_j^1, \beta) = -\frac{2Ehb_j}{E_s(1+\mu)}\sigma_s^\beta, \; j = \overline{1, N_z - 1}, \quad (8.59)$$

де $z_j^1 = z_j^0 + r\exp(i\beta)$; $b_j = \left|z_j^1 - z_{j+1}^1\right|$ – довжина j-го елемента стрингера,

$$J_2(z) = \frac{1}{\pi}\int_L\left\{F_1(t,z,\kappa)g_1'(t)dt + F_2(t,z)\overline{g_1'(t)dt}\right\}; \quad (8.60)$$

$$U_2(z_j^1, \beta) = U_2(z_j^1, z_k^0, P_k, N_z, \beta) \equiv \sum_{k=1}^{N_z}\left\{\frac{1}{\pi(1+\kappa)}\Delta_j\left[\operatorname{Re}\left\{F_3(z_j^1, z_k^0)\exp(i\beta) + \right.\right.\right.$$
$$\left.\left.\left. + F_4(z_j^1, z_k^0)\exp(-i\beta)\right\}\right] + \left\langle\frac{2\delta_1 b_j}{b(1+\mu)\lambda_s} + \frac{c_r}{1+\mu}(\delta_2 - \delta_3)\right\rangle\right\}P_k; \quad (8.61)$$

$$F_1(t,z,\kappa)=\exp(i\alpha)\left\{\overline{\ln(T-z)}-\kappa\ln(T-z)\right\};\quad F_3(z,z^0)=-2\kappa\ln\left|z-z^0\right|;$$

$$F_2(t,z)=\exp(-i\alpha)\frac{T-z}{\overline{T}-\overline{z}};\qquad F_4(z,z^0)=\frac{z-z^0}{\bar{z}-\overline{z^0}}-\left\{\frac{r}{\bar{z}-\overline{z^0}}\right\}^2; \tag{8.62}$$

$$F_5(z)=\frac{\kappa-1}{2}(p+q)z+(p-q)\bar{z}\exp\left(2i\gamma\right);\quad T=t\exp(i\alpha)+z_0; \tag{8.63}$$

$b=\min(b_j)$; $\delta_1=S_+(j-k)=\begin{cases}1, & j\ge k\\ 0, & j<k\end{cases}$; $\delta_2=\delta_{kj}$; $\delta_3=\delta_{k,j+1}$; δ_{kj} – символ Кронекера. Тут уведено відносну величину податливості заклепкового з'єднання

$$c_r=C_rEh=\frac{5}{\lambda_r}+k\left\{1+\frac{w_s}{b\lambda_s}\right\}, \tag{8.64}$$

відносні жорсткості стрингера λ_s та заклепок λ_r

$$\lambda_s=\frac{E_sA_s}{Ebh};\qquad \lambda_r=\frac{2rE_r}{Eh}, \tag{8.65}$$

де w_s і $A_s=w_sh_s$ – ширина і площа поперечного перерізу стрингера.

Співвідношення (8.59) разом із СІР (8.53) та додатковими умовами (8.45), (8.58) повністю визначають невідому функцію $g_1'(t)$ (8.57) і зосереджені сили $P_k\ (k=\overline{1,N_z})$.

Використовуючи метод механічних квадратур [85, 86], отриману систему рівнянь звели до системи лінійних алгебричних рівнянь. Знайдено числові розв'язки задач як за ідеального контакту між пластиною та стрингером у місцях їх з'єднання, так і з урахуванням податливості заклепок. Для різних параметрів задачі обчислено КІН у вершинах тріщини та зусилля, що передаються через заклепки.

Розраховували для НДС підкріпленої приклепаним стрингером пластини з криволінійною тріщною вздовж дуги параболи (з вершинами у точках $(\pm a,0)$ та центральним прогином $\delta=-a\varepsilon$). Параметричне рівняння такого контуру в локальній системі координат подано у вигляді

$$t=\omega(\xi)=a\left\{\xi+i\varepsilon(\xi^2-1)\right\};\ \xi\in[-1;1]. \tag{8.66}$$

Увівши в розгляд безрозмірні величини

$$\tilde{\omega}(\xi)=\omega(\xi)/a;\ \tilde{g}'(\xi)=g'(\xi)/(ap);\ P_k^*=P_k/(bhp);\ g'(\xi)=g_1'(t)\omega'(\xi), \tag{8.67}$$

невідому функцію $\tilde{g}'(\xi)$ шукаємо в класі функцій, необмежених на кінцях проміжку інтегрування:

$$\tilde{g}'(\xi)=u(\xi)/\sqrt{1-\xi^2};\quad \xi\in[-1;1]. \tag{8.68}$$

Тут $u(\xi)$ – неперервна на відрізку $[-1;1]$ функція, за граничними значеннями якої визначено відносні КІН [69, 73, 81, 86]

$$F_{\mathrm{I}}^{\pm} - iF_{\mathrm{II}}^{\pm} \equiv \left(K_{\mathrm{I}}^{\pm} - iK_{\mathrm{II}}^{\pm}\right) \Big/ (p\sqrt{\pi a}) = \mp \frac{u(\pm 1)}{\tilde{\omega}'(\pm 1)} \sqrt{\left|\tilde{\omega}'(\pm 1)\right|}, \tag{8.69}$$

де знаки "+", "–" відповідають початкові $A = \omega(-1)$ і кінцеві $B = \omega(+1)$ тріщини.

Використовуючи добре розроблений апарат СІР для задач математичної теорії тріщин [85–87], запропонованим методом можна розв'язувати низку задач про підкріплення приклепаним стрингером пластини зі системою N довільних тріщин. Коли за контур інтегрування вважати сукупність усіх наявних контурів тріщин ($L = \bigcup_{k=1}^{N} L_k$), СІР (8.53) та умови сумісності деформацій (8.57) матимуть аналогічний вигляд, як для одного розрізу, але замість однієї додаткової умови (8.58) необхідно задовольнити N таких умов, записаних для кожної тріщини L_k зокрема.

Визначено підкріплення пластини з довільно розташованою криволінійною тріщиною одним вертикальним ($\beta = \pi/2$) приклепаним y-стрингером (див. рис. 8.20). Розглядали ідеальний контакт між пластиною та стрингером в місцях їх з'єднання ($c_r = 0$), а також встановили вплив на НДС підкріпленої пластини з тріщиною податливості заклепкового з'єднання, визначеної за допомогою формул [61, 44]

$$c_r = \frac{Eh}{E_s h_s}\left(\frac{0{,}8}{1 - 2r/w_s}\right), \tag{8.70}$$

$$c_r = \frac{Eh}{E_s h_s}\left(0{,}8 + 0{,}3\frac{E_s}{E_r}\right), \tag{8.71}$$

а також за співвідношенням (8.51) для $k = 0{,}8$ або $k = 0{,}2$ відповідно [78, 62]. Досліджуючи різні моделі заклепкового з'єднання, встановили, що зміна у певних межах радіуса заклепок мало впливає на відносні КІН $F_{\mathrm{I}} \equiv K_{\mathrm{I}} / p\sqrt{\pi a}$ (табл. 8.7) для різних способів моделювання дії стрингера на пластину (зосередженими силами, прикладеними до країв отворів під заклепки ($id = 0$) або до дископодібних жорстких включень у місцях розташування заклепок ($id = 1$)). Ці результати отримані для одновісного розтягу пластини на нескінченності напруженнями p ($q = 0$; $\gamma = \pi/2$). Пластина з горизонтальною прямолінійною тріщиною ($z_0 = \alpha = \varepsilon = 0$; $a = 2b$) підкріплена центральним ($c = d = 0$) нескінченно довгим стрингером, завантаженим на торцях напруженнями (8.49) за таких параметрів: $\lambda_s = 1$; $N_z = 16$; $w_s = 0{,}5b$; $h_s = 0{,}2b$. Тут c, d – абсциса та ордината центра y-стрингера (середини відрізка, що з'єднує його крайні заклепки). Запропоновані способи заміни дії стрингерів на пластину дають практично однакові числові результати для КІН за малих радіусів заклепок ($r/b < 0{,}06$), а при $r/b = 0{,}22$ вони різняться між собою менше ніж на 1%. Відносна зміна КІН в діапазоні значень $r/b \in [0{,}02;\ 0{,}22]$ для вказаних параметрів задачі становить близько 6% для ідеального контакту, є найменша (< 5%) за розгляду податливості заклепкового з'єднання згідно із співвідношенням (8.42) і найбільша (≈13%) за використання формули (8.51) для $k = 0{,}2$.

Таблиця 8.7

Вплив радіуса заклепок на відносний КІН для різних моделей заклепкового з'єднання (у чисельнику – дані для *id* = 0, у знаменнику – для *id* = 1)

Вираз для C_r	$K_{\mathrm{I}} / p\sqrt{\pi a}$					
	$r/b = 0{,}02$	$r/b = 0{,}06$	$r/b = 0{,}10$	$r/b = 0{,}14$	$r/b = 0{,}18$	$r/b = 0{,}22$
(8.39), C_r=0	0,7757 0,7757	0,7585 0,7583	0,7490 0,7486	0,7420 0,7412	0,7363 0,7349	0,7314 0,7292
(8.70), [61]	0,7860 0,7860	0,7735 0,7734	0,7696 0,7693	0,7710 0,7704	0,7806 0,7797	0,8147 0,8138
(8.71), [44]	0,7885 0,7885	0,7741 0,7740	0,7663 0,7660	0,7608 0,7601	0,7563 0,7551	0,7526 0,7507
(8.51), k = 0,8 [78]	0,8989 0,8989	0,8476 0,8475	0,8260 0,8258	0,8132 0,8128	0,8040 0,8036	0,7976 0,7965
(8.51), k = 0,2 [63]	0,8956 0,8956	0,8385 0,8384	0,8132 0,8130	0,7976 0,7972	0,7866 0,7857	0,7780 0,7766

По-різному впливають на НДС пластини за її двовісного зовнішнього навантаження на нескінченності напруженнями p і $q = \{-p;\ 0;\ p\}$ ($\gamma = \pi/2$) нескінченно довгі стрингери ($it = 1$) та стрингери скінченної довжини ($it = 0$) (табл. 8.8 і 8.9). Обчислено КІН у правій її вершині $K_{\mathrm{I}}^{+} / p\sqrt{\pi a}$ для $id = 0$; $z_0 = d = \alpha = \varepsilon = c_r = 0$; $a = 4b$; $\lambda_s = 4$; $c = 2b$. Коли пластина підкріплена нескінченно довгим стрингером, торці якого завантажені напруженнями (8.39), то додаткове навантаження пластини вздовж берегів прямолінійної тріщини q не змінює КІН та зосереджені сили, які передаються через заклепки (табл. 8.8, 8.9 для $it = 1$). Водночас за підкріплення пластини з тріщиною стрингером скінченної довжини ($it = 0$) вплив параметра q/p досить суттєвий як на КІН, так і на зосереджені сили у заклепках. Для максимального зниження КІН при $it = 1$ необхідно збільшити кількість заклепок у ньому, а у стрингері скінченної довжини – обмежитись невеликою кількістю заклепок (за вибраних параметрів задачі для $it = 0$ КІН мінімальний при $N_z = 8$) (табл. 8.8).

Таблиця 8.8

Вплив на КІН кількості заклепок у стрингері за різних двовісних навантажень пластини з центральною прямолінійною тріщиною

it	*q/p*	$K_{\mathrm{I}}^{+} / p\sqrt{\pi a}$				
		$N_z = 2$	$N_z = 4$	$N_z = 8$	$N_z = 16$	$N_z = 32$
1	–1; 0; 1	0,602	0,542	0,522	0,522	0,520
	–1	0,562	0,444	0,367	0,381	0,431
0	0	0,571	0,466	0,403	0,413	0,452
	1	0,580	0,489	0,439	0,446	0,472

Таблиця 8.9

Вплив двовісного навантаження пластини з прямолінійною тріщиною на зосереджені сили в заклепкових з'єднаннях для N_z=16

it	*q/p*	$P_k^* \equiv P_k / pbh$							
		$k=1$	$k=2$	$k=3$	$k=4$	$k=5$	$k=6$	$k=7$	$k=8$
1	–1; 0; 1	–0,048	0,023	0,071	0,136	0,239	0,423	0,795	1,959
	–1	2,077	0,716	0,438	0,342	0,335	0,413	0,634	1,405
0	0	1,587	0,556	0,353	0,294	0,313	0,415	0,671	1,532
	1	1,096	0,396	0,268	0,247	0,291	0,417	0,708	1,659

Механічна поведінка розглянутих тут двох типів стрингерів якісно різна. У нескінченно довгому основне навантаження передають заклепки, які розташовані поблизу тріщини (табл. 8.9, при $it = 1$, $k = 8$). Для стрингера скінченної довжини найбільш завантаженими є і заклепки, що близькі до тріщини, і крайні біля торців стрингера (табл. 8.9, при $it = 0$, $k = 1;8$), тобто спостерігаємо збурення НДС пластини як біля тріщини, так і поблизу крайніх заклепок стрингера.

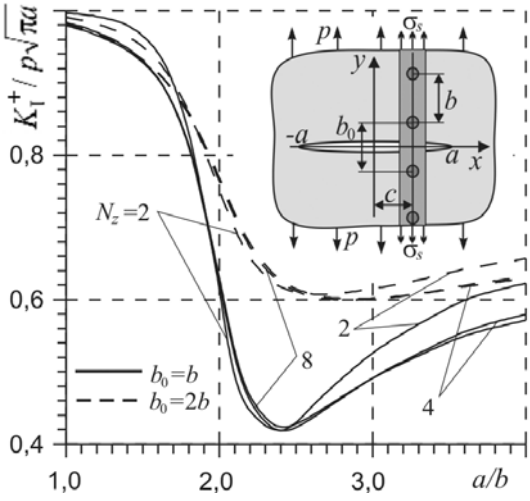


Рис. 8.21. Вплив центрального нескінченно довгого *y*-стрингера з різною кількістю заклепок на відносний КІН у правій вершині тріщини

Розглядали два способи проходження тріщини попід стрингером: коли вона знаходиться під серединою центрального елемента стрингера ($ib = 1$) або в пластині проходить через отвір центральної заклепки ($ib = 2$). У другому випадку вважають, що ця заклепка у роботі стрингера участі не бере, а центральний елемент стрингера має подвійну довжину ($b_0 = 2b$). Від способу проходження тріщини попід стрингером (різної довжини елемента стрингера, під яким є тріщина) суттєво залежить поведінка відносних КІН у вершинах тріщини (рис. 8.21, $ib = 1$ – суцільні лінії, $ib = 2$ – штрихові).

Кількість заклепок у стрингері (для $it = 1$) суттєво не впливає на КІН і достатньо брати лише по 4–8 заклепок. Тут розглянуто вертикальний розтяг пластини з прямолінійною горизонтальною тріщиною напруженнями p ($q = 0$;

$\gamma = \pi/2$) для таких значень параметрів: $id = 1$; $r = 0{,}1b$; $z_0 = \alpha = \varepsilon = c_r = 0$; $\lambda_s = 2$; $c = 2b$; $d = 0$. Максимальне зменшення КІН спостерігається для довжин тріщин, за яких вершина тріщини пройшла під стрингером на деяку невелику ($\approx 0{,}2a/c$) відстань ($a/c \approx 1{,}2$).

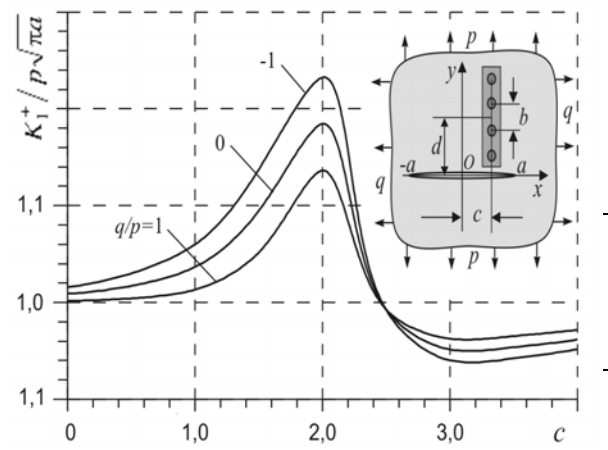


Рис. 8.22. Вплив горизонтального зміщення бокового стрингера скінченної довжини на відносний КІН

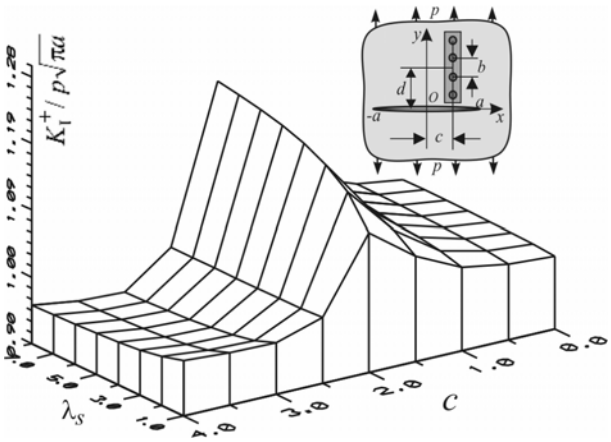


Рис. 8.23. Послаблення пластини з прямолінійною тріщиною боковим стрингером різної жорсткості

На поведінку КІН суттєво впливає відносне розташування тріщини (особливо її вершин) та стрингера. Для тріщини та симетрично розташованого стрингера ($d = 0$) КІН у ближній до стрингера вершині зменшується в 1,5–4 рази (залежно від інших параметрів задачі (рис. 8.21)). У той же час за побічно розташованого стрингера ($d \neq 0$) скінченної довжини КІН підвищуються (рис. 8.22), тобто додатково послаблюється пластина з тріщиною. Розраховували двовісно навантажену пластину на нескінченності (p; $q \in \{p;0;-p\}$; $\gamma = \pi/2$) при $d = a = 2b$; $z_0 = \alpha = \varepsilon = c_r = 0$; $\lambda_s = 2$; $N_z = 4$. Максимальних значень відносні КІН досягають тоді, коли стрингер проходить над вершиною тріщини ($c/a \approx 1$). Для одновісного розтягу пластини напруженнями p ($q = 0$; $\gamma = \pi/2$) за горизонтального зміщення c бокового стрингера скінченної довжини ($a = d = 2b$; $N_z = 4$) спостерігаємо аналогічне зростання КІН (рис. 8.23)

незалежно від відносної жорсткості стрингера λ_s (id = 1; r = 0,1b; $z_0 = \alpha = \varepsilon = c_r = 0$).

Крім ідеального контакту між стрингером і пластиною в точках їх з'єднання (c_r = 0), досліджено вплив податливості заклепкового з'єднання (8.64) при k = 0,8 на НДС пластини з тріщиною. Значення КІН залежно від відносної жорсткості заклепок λ_r (8.65) та довжини прямолінійної тріщини подано на рис. 8.24*а* для ib = 1 і рис. 8.24*б* для ib = 2. Тут досліджено підкріплену нескінченно довгим стрингером пластину за вертикального її розтягу на нескінченності для λ_s = 4; id = 1; r = 0,1b; N_z = 8; c = 2b; d = 0.

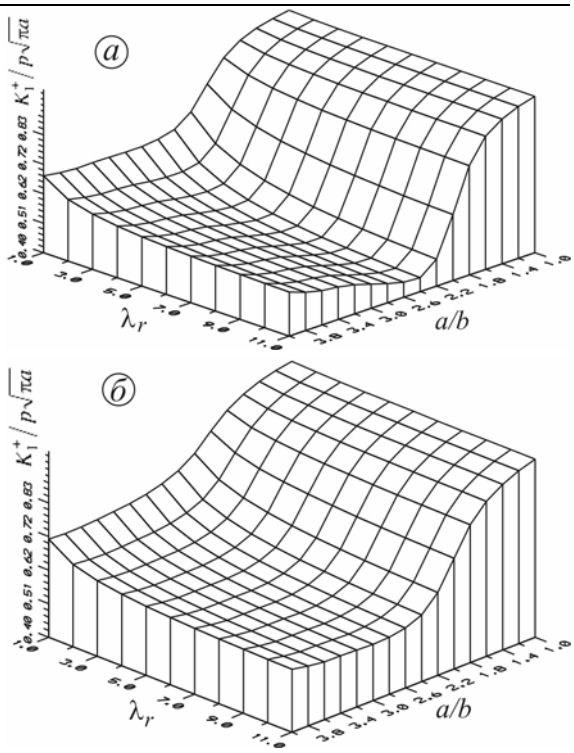


Рис. 8.24. Вплив відносної жорсткості заклепок на КІН для тріщини, що проходить під серединою центрального елемента стрингера (*а*) або через його центральну заклепку (*б*)

Вплив нахилу прямолінійної тріщини (кута $\alpha \in [0;\pi/2]$ для a = 2,5b; $z_0 = (0;0)$), береги якої завантажені нормальними та дотичними напруженнями p ($p_1 = p(1-i)$), та відносної жорсткості стрингера λ_s із широким центральним елементом (ib = 2) на КІН $K_{\text{I}}^+ / p\sqrt{\pi a}$, $K_{\text{II}}^+ / p\sqrt{\pi a}$ ілюструє рис. 8.25. Розглянуто ідеальний контакт пластини із симетричним центральним стрингером для N_z = 8; id = 1; it = 0; r = 0,1b. Максимальне падіння КІН K_{I}^+ та K_{II}^+ залежно від кута α спостерігаємо відповідно для $\alpha \approx 0,4$ та $\approx 1,2$ незалежно від відносної жорсткості стрингера.

Наведені дані для підкріплення пластини з прямолінійною тріщиною центральним нескінченно довгим стрингером, перпендикулярним до тріщини, та ідеального контакту в точках з'єднання збігаються з відомими [58].

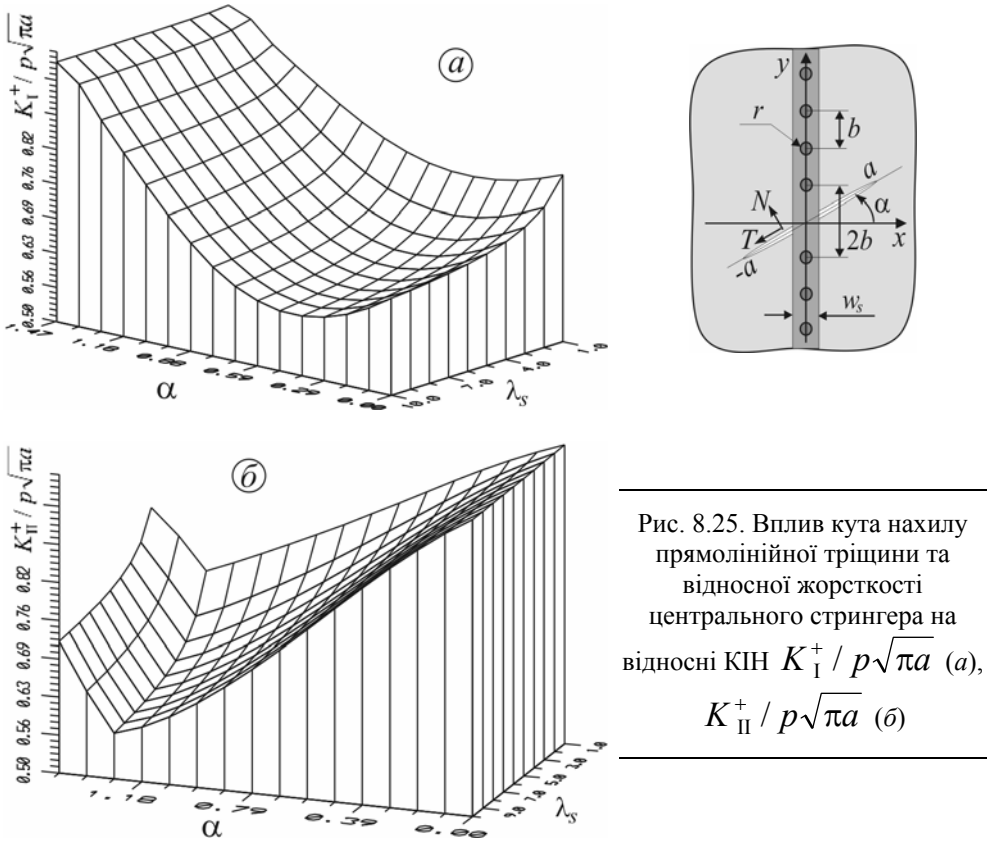
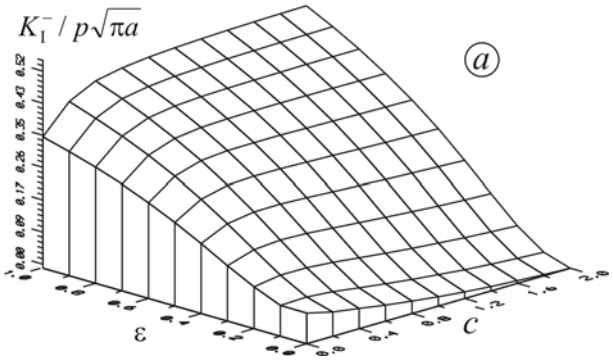
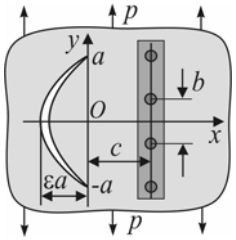


Рис. 8.25. Вплив кута нахилу прямолінійної тріщини та відносної жорсткості центрального стрингера на відносні КІН $K_{\mathrm{I}}^{+} / p\sqrt{\pi a}$ (*а*), $K_{\mathrm{II}}^{+} / p\sqrt{\pi a}$ (*б*)

Виконували також розрахунки для підкріпленої пластини з криволінійною тріщиною. Вплив кривини параболічної тріщини (з центральним прогином $-\varepsilon a$) та її горизонтального зміщення відносно стрингера на відносні КІН досліджено для пластини, підкріпленої стрингером скінченної довжини (рис. 8.26) або нескінченно довгим стрингером із завантаженими торцями (рис. 8.27) за вертикального розтягу пластини на нескінченності.

Розраховували для пластини з вертикально розміщеною параболічною тріщиною ($\alpha = -\pi/2$; $a = 2b$; $z_0 = (0;0)$) і горизонтально зміщеним стрингером ($c \in [0;2b]$, $d = 0$) для $N_z = 8$; $\lambda_s = 2$; $c_r = 0$. Близько розташований до тріщини підкріпний стрингер скінченної довжини ($it = 0$) зумовлює появу відносних КІН $K_{\mathrm{II}}^{-} / p\sqrt{\pi a}$ навіть для прямолінійної тріщини в пластині, яка розтягується зусиллями вздовж осі тріщини (рис. 8.26), чого нема для пластини, підкріпленої нескінченно довгим стрингером (рис. 8.27). З віддаленням стрингера від криволінійної тріщини характер зміни відносних КІН нагадує їх поведінку для непідкріплених пластин з тріщинами [6, 86].





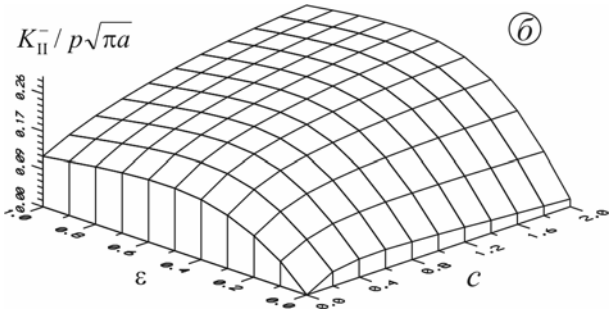
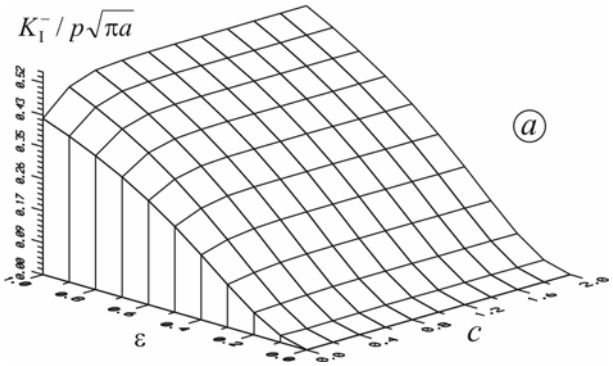
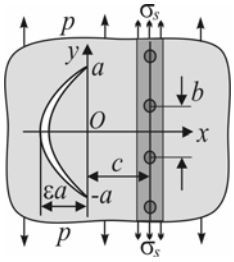


Рис. 8.26. Зміна відносних КІН $K_{\text{I}}^{-} / p\sqrt{\pi a}$ (*а*), $K_{\text{II}}^{-} / p\sqrt{\pi a}$ (*б*) для параболічної тріщини в пластині, підкріпленій стрингером скінченної довжини





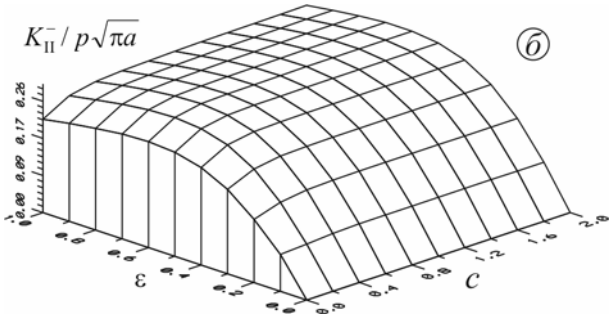


Рис. 8.27. Зміна відносних КІН $K_{\text{I}}^{-} / p\sqrt{\pi a}$ (*а*), $K_{\text{II}}^{-} / p\sqrt{\pi a}$ (*б*) для параболічної тріщини в пластині, підкріпленій нескінченно довгим стрингером

8.4.3. Система паралельних стрингерів у пластині з тріщинами

Підкріплені різноманітними системами стрингерів тонкі пластини широко застосовують у багатьох інженерних конструкціях, де необхідно поєднати мінімальну вагу конструкції з високою її міцністю та стійкістю. Отримані розв'язки задач [60–64, 66] стосуються, в основному, симетричних випадків і не охоплюють низки важливих практичних проблем. Використовуючи подані у розд.8.4.2 співвідношення для пластини з однією тріщиною та стрингером, отримали відповідні рівняння для визначення НДС пластини, послабленої довільно розташованими криволінійними тріщинами та підкріпленої різними системами стрингерів, зокрема, паралельними [69, 70, 75, 81].

Розглянуто пружну рівновагу нескінченної пластини (сталої товщини h), яка послаблена криволінійними тріщинами $L_n\,(n=\overline{1,N_t})$ і підкріплена системою N_s паралельних стрингерів. Кожний із стрингерів має сталий поперечний переріз площею $A_m\,(m=\overline{1,N_s})$ і з'єднаний з пластиною за допомогою $N_m^z\,(m=\overline{1,N_s})$ пружних заклепок, податливість яких визначає залежність (8.51). Тріщини відносно стрингерів розміщені довільно. Уведено основну декартову систему координат xOy так, щоб вісь Oy була паралельна осям стрингерів, і локальні декартові системи координат $x_nO_ny_n$ $(n=\overline{1,N_t})$, до яких віднесені контури тріщин L_n (рис. 8.28).

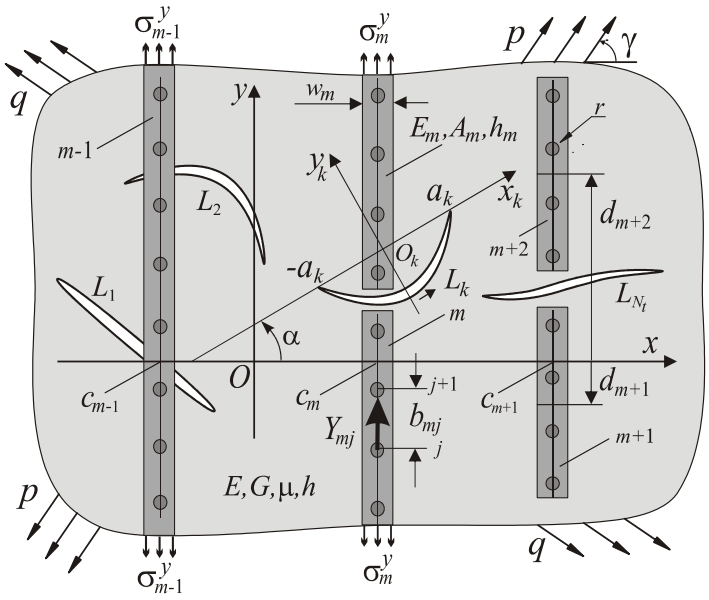


Рис. 8.28. Підкріплена паралельними приклепаними стрингерами пластина зі системою довільно розміщених тріщин

На нескінченності пластина розтягується зовнішніми напруженнями p і q, що діють у взаємно перпендикулярних напрямках, причому напруження p спрямовані під кутом γ до осі Ox. На берегах тріщин задані самозрівноважені напруження

$$N_n^{\pm}(t_n) + iT_n^{\pm}(t_n) = p_n(t_n); \quad t_n \in L_n; \ \ n = \overline{1, N_t}, \tag{8.72}$$

де N_n і T_n – нормальні та дотичні компоненти напружень; індекс "+" ("–") вказує на граничне значення функції зліва (справа) від контуру тріщини L_n відносно до вибраного напряму його обходу.

Умови сумісності видовжень елементів стрингерів між двома сусідніми заклепками і відповідних ділянок пластини подано у вигляді (8.50). Враховуючи спосіб вибору основної системи координат для системи з N_s вертикальних стрингерів ($\beta_m = \pi/2, \ m = \overline{1, N_s}$), отримали:

$$\Delta_j\left[v(z_{mj}^0)\right] - \Delta_j\left[v_m(z_{mj}^0)\right] = \frac{1}{2} C_m^r \left(Y_{m,j} - Y_{m,j+1}\right); \quad j = \overline{1, N_m^z - 1}; \ m = \overline{1, N_s}, \tag{8.73}$$

де $v(z)$ і $v_m(z)$ – вертикальні переміщення точки з комплексною координатою $z = x+iy$ у пластині та в m-му стрингері відповідно; z_{mj}^0 – центр j-ої заклепки в m-му стрингері; Y_{mj} – невідома зосереджена сила, що передається через j-ту заклепку в m-му стрингері.

Розглянуто стрингери двох типів [69, 70]:

- скінченної довжини, торці яких вільні від зовнішнього навантаження ($it = 0$);
- нескінченно довгі, торці яких завантажені напруженнями ($it = 1$)

$$\sigma_m^y = \frac{E_m}{2E}\left\{(p+q)(1-\mu) - (p-q)(1+\mu)\cos(2\gamma)\right\}; \ m = \overline{1, N_s}, \tag{8.74}$$

де E_m – модуль пружності m-го стрингера. Вплив приклепаних стрингерів на НДС пластини з тріщинами змодельовано дією систем вертикальних зосереджених сил Y_{lk}, прикладених у точках z_{lk}^0 ($l = \overline{1, N_s}; \ k = \overline{1, N_l^z}$), що відповідають цетрам заклепок (id = 0), або до дископодібних жорстких включень, вільно вставлених у відповідні отвори під заклепки (id = 1). Попередньо вважаючи, що сили Y_{lk} відомі, та використовуючи відповідні комплексні потенціали Колосова–Мусхелішвілі [84–86], цю задачу звели до системи СІР вигляду (8.53), де під L розуміємо сукупність контурів усіх тріщин ($L = \bigcup_{n=1}^{N_t} L_n$):

$$U_1(t_n') = \sum_{l=1}^{N_s} U_1(t_n', z_{lk}^0, Y_{lk}, N_l^z, \pi/2); \quad k = \overline{1, N_l^z};$$

$$J_1(t_n') = \frac{1}{\pi}\sum_{k=1}^{N_t} \int_{L_k} \left\{K(t_k, t_n') g_k'(t_k) dt_k + L(t_k, t_n') \overline{g_k'(t_k)}\,\overline{dt_k}\right\}; \quad n = \overline{1, N_t}. \tag{8.75}$$

Ядра СІР (8.53) для цієї задачі мають вигляд [86]

$$K(t_k,t_n^{'})=\frac{\exp(i\alpha_n)}{2}\left[\frac{1}{T_k-T_n^{'}}+\frac{\exp(-2i\alpha_n)}{\overline{T}_k-\overline{T_n^{'}}}\frac{d\overline{t_n^{'}}}{dt_n^{'}}\right];\ k,n=\overline{1,N_t};$$

$$L(t_k,t_n^{'})=\frac{\exp(-i\alpha_n)}{2}\left[\frac{1}{\overline{T_k}-\overline{T_n^{'}}}-\exp(-2i\alpha_n)\frac{T_k-T_n^{'}}{(\overline{T_k}-\overline{T_n^{'}})^2}\frac{d\overline{t_n^{'}}}{dt_n^{'}}\right], \qquad (8.76)$$

$$T_n^{'}=t_n^{'}\exp(i\alpha_n)+z_{n0};\ T_k=t_k\exp(i\alpha_k)+z_{k0}.$$

На кожному контурі тріщини L_k невідомі функції $g_k^{'}(t_k),\ t_k\in L_k\ (k=\overline{1,N_t})$ визначені співвідношенням (8.57) і повинні задовольняти додаткові умови

$$\int\limits_{L_k} g_k^{'}(t_k)dt_k=0,\quad k=\overline{1,N_t}, \qquad (8.77)$$

які забезпечують однозначність переміщень у пластині за обходу кожного контуру тріщини [85, 86].

Для підкріпленої N_s вертикальними стрингерами пластини з тріщинами умови сумісності деформацій (8.73) зведемо до системи $N_e=\sum\limits_{m=1}^{N_s}(N_m^z-1)$ інтегро-алгебричних рівнянь

$$\Delta_j\left[\operatorname{Im}\left\{\sum_{n=1}^{N_t}J_{\mathbf{2}}(g_n^{'}(t_n),z_{mj}^1)+hF_5(z_{mj}^1)\right\}\right]+\sum_{l=1}^{N_s}U_{\mathbf{2}}(z_{mj}^1,z_{lk}^0,Y_{lk},N_l^z,\beta_y,\lambda_m,c_m^r)=$$

$$=\frac{2Ehb_{mj}}{E_m(1+\mu)}\sigma_m^y;\quad \beta_y=\frac{\pi}{2};\ m=\overline{1,N_s};\ j=\overline{1,N_m^z-1}. \qquad (8.78)$$

Тут функціонали J_2, U_2 та функція $F_5(z)$ визначені співвідношеннями (8.60)–(8.63), у яких замість b_j взято $b_{mj}=\left|z_{m,j+1}^1-z_{mj}^1\right|$ – довжину j-го елемента m-го стрингера; $\delta_1=\delta_{lm}S_+(j-k);\ \delta_2=\delta_{lm}\delta_{kj};\ \delta_3=\delta_{lm}\delta_{k,j+1};\ z_{mj}^1=z_{mj}^0+ir$ – точки на краях заклепок. Величини c_m^r, λ_m визначені виразами (8.64), (8.65) для кожного стрингера зокрема:

$$c_m^r=C_m^rEh=\frac{5}{\lambda_r}+k\left\{1+\frac{w_m}{b_m\lambda_m}\right\};\quad \lambda_r=\frac{2rE_r}{Eh};\quad m=\overline{1,N_s};\ k=\text{const}; \qquad (8.79)$$

$$\lambda_m=E_mA_m/(Ehb_m);\quad b_m=\min_j(b_{mj});\quad j=\overline{1,N_m^z-1}. \qquad (8.80)$$

Дещо в іншому вигляді аналогічні співвідношення умов сумісності деформацій (8.78) отримано у працях [69, 81] для ідеального дискретного контакту ($c_m^r=0$) паралельних стрингерів і пластини з однією тріщиною.

Для замкнутості системи алгебричних рівнянь (8.78) разом із системою СІР (8.53), записаною для задачі (8.72)–(8.73) з додатковими умовами (8.77),

необхідно ще записати умови рівноваги всіх контактних сил, які діють на заклепки вздовж кожного стрингера. Враховуючи силову рівновагу між пластиною та стрингерами, отримаємо [75]:

$$\sum_{k=1}^{N_m^z} Y_{mk} = \nabla_m A_m \sigma_m^y, \quad m = \overline{1, N_s}, \tag{8.81}$$

де ∇_m=1(–1) – для верхніх (нижніх) частин розірваних нескінченно довгих y-стрингерів; ∇_m=0 – для довільних суцільних та розірваних стрингерів скінченної довжини; A_m – площа поперечного перерізу m-го y-стрингера; σ_m^y – напруження (8.74) на торцях нескінченно довгих y-стрингерів. Отримана система рівнянь повністю визначає невідомі функції $g_k'(t)$ та зосереджені сили Y_{mk} $(m = \overline{1, N_s};\ k = \overline{1, N_m^z})$.

Конкретні розрахунки виконано для підкріпленої системою паралельних y-стрингерів пластини з однією (N_t = 1) тріщиною. Відносні КІН у вершинах тріщини обчислені за співвідношеннями (8.69), записаними у вигляді [75]

$$F_{\mathrm{I}}(A) - iF_{\mathrm{II}}(A) \equiv \left\{K_{\mathrm{I}}(A) - iK_{\mathrm{II}}(A)\right\} \Big/ \left(p\sqrt{\pi a}\right) = u(-1)\sqrt{\left|\tilde{\omega}'(-1)\right|} \Big/ \tilde{\omega}'(-1);$$

$$F_{\mathrm{I}}(B) - iF_{\mathrm{II}}(B) \equiv \left\{K_{\mathrm{I}}(B) - iK_{\mathrm{II}}(B)\right\} \Big/ \left(p\sqrt{\pi a}\right) = u(+1)\sqrt{\left|\tilde{\omega}'(+1)\right|} \Big/ \tilde{\omega}'(+1), \tag{8.82}$$

де $\tilde{\omega}'(\pm 1) = \omega'(\pm 1)/a$; $A = \omega(-1)$ і $B = \omega(+1)$ – початок і кінець контуру тріщини L.

Для оцінки критичного навантаження підкріпленої пластини з тріщиною використано σ_θ-критерій [88] (критерій узагальненого нормального відриву [89]), згідно з яким тріщина поширюється у напрямку радіуса-вектора $\theta = \theta_c$ перпендикулярно максимальним тангенціальним напруженням $\sigma_\theta^{\max}$, коли КІН $K_{\mathrm{I}\theta} = \lim\limits_{r\to 0}\left(\sigma_\theta^{\max}\sqrt{2\pi r}\right)$, який їх характеризує, досягає свого критичного значення $K_{\mathrm{I}c}$. Кут відхилення тріщини і критичне навантаження підкріпленої пластини визначено зі співвідношень [88]

$$\theta_c(D) = 2\arctan\left\{\left(1 - \sqrt{1 + 8n^2}\right)\mathrm{sgn}\left(K_{\mathrm{I}}(D)\right) \Big/ (4n)\right\};\ \ n = K_{\mathrm{II}}(D)/K_{\mathrm{I}}(D);$$

$$\cos^2(\theta_c(D)/2)\left\{K_{\mathrm{I}}(D)\cos(\theta_c(D)/2) - 3K_{\mathrm{II}}(D)\sin(\theta_c(D)/2)\right\} - K_{\mathrm{I}c} = 0.$$

Відносне критичне навантаження пластини (КНП) знаходимо з виразу [75, 76, 81]

$$p^*(D) \equiv p_c(D)/p_0 = 1 \Big/ \left\{\left[F_{\mathrm{I}}(D)\cos\left(\theta_c(D)/2\right) - \right.\right.$$

$$\left.\left. - 3F_{\mathrm{II}}(D)\cos\left(\theta_c(D)/2\right)\right]\cos^2\left(\theta_c(D)/2\right)\right\}, \tag{8.83}$$

де $\theta_c(D)$ – кут початкового напряму поширення тріщини від вершини D (D = = $A;B$); $p_0 = K_{\mathrm{I}c}/\sqrt{\pi a}$ – критичне навантаження для непідкріпленої пластини з тріщиною Ґріффітса; a – півдовжина початкової тріщини.

Числові розрахунки отримано для пластини з однією прямолінійною або криволінійною тріщиною вздовж дуги параболи (8.66) у локальній системі координат (8.47) при $z_0 = (0;0)$; $\alpha \in [0;\pi/2]$; μ = 0,3; r/b = 0,1. Вважали, що у кожній розглядуваній зміцнювальній системі всі стрингери $(m = \overline{1, N_s})$ мають однакову відносну жорсткість (8.80) $\lambda_m = \lambda_s$, рівну кількість заклепок ($N_m^z = N_z$) зі сталою віддаллю між ними $b_{mj} = b_m = b$ $(j = \overline{1, N_z - 1})$ та однаковою податливістю $c_m^r = c_r$ (8.79).

Для підкріпленої пластини з прямолінійною тріщиною різної довжини ($a/b \in [0,1;5,0]$) нескінченно довгими стрингерами (it = 1), симетричними відносно тріщини і перпендикулярними до неї, вплив віддалених від тріщини заклепок незначний. Розглядаючи лише по дві заклепки по обидва боки від тріщини (N_z=4), отримуємо відносні КІН, які різняться від відповідних КІН за великих N_z менше ніж на 1% (табл. 8.10. – числа в чисельнику). Досліджено одновісний розтяг пластини на нескінченності (q = 0, $\gamma = \pi/2$) для N_s = 2, $x_2 = -x_1 = c = 2b$, ib = 1, λ_s = 2, N_v = 48, $\alpha = d_1 = d_2 = 0$. Тут і надалі x_m $(m = \overline{1, N_s})$ – абсциси осей y-стрингерів (рис. 8.28). Іншу поведінку КІН з ростом кількості заклепок у стрингерах спостерігаємо за підкріплення пластини з тріщиною стрингерами скінченної довжини (it = 0) з вільними торцями (табл. 8.10 – дані в знаменнику). Тут найкращий підкріпний ефект дають короткі стрингери (N_z = 2), які розташовані поблизу кінців тріщини ($c/a \in [0,7;1,0]$) і протидіють розкриттю її берегів.

Таблиця 8.10

Вплив на відносний КІН кількості заклепок у стрингерах для різних довжин прямолінійної тріщини (у чисельнику дані для *it* = 1, у знаменнику для *it* = 0)

a/b	$F_{\mathrm{I}} \equiv F_{\mathrm{I}}(A) = F_{\mathrm{I}}(B)$				
	$N_z = 2$	$N_z = 4$	$N_z = 8$	$N_z = 16$	$N_z = 32$
1,0	0,996 0,962	0,977 0,827	0,970 0,728	0,970 0,768	0,969 0,848
2,0	0,598 0,399	0,601 0,406	0,604 0,433	0,602 0,479	0,600 0,526
3,0	0,494 0,432	0,464 0,355	0,463 0,351	0,462 0,376	0,461 0,406
4,0	0,584 0,552	0,546 0,475	0,541 0,441	0,540 0,450	0,539 0,477

Коли відстань між вершинами тріщини і стрингерами (для it = 0) зростає, то мінімальні значення відносних КІН отримуємо не для великих N_z, а для певного конкретного значення кількості заклепок (N_z = 8). Для заданої схеми підкріплення пластини маємо $K_{\mathrm{I}}\big|_{(it=0)} < K_{\mathrm{I}}\big|_{(it=1)}$ (табл. 8.10), тобто тут симе-

тричні стрингери скінченної довжини краще понижують КІН, ніж відповідні нескінченно довгі.

Досліджено вплив відносного вертикального зміщення *d/b* горизонтальної прямолінійної тріщини, перпендикулярної до осей двох стрингерів скінченної довжини, на відносні КІН (рис. 8.29) для різної кількості заклепок у стрингерах $N_z = \{2;4;8;16\}$ при $a = c = x_2 = -x_1 = 2{,}5b$, λ_s=4; c_r=0 [69]. За такого геометричного зміщення тріщини для вертикального розтягу пластини на нескінченності напруженнями p (q = 0, $\gamma = \pi/2$), крім відносних КІН $F_{\mathrm{I}} = F_{\mathrm{I}}(B) = F_{\mathrm{I}}(A) = K_{\mathrm{I}}(A)/p\sqrt{\pi a}$ (суцільні лінії), присутні також відносні КІН $F_{\mathrm{II}} = F_{\mathrm{II}}(B) = F_{\mathrm{II}}(A) = K_{\mathrm{II}}(A)/p\sqrt{\pi a}$ (штрихові лінії). Однак для більшої кількості заклепок у стрингерах ($N_z > 8$) вплив вертикальної асиметричності тріщини відносно центрів стрингерів на зміну КІН зменшується ($K_{\mathrm{II}} \to 0$, а K_{I} прямує до свого значення для симетричного розміщення тріщини).

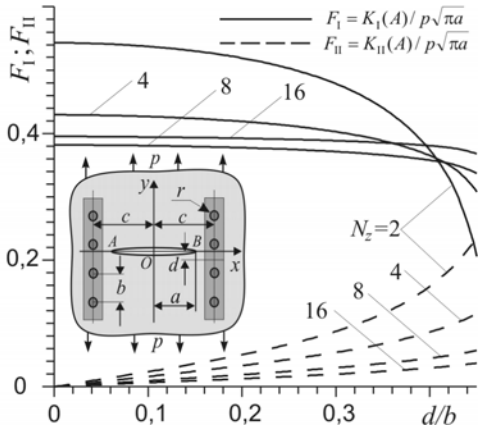


Рис. 8.29. Вплив на відносні КІН вертикального геометричного зміщення прямолінійної горизонтальної тріщини для різних кількостей заклепок у двох вертикальних стрингерах

Вплив форми тріщини на КІН та відносні критичні навантаження підкріпленої пластини (8.83) розглянуто на прикладі задачі про вертикальний розтяг на нескінченності (підкріпленої двома стрингерами скінченної довжини) пластини з параболічною тріщиною різної довжини a/c = = {0,4;0,8;1,0} (рис. 8.30). З ростом кривини дуги тріщини (для $\varepsilon > 1$) відносні КІН $F_{\mathrm{I}}(B) = F_{\mathrm{I}}(A)$ зменшуються майже до нуля (суцільні лінії), а $F_{\mathrm{II}}(B)$ ($F_{\mathrm{II}}(A) = -F_{\mathrm{II}}(B)$) зростають (штрихові), досягаючи свого максимального значення на проміжку $\varepsilon \in [0{,}8;\ 1{,}0]$ (рис. 8.30*а*). Для заданих параметрів задачі (N_s = 2; N_z = 10; $c = 2{,}5b$, λ_s = 1; c_r = 0) незалежно від довжини тріщини найнебезпечніші не прямолінійні (ε = 0), а слабо викривлені ($\varepsilon \approx 0{,}3$) тріщини (рис. 8.30*б*). Для стрингерів з малою жорсткістю ($\lambda_s \to 0$) отримано відомі результати відносних КІН і КНП для непідкріпленої пластини з криволінійною тріщиною [6, 86].

Визначено відносні КІН для прямолінійної тріщини (довжини 2*a*), яка під кутом $\alpha = 38{,}7^{\circ}$ (за такого нахилу вона пройде посередині між сусідніми заклепками в стрингерах) до осі *Ox* поширюється попід одним ($x_1 = 0$); двома ($x_2 = -x_1 = c = 2{,}5b$); трьома ($x_3 = -x_1 = c$, $x_2 = 0$) і п'ятьма стрингерами ($x_5 = -x_1 = 2c$, $x_4 = -x_2 = c$, $x_3 = 0$) (рис. 8.31). Тут пластина на нескінченності

вільна, а нормальний тиск p прикладено до берегів тріщини за таких параметрів задачі: $r = 0{,}1b$; $c_r = 0$; $N_z = 12$; $\lambda_s = 4$.

Досліджуючи НДС підкріпленої пластини з криволінійною тріщиною (рис. 8.30) або нахиленою прямолінійною (рис. 8.31), можна зробити висновок, що найсуттєвіше зменшення відносних КІН спостерігається для вершин тріщин, які пройшли під відповідним стрингером і знаходились недалеко від нього (на відстані $\approx 0{,}2a$). Подібні висновки для симетричних прямолінійних тріщин, розміщених перпендикулярно до стрингерів, зроблені також у працях [58, 60, 66]. У часткових випадках ідеального контакту в заклепках ($c_r = 0$) для симетрично розташованих підкріпних нескінченно довгих стрингерів відносно прямолінійної тріщини, що проходить через їх центральні заклепки, отримані значення КІН збігаються з відомими [60, 66].

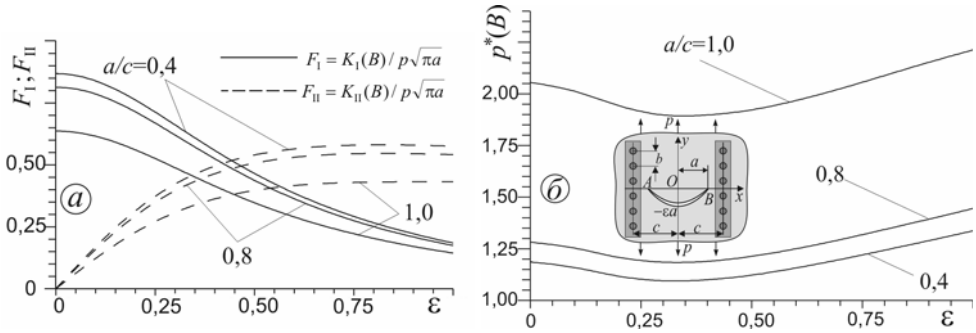
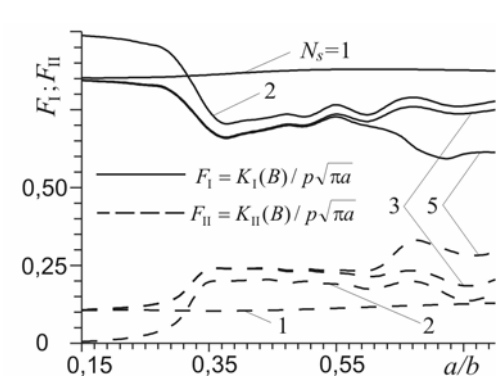


Рис. 8.30. Вплив параметрів кривини ($\varepsilon = \delta/a$) та довжини (a/c) тріщини на відносні КІН ($а$) та відносне КНП ($б$)



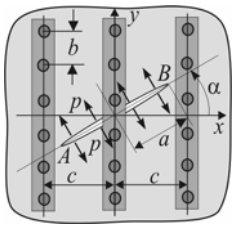


Рис. 8.31. Відносні КІН для нахиленої прямолінійної тріщини, що проходить під одним (N_s=1), двома (N_s=2), трьома (N_s=3) або п'ятьма (N_s=5) вертикальними стрингерами

Визначено вплив орієнтації прямолінійної тріщини, зокрема кута її нахилу до осі Ox, на відносні КІН та КНП. Розглянуто всебічний розтяг пластини (з вільною тріщиною) на нескінченності ($p = q$, $\gamma = \pi/2$) (рис. 8.32) та вільну на нескінченності пластину, коли однакові нормальні та дотичні напруження p прикладені до берегів тріщини (рис. 8.33). Розраховували для параметрів $it = 0$; $N_s = 2$, $x_2 = -x_1 = c = 2{,}5b$; $c_r = 0$; $a = 2b$; $N_z = 10$; $\lambda_s = \{1;2;4;8\}$. Зміна КІН залежно від кута нахилу тріщини α аналогічна зміні їх відповідних значень

для непідкріплених пластин з тріщинами [6], однак кількісні характеристики КІН суттєво залежать від низки параметрів задачі, особливо жорсткості стрингерів λ_s. Жорсткіші стрингери значно понижують КІН K_{I} (у діапазоні $\alpha\in[0;\pi/4]$) і K_{II} (у діапазоні $\alpha\in[\pi/8;\pi/3]$) як для всебічного розтягу пластини на нескінченності (рис. 8.32), так і за заданих напружень на берегах тріщини (рис. 8.33). Відповідні їм значення відносних КНП найбільші для $\alpha = 0$ за всебічного розтягу (рис. 8.32*б*) і для $\alpha\in[\pi/8;\pi/4]$ – для заданих на берегах тріщини нормальних і дотичних напружень (рис. 8.33*б*) [81].

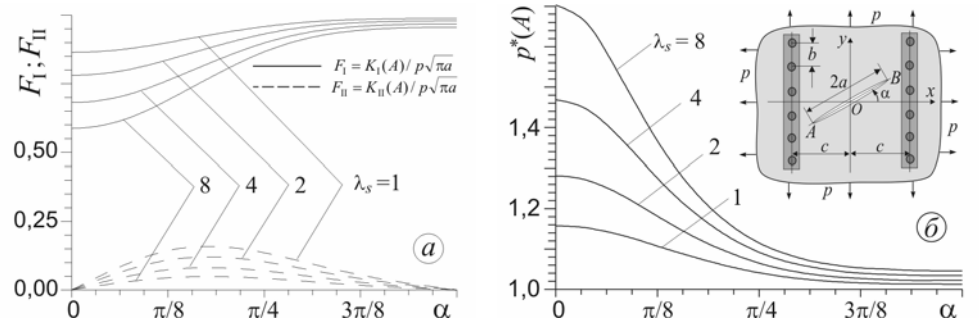


Рис. 8.32. Вплив кута нахилу прямолінійної тріщини на відносні КІН (*а*) та КНП (*б*) для всебічного розтягу пластини та різних відносних жорсткостей стрингерів

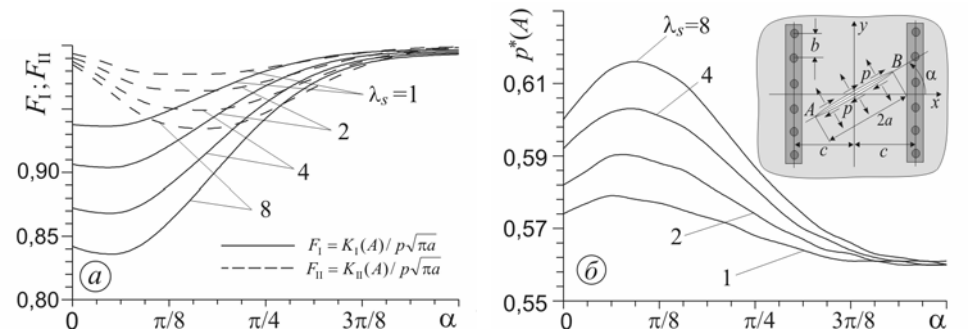


Рис. 8.33. Вплив кута нахилу прямолінійної тріщини на відносні КІН (*а*) та КНП (*б*) за різних жорсткостей стрингерів для заданих нормальних і дотичних напружень на берегах тріщини

Поряд з відносною жорсткістю підкріпних стрингерів λ_s на НДС пластини з тріщиною суттєво впливає податливість заклепкового з'єднання $c_r = c_m^r$ $(m = \overline{1, N_s})$ (8.79). Вибравши модель з'єднання, податливість якого визначає вираз (8.51) для k = 0,2 [62], обчислили відносні КІН для підкріпленої двома стрингерами ($x_2 = -x_1 = c = 5b$; N_z = 10; λ_s = 1; $r = 0{,}1b$) пластини з нахиленою (α = 0,675) прямолінійною тріщиною під дією внутрішнього тиску p, залежно від довжини тріщини та відносної жорсткості заклепок λ_r (8.65) (рис. 8.34). Відносні величини податливості заклепкового з'єднання c_r та

жорсткості заклепок λ_r зв'язані співвідношенням (8.79). Тут подано також відповідні криві і для ідеального контакту в заклепках ($c_r = 0$). За врахування податливості дискретного з'єднання заклепки великої жорсткості ($\lambda_r = 1{,}0$; 10,0) не дають такого підкріпного ефекту, який маємо за ідеального дискретного контакту ($c_r = 0$) стрингерів та пластини. Це пояснюють тим, що заклепковому з'єднанню, навіть для абсолютно жорстких заклепок ($\lambda_r \to \infty$), характерна деяка податливість (рис. 8.19*б*), яку визначають параметри пластини та стрингерів.

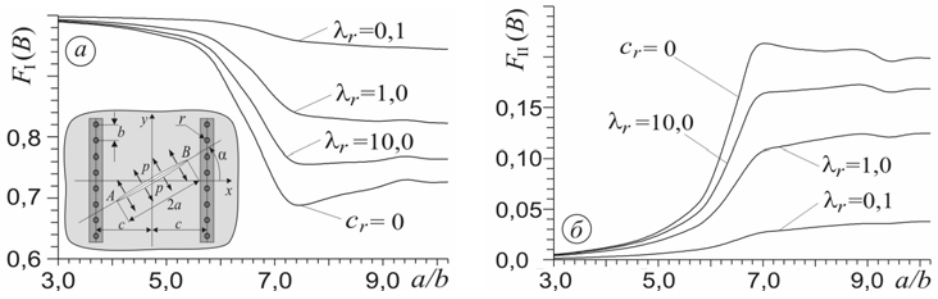


Рис. 8.34. Вплив відносної жорсткості заклепок на зміну КІН $F_{\mathrm{I}}(B)$ (*а*) та $F_{\mathrm{II}}(B)$ (*б*) для різних довжин нахиленої прямолінійної тріщини

На НДС пластини з тріщиною та її граничну рівновагу якісно по-іншому впливають розірвані стрингери. Суттєве зростання КІН спостерігаємо для тих тріщин, вершини яких розташовані біля місць розриву стрингерів. Зокрема, розрив вертикального стрингера біля вершини тріщини вздовж дуги параболи (8.66) за всебічного розтягу пластини на нескінченності ($q = p$) не зміцнює пластину, а послаблює її (рис. 8.35). Обчислено відносні КІН $F_{\mathrm{I}}(B)$ (рис. 8.35*а*), $F_{\mathrm{II}}(B)$ (рис. 8.35*б*) та відносне КНП $p^*(B)$ (рис. 8.35*в*) за розриву нескінченно довгого ($it = 1$) стрингера (суцільні лінії) та стрингера скінченної (($it = 0$) з вільними торцями $\sigma_s = 0$) довжини (штрихові лінії) для різної кривини параболічної тріщини та низки значень відносної жорсткості стрингера $\lambda_s = \{1; 2; 4\}$. Розраховували для $a = c = 2b$; $N_z = 8$; $c_r = 0$; $d_2 = -d_1 = 4{,}5b$; $r = 0{,}1b$.

Для підкріпленої двома y-стрингерами пластини з горизонтальною прямолінійною тріщиною (за вертикального розтягу пластини на нескінченності) розрив лівого стрингера призводить до суттєвого підвищення КІН у ближній до місця розриву вершині A (рис. 8.36, штрихові лінії), порівняно з вершиною B біля суцільного стрингера (рис. 8.36, суцільні лінії). Це особливо стосується вершин тріщини, які знаходяться неподалік розірваного стрингера ($a/c \in [0{,}7; 1{,}4]$, де $\pm c$ – абсциси осей y-стрингерів). За розриву лівого нескінченно довгого стрингера ($it = 1$, рис. 8.36*а*) відносний КІН збільшується і у правій вершині (біля суцільного стрингера $F_{\mathrm{I}}(B) > 1$) короткої тріщини при $a < 1{,}8b$, чого не спостерігаємо для розірваного стрингера скінченної довжини (рис. 8.36*б*).

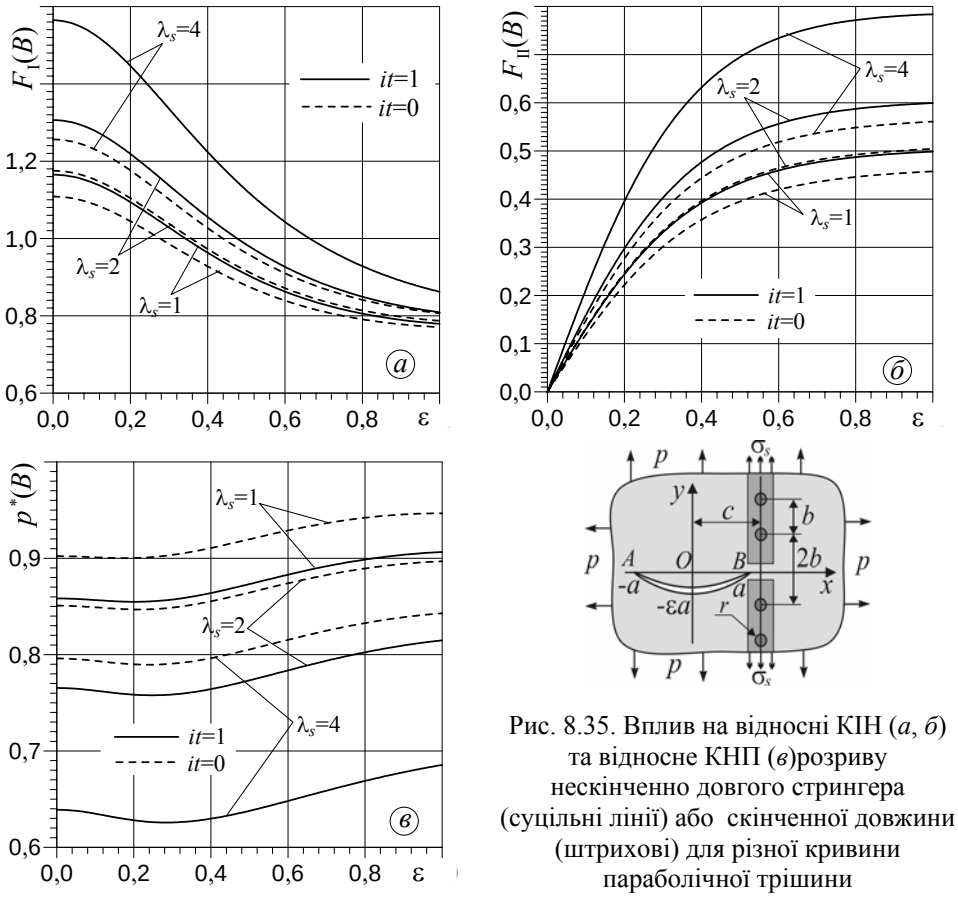


Рис. 8.35. Вплив на відносні КІН (*а*, *б*) та відносне КНП (*в*)розриву нескінченно довгого стрингера (суцільні лінії) або скінченної довжини (штрихові) для різної кривини параболічної трішини

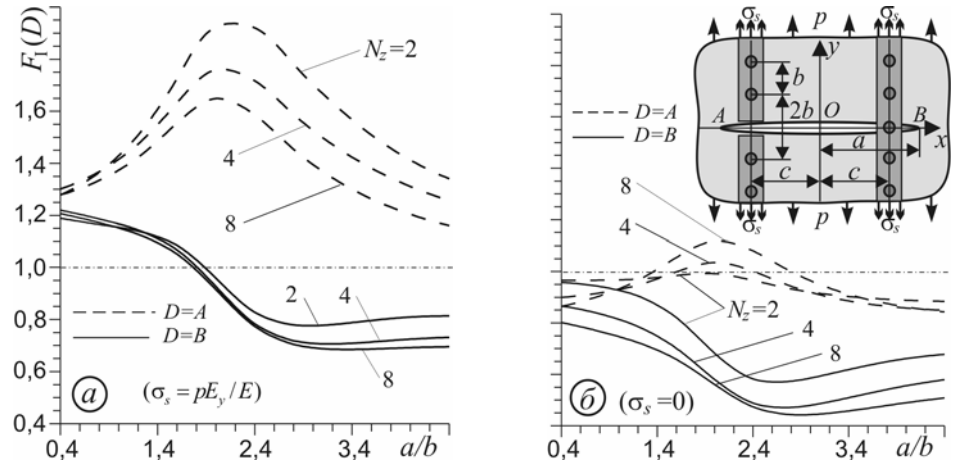


Рис. 8.36. Вплив на відносні КІН F_I розриву лівого нескінченно довгого (*it* = 1) стрингера (*а*), або стрингера скінченної довжини (*it* = 0) (*б*) за різної кількості заклепок

Зі збільшенням кількості заклепок N_z у нескінченно довгих стрингерах КІН і у вершинах біля розірваного і суцільного стрингерів (рис. 8.36*а*) понижується. Для аналогічного розірваного стрингера скінченної довжини маємо додаткове зростання КІН лише у лівій вершині тріщини для $a/b \in [1{,}4;\ 3{,}2]$ (рис. 8.36*б*). Окрім цього, для нескінченно довгих стрингерів зі збільшенням N_z відносні КІН $F_1(A)$ для коротких тріщин ($a/b < 1{,}4$) і $F_1(B)$ для тріщин різної довжини $a/b \in [0{,}4;\ 4{,}4]$ (рис. 8.36*а*) змінюються несуттєво. Розраховували для $c = 2b$; $\lambda_s = 4$; $\sigma_s = pE_y/E$ ($it = 1$); $\sigma_s = 0$ ($it = 0$) з урахуванням податливості заклепкового з'єднання (8.79), де $\lambda_r = \lambda_s$; $w_s = b/2$; $k = 0{,}2$.

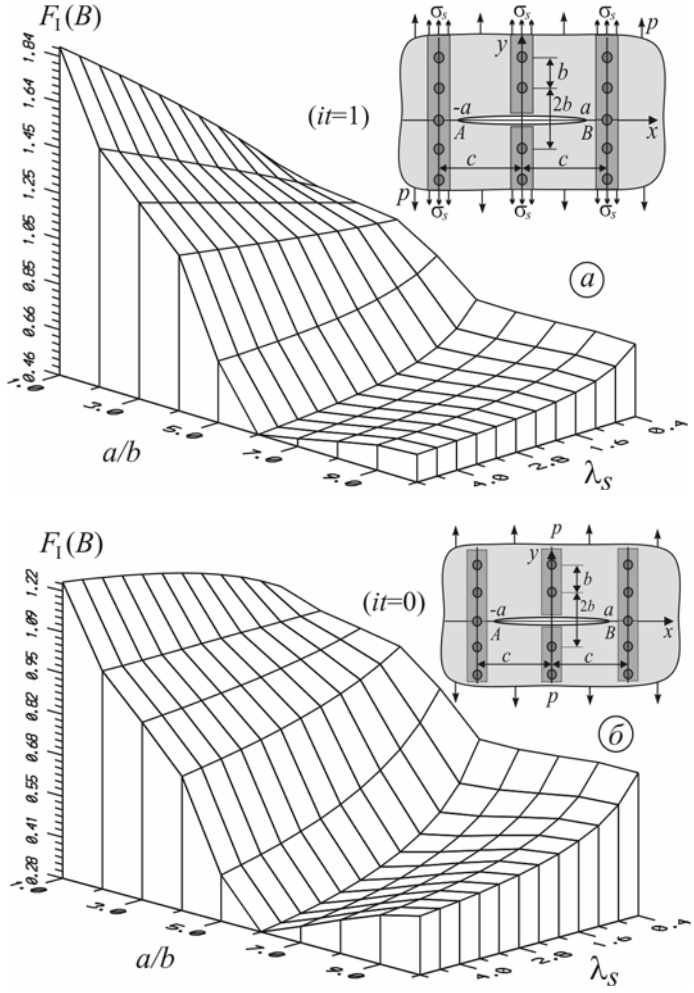


Рис. 8.37. Вплив розриву нескінченно довгого ($it = 1$) центрального стрингера (*а*) або стрингера скінченної довжини ($it = 0$) (*б*) на зміну відносних КІН для різних довжин горизонтальної прямолінійної тріщини

Розраховано відносні КІН $F_I(B)$ для різної довжини ($a/b \in [1; 10]$) прямолінійної горизонтальної тріщини ($F_I(A) = F_I(B)$) у пластині, підкріпленій трьома вертикальними стрингерами, центральний з яких розірваний (рис. 8.37). Розглянуто нескінченно довгі стрингери з різною відносною жорсткістю $\lambda_s \in [0{,}4; 4{,}8]$ (рис. 8.37*а*) або аналогічні скінченної довжини (рис. 8.37*б*) за вертикального розтягу пластини на нескінченності напруженнями p (q = 0, $\gamma = \pi/2$) та параметрів: $N_z = 9$; $c_r = 0$; $c = 5b$; $r = 0{,}1b$. Послаблення пластини ($F_I(B) > 1$) внаслідок розриву стрингера спостерігаємо лише для коротких тріщин ($a/b < 1{,}5$ ($it = 0$) і $a/b < 4$ ($it = 1$)). Коли вершини тріщини є під суцільними стрингерами або пройшли їх, то вплив розірваного центрального стрингера на КІН незначний. Максимальний підкріпний ефект від дії на пластину суцільних стрингерів маємо для параметра $a/c \approx 1{,}1$ і за найбільшої жорсткості стрингерів.

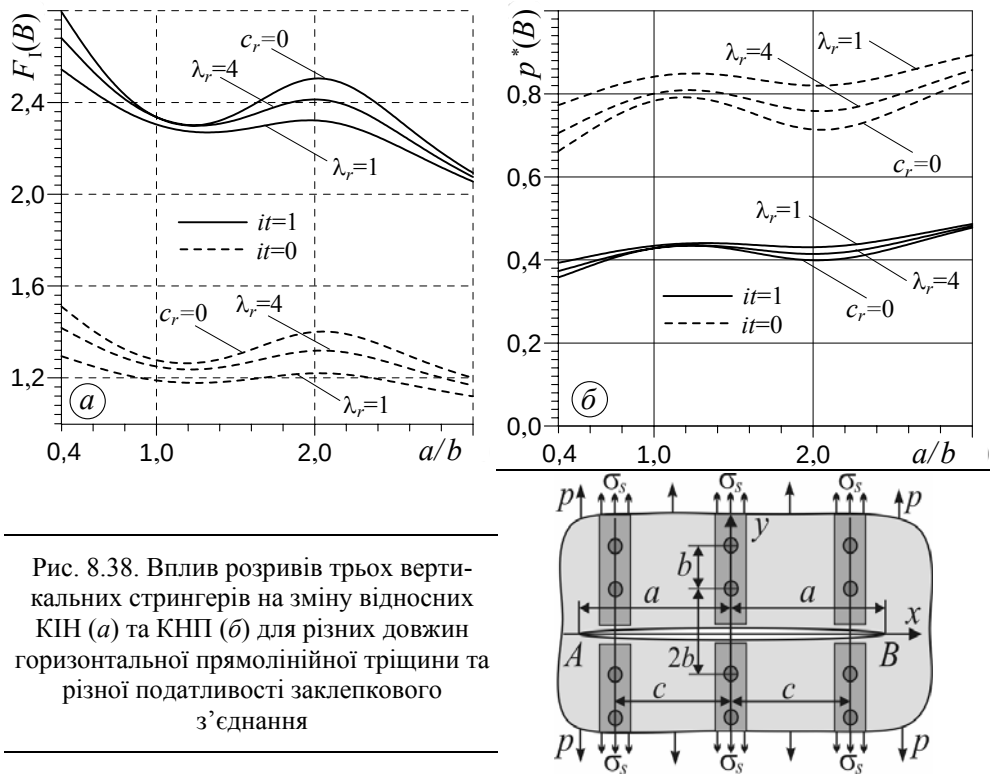


Рис. 8.38. Вплив розривів трьох вертикальних стрингерів на зміну відносних КІН (*а*) та КНП (*б*) для різних довжин горизонтальної прямолінійної тріщини та різної податливості заклепкового з'єднання

Коли розірваний не один, а декілька підкріпних стрингерів, то бажаного зниження КІН (підвищення відносного КНП) для пластини з тріщиною може не бути зовсім – незалежно від довжини тріщини, відносної жорсткості заклепок та інших параметрів задачі. Розраховано відносні КІН (рис. 8.38*а*) та КНП (рис. 8.38*б*) для підкріпленої трьома розірваними вертикальними стрингерами (нескінченно довгими із завантаженими торцями на нескінченності –

суцільні лінії (*it* = 1); стрингерами скінченної довжини з вільними торцями – штрихові лінії (*it* = 0)) пластини з горизонтальною прямолінійною тріщиною в області розриву стрингерів (рис. 8.38). Розраховували за вертикального розтягу пластини на нескінченності для ідеального дискретного з'єднання стрингерів (c_r = 0) або із урахуванням податливості заклепкового з'єднання згідно зі співвідношенням (8.79) при k = 0,2 для двох значень відносної жорсткості заклепок $\lambda_r = \{1;4\}$ та таких параметрів: $N_z = 8$; $N_s = 6$; $x_1 = x_2 = -c$; $x_3 = x_4 = 0$; $x_5 = x_6 = c$; $c = 2b$; $r = 0{,}1b$.

Отримані значення відносних КІН $F_{\mathrm{I}} = K_{\mathrm{I}} / p\sqrt{\pi a}$ для симетричної горизонтально розміщеної прямолінійної тріщини і розірваного центрального нескінченно довгого (із завантаженими торцями) *y*-стрингера за вертикального розтягу пластини на нескінченності збігаються з відомими [58, 66].

8.4.4. Підкріплення пластин з тріщинами двома системами взаємно перпендикулярних стрингерів

Розглянуто нескінченну пластину завтовшки h, яка послаблена тріщинами $L_k\,(k = \overline{1, N_t})$ і підкріплена N_x горизонтальними та N_y вертикальними суцільними та розірваними стрингерами. Стрингери з'єднані з пластиною дискретно – через пружні заклепки малого (проти відстаней між ними) радіуса r [70–76]. Тут і надалі індекси "*x*", "*y*" вказуватимуть на належність величин до *x, y*-стрингерів відповідно. Введено основну декартову систему координат *xOy,* осі якої паралельні до заданих систем стрингерів, і локальні декартові системи координат $x_kO_ky_k$, до яких віднесено контури тріщин L_k (рис. 8.39). Вважають, що стрингери працюють на розтяг–стиск й одна і та ж заклепка не може одночасно знаходитись на *x*- та *y*-стрингерах.

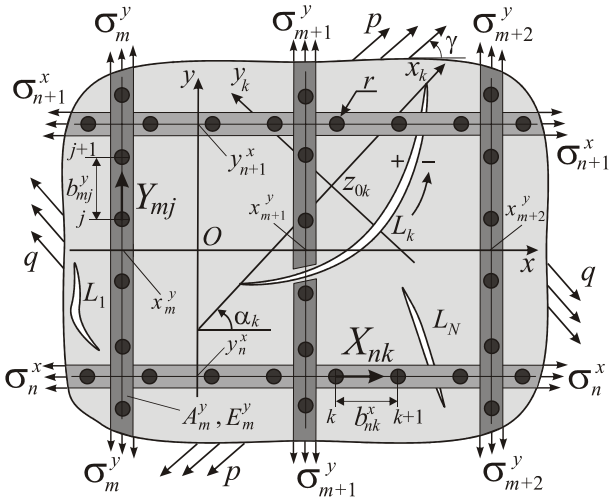


Рис. 8.39. Схема підкріплення *x,y*-стрингерами пластини з тріщинами

На берегах тріщин задані самозрівноважені напруження (8.72), а на нескінченності в площині пластини діють взаємно перпендикулярні напруження p і q, причому напруження p напрямлені під кутом γ до осі Ox. Вважають також, що підкріплена пластина знаходиться в узагальненому плоскому напруженому стані.

Розглянуто підкріплення пластини суцільними та розірваними стрингерами скінченної довжини з вільними торцями ($it = 0$) або нескінченно довгими ($it = 1$), торці яких завантажені напруженнями

$$\sigma_n^x = \frac{E_n^x}{2E}\{(p+q)(1-\mu)+(p-q)(1+\mu)\cos(2\gamma)\};\quad n=\overline{1,N_x}; \tag{8.84}$$

$$\sigma_m^y = \frac{E_m^y}{2E}\{(p+q)(1-\mu)-(p-q)(1+\mu)\cos(2\gamma)\};\quad m=\overline{1,N_y},$$

визначеними з умов сумісності деформацій стрингерів і пластини на нескінченності [71, 73, 75]. Тут E_n^x, E_m^y – модулі пружності n-го x-стрингера та m-го y-стрингера відповідно.

Вплив приклепаних стрингерів на пластину з тріщинами замінено дією горизонтальних $X_{nk}\left(n=\overline{1,N_x}; k=\overline{1,N_n^x}\right)$ та вертикальних $Y_{mj}\left(m=\overline{1,N_y}; j=\overline{1,N_m^y}\right)$ зосереджених сил, прикладених до центрів дископодібних жорстких включень радіуса заклепок, де N_n^x, N_m^y – кількість заклепок у n-му x-стрингері та в m-му y-стрингері. Порядок нумерації заклепок й елементів стрингерів вибрано за напрямками осей основної системи координат.

Значення невідомих зосереджених сил визначено з умов спряження пластини із заданими системами стрингерів, які включають силову рівновагу

$$X_{nk} = -X_{nk}^s;\ n=\overline{1,N_x}; k=\overline{1,N_n^x}\ ; \qquad Y_{mj} = -Y_{mj}^s;\ m=\overline{1,N_y}; j=\overline{1,N_m^y}\ , \tag{8.85}$$

та умови сумісності переміщень між парами сусідніх точок прикладання зосереджених сил у пластині та стрингерах

$$\Delta_k\left\{u(z_{nk}^{0x})-u_s(z_{nk}^{0x})\right\} = \frac{c_n^x}{2Eh}\Delta_k X_{nk},\ \Delta_j\left\{v(z_{mj}^{0y})-v_s(z_{mj}^{0y})\right\} = \frac{c_m^y}{2Eh}\Delta_j Y_{mj}. \tag{8.86}$$

Тут $k=\overline{1,N_n^x-1}$; $j=\overline{1,N_m^y-1}$; u, v (u_s, v_s) – x,y-компоненти переміщень точок пластини (стрингерів); z_{nk}^{0x}, z_{mj}^{0y} – точки пластини, що відповідають центрам заклепок; різниці Δ_k, Δ_j визначені у (8.44); $X_{nk}(X_{nk}^s)$, $Y_{mj}(Y_{mj}^s)$ – невідомі зосереджені сили, що діють у пластині (стрингерах); $c_n^x\,(c_m^y)$ – відносна податливість заклепкового з'єднання в $n(m)$-му $x(y)$-стрингері, яку визначаємо із співвідношень

$$c_n^x = \frac{5}{\lambda_r} + k\left(1+\frac{w_n^x}{b\lambda_n^x}\right);\quad c_m^y = \frac{5}{\lambda_r} + k\left(1+\frac{w_m^y}{b\lambda_m^y}\right),\quad k=\text{const}, \tag{8.87}$$

де $k = 0{,}2$ [62] або $k = 0{,}8$ [78]; $w_n^x = A_n^x / h_n^x; w_m^y = A_m^y / h_m^y$; λ_r, λ_n^x, λ_m^y – відносна жорсткість заклепок (8.65) та *x,y*-трингерів відповідно:

$$\lambda_n^x = \frac{A_n^x E_n^x}{Ehb},\ n = \overline{1, N_x};\quad \lambda_m^y = \frac{A_m^y E_m^y}{Ehb},\ m = \overline{1, N_y}; \tag{8.88}$$

$$\begin{gathered} b = \min(b_x, b_y);\ b_x = \min_{n,k} b_{nk}^x;\ b_y = \min_{m,j} b_{mj}^y; \\ b_{nk}^x = \left| z_{n,k}^{0x} - z_{n,k+1}^{0x} \right|;\quad b_{mj}^y = \left| z_{m,j}^{0y} - z_{m,j+1}^{0y} \right|. \end{gathered} \tag{8.89}$$

Окремий випадок ідеального дискретного контакту стрингерів з пластиною отримаємо, коли в умовах сумісності (8.86) покладемо $c_n^x = c_m^y = 0$ [60, 69, 81].

Виходячи зі співвідношень (8.81), умови рівноваги кожного суцільного або розірваного *x,y*-стрингерів (які не працюють на згин) запишемо так:

$$\sum_{k=1}^{N_n^x} X_{nk} = \nabla_n^x A_n^x \sigma_n^x,\ n = \overline{1, N_x};\qquad \sum_{j=1}^{N_m^y} Y_{mj} = \nabla_m^y A_m^y \sigma_m^y,\ m = \overline{1, N_y}\ , \tag{8.90}$$

де $\nabla_n^x (\nabla_m^y) = 1$ – для правих (верхніх) частин розірваних нескінченно довгих *x*(*y*)-стрингерів; $\nabla_n^x (\nabla_m^y) = -1$ – те саме для лівих (нижніх) частин; $\nabla_n^x = \nabla_m^y = 0$ – для довільних суцільних та розірваних *x,y*-стрингерів скінченної довжини; $A_n^x (A_m^y)$ – площа поперечного перерізу *n*(*m*)-го *x*(*y*)-стрингера; напруження σ_n^x, σ_m^y визначені виразами (8.84).

Спочатку вважаємо, що введені в розгляд зосереджені сили (8.56) відомі. Розглядаємо пластину з тріщинами, яка завантажена на нескінченності двовісним розтягом та системами горизонтальних і вертикальних зосереджених сил, прикладених до центрів дископодібних жорстких включень радіуса заклепок. Використавши відомі комплексні потенціали щодо відповідних задач теорії пружності для тіл з тріщинами та включеннями [71, 73, 84, 86], вирази для комплексних потенціалів цієї задачі запишемо у вигляді

$$\Phi(z) = \frac{1}{2\pi h} \sum_{k=1}^{N} \int_{L_k} \frac{\exp(i\alpha_k) g_k'(t_k)}{T_k - z} dt_k - \frac{1}{2\pi h(1+\kappa)} \sum_{n=1}^{N_x} \sum_{k=1}^{N_n^x} \frac{X_{nk}}{z - z_{nk}^{0x}} - \tag{8.91}$$

$$- \frac{i}{2\pi h(1+\kappa)} \sum_{m=1}^{N_y} \sum_{j=1}^{N_m^y} \frac{Y_{mj}}{z - z_{mj}^{0y}} + (p+q)/4 + ic_p\ ,$$

$$\Psi(z) = \frac{1}{2\pi h} \sum_{k=1}^{N} \left\{ \int_{L_k} \frac{\exp(-i\alpha_k) \overline{g_k'(t_k)}}{T_k - z} d\overline{t_k} - \frac{\exp(i\alpha_k) g_k'(t_k)}{(T_k - z)^2} dt_k \right\} +$$

$$+ \frac{1}{2\pi h(1+\kappa)} \left\{ \sum_{n=1}^{N_x} \sum_{k=1}^{N_n^x} \left[\frac{\kappa}{z - z_{nk}^{0x}} - \frac{\overline{z_{nk}^{0x}}}{(z - z_{nk}^{0x})^2} \right] X_{nk} - \right.$$

$$-i\sum_{m=1}^{N_y}\sum_{j=1}^{N_m^y}\left[\frac{\kappa}{z-z_{mj}^{0y}}-\left(\frac{\overline{z_{mj}^{0y}}}{(z-z_{mj}^{0y})^2}+\frac{2r^2}{(z-z_{mj}^{0y})^3}\right)\right]Y_{mj}\Bigg\}-\frac{p-q}{2\exp(2i\gamma)}, \qquad (8.92)$$

де

$$g_k'(t_k)=\frac{2Gh}{i(1+\kappa)}\frac{d}{dt_k}\left\{\left[u_k(t_k)+iv(t_k)\right]^+-\left[u_k(t_k)+iv(t_k)\right]^-\right\},\ t_k\in L_k,\quad k=\overline{1,N_t}\ , \qquad (8.93)$$

$u_k(t_k), v_k(t_k)$ – компоненти переміщень на контурах тріщин у локальних системах координат; c_p – дійсна стала, що визначає поворот всієї пластини на нескінченності [84, 86]; $\kappa=(3-\mu)/(1+\mu)$; $T_k=t_k\exp(i\alpha_k)+z_{0k}$, z_{0k} – комплексні координати початку k-ої локальної системи координат.

Задовольнивши за допомогою комплексних потенціалів (8.91), (8.92) крайові умови на контурах тріщин (8.72), отримаємо систему СІР

$$\sum_{n=1}^{N_x}U_1(t_k',z_{ni}^{0x},X_{ni},N_n^x,\beta_x)+\sum_{m=1}^{N_y}U_1(t_k',z_{mj}^{0y},Y_{mj},N_m^y,\beta_y)+$$
$$+\ J_1(t_k')=f_k(t_k');\quad t_k'\in L_k,\ k=\overline{1,N_t}\ , \qquad (8.94)$$

де $\beta_x=0;\beta_y=\pi/2$, а права частина та функціонали $U_1, J_1(t_k')$ визначені виразами (8.55), (8.75). Крім того, невідомі функції $g_k'(t)$ повинні ще задовольняти додаткові умови (8.77), які забезпечують однозначність переміщень у пластині за обходу контурів тріщин.

Невідомі зосереджені сили X_{nk}, Y_{mj} визначаємо з умов спряження пластини та стрингерів (8.85), (8.86). Видовження кожного елемента стрингера (відрізка між двома сусідніми заклепками) має вигляд [71, 74]

$$\Delta_i u^s(z_{ni}^{0x})=\frac{b_{ni}^x}{E_n^xA_n^x}\left\{-\sigma_n^xA_n^x+\sum_{k=1}^{i}X_{nk}^s\right\};\ \Delta_j v^s(z_{mj}^{0y})=\frac{b_{mj}^y}{E_m^yA_m^y}\left\{-\sigma_m^yA_m^y+\sum_{k=1}^{j}Y_{mk}^s\right\}, \qquad (8.95)$$

де $b_{ni}^x(b_{mj}^y)$ – довжина $i(j)$-го елемента в $n(m)$-му $x(y)$-стрингері (8.89); напруження $\sigma_n^x(\sigma_m^y)$ визначені виразами (8.84) для нескінченно довгих стрингерів (it = 1), або $\sigma_n^x=\sigma_m^y=0$ – для стрингерів скінченної довжини (it = 0). Використовуючи вирази для вектора переміщень довільної точки пластини [84] через комплексні потенціали (8.91), (8.92), отримаємо [70, 71]:

$$4G\left\{u(z)+iv(z)\right\}=\frac{1}{\pi h}\sum_{k=1}^{N_t}\int_{L_k}\left\{F_1(t_k,z)g_k'(t_k)\,dt_k+F_2(t_k,z)\overline{g_k'(t_k)}\,d\overline{t_k}\right\}\ +$$

$$+\frac{1}{\pi h(1+\kappa)}\left\{\sum_{n=1}^{N_x}\sum_{i=1}^{N_n^x}\left[F_3(z,z_{ni}^{0x})+F_4(z,z_{ni}^{0x})\right]X_{ni}+i\sum_{m=1}^{N_y}\sum_{j=1}^{N_m^y}\left[F_3(z,z_{mj}^{0y})-F_4(z,z_{mj}^{0y})\right]Y_{mj}\right\}+$$
$$+F_5(z)+2(1+\kappa)ic_pz+c_g\,, \qquad (8.96)$$

де ядра $F_1(t_k,z)$, $F_2(t_k,z)$ та функції $F_3(z,z_0), F_4(z,z_0), F_5(z)$ визначені виразами (8.62), (8.63); c_g – комплексна стала, яка характеризує переміщення пластини як жорсткого цілого.

За врахування силової рівноваги (8.85) та співвідношень (8.95), (8.96) умови сумісності видовжень елементів стрингерів (8.86), записані для точок на краях заклепок у *x,y*-стрингерах $z_{ni}^{1x} = z_{ni}^{0x} + r$, $z_{mj}^{1y} = z_{mj}^{0y} + ir$, набудуть вигляду

$$\sum_{l=1}^{N_x} U_2(z_{ni}^{1x}, z_{lk}^{0x}, X_{lk}, N_z^x, \beta_x, \beta_x, \lambda_n^x, c_n^x) + \sum_{l=1}^{N_y} U_2(z_{ni}^{1x}, z_{lk}^{0y}, Y_{lk}, N_z^y, \beta_y, \beta_x) +$$

$$+ \Delta_i \left[\mathrm{Re}\left\{ J_2(z_{ni}^{1x}) + hF_5(z_{ni}^{1x}) \right\} \right] = -\frac{2Eh}{E_n^x(1+\mu)} b_{ni}^x \sigma_n^x, \quad n = \overline{1, N_x}; \quad i = \overline{1, N_n^x - 1}; \tag{8.97}$$

$$\sum_{l=1}^{N_x} U_2(z_{mj}^{1y}, z_{lk}^{0x}, X_{lk}, N_z^x, \beta_x, \beta_y) + \sum_{l=1}^{N_y} U_2(z_{mj}^{1y}, z_{lk}^{0y}, Y_{lk}, N_z^y, \beta_y, \beta_y, \lambda_m^y, c_m^y) +$$

$$+ \Delta_j \left[\mathrm{Im}\left\{ J_2(z_{mj}^{1y}) + h F_5(z_{mj}^{1y}) \right\} \right] = -\frac{2Eh}{E_m^y(1+\mu)} b_{mj}^y \sigma_m^y, \quad m = \overline{1, N_y}; \quad j = \overline{1, N_m^y - 1}. \tag{8.98}$$

Тут ядра та функції $F_1 - F_5$ визначені у виразах (8.62), (8.63);

$$J_2(z) = \frac{1}{\pi} \sum_{k=1}^{N_t} \int_{L_k} \left\{ F_1(t_k, z) g_k'(t_k)\, dt_k + F_2(t_k, z) \overline{g_k'(t_k)}\, d\overline{t_k} \right\}; \tag{8.99}$$

$$U_2(z_1, z_0, P_{lk}, N_z, \beta_1, \beta_2) = \frac{1}{\pi} \sum_{k=1}^{N_z} \left\{ \frac{1}{1+\kappa} \Delta_j \left[F_3(z_1, z_0) \cos(\beta_2 - \beta_1) + \right. \right. \tag{8.100}$$

$$\left. \left. + \mathrm{Re}\left\{ \exp\left[-i(\beta_2 - \beta_1) \right] F_4(z_1, z_0) \right\} \right] + \frac{\delta_{\beta_1\beta_2}}{1+\mu} \left(\frac{2b_{mj}^s}{b_s \lambda_m^s} \delta_{lm} S_+(j-k) + c_m^s \delta_{lm} \left[\delta_{kj} - \delta_{kj+1} \right] \right) \right\} P_{lk};$$

$\delta_{\beta_1\beta_2} = \begin{cases} 1, \beta_1 = \beta_2 \\ 0, \beta_1 \neq \beta_2 \end{cases}$; $S_+(x) = 1(0)$ для $x \geq 0$ ($x < 0$); δ_{lm} – символ Кронекера; величини c_k^s, σ_k^s визначені виразами (8.87), (8.84); λ_n^x, λ_m^y – відносні жорсткості *n*-го *x*-стрингера та *m*-го *y*-стрингера згідно з виразами (8.88).

Співвідношення умов сумісності деформацій (8.97), (8.98) разом із СІР (8.94) та додатковими умовами (8.77), (8.90) повністю визначають невідомі функції $g_k'(t)$ $(k = \overline{1, N_t})$ та зосереджені сили X_{ni} $(n = \overline{1, N_x}; i = \overline{1, N_n^x})$, Y_{mj} $(m = \overline{1, N_y}; j = \overline{1, N_m^y})$.

Системи СІР (8.94) та інтегро-алгебричних співвідношень (8.97), (8.98) розв'язували методом механічних квадратур [71, 85, 86]. Конкретні розрахунки виконували для пластин ($\mu = 0{,}3$) з однією криволінійною (по дузі параболи) або прямолінійною тріщинами ($L = L_k$, $k = 1$, $\alpha = \alpha_1$, $z_0 = z_{01}$). Пластина під-

кріплена системами *x*-стрингерів ($\lambda_n^x = \lambda_x, \sigma_n^x = \sigma_x$, $c_n^x = c_x$, $b_{ni}^x = b_x$, $N_n^x = N_z^x$) з ординатами їх осей y_n^x $(n = \overline{1, N_x})$ та *y*-стрингерів ($c_m^y = c_y$, $b_{mj}^y = b_y$, $b_{y0} = 2b_y$; $N_m^y = N_z^y$, $\lambda_m^y = \lambda_y$, $\sigma_m^y = \sigma_y$) з абсцисами їх осей x_m^y $(m = \overline{1, N_y})$. Попередньо, задавши в локальній системі координат $x_1O_1y_1$ форму тріщини параметричним рівнянням (8.66) і ввівши в розгляд безрозмірні функції (8.68) та величини

$$X_{ni}^* = X_{ni}/(pbh), \quad Y_{mj}^* = Y_{mj}/(pbh), \quad b = \min(b_x, b_y), \tag{8.101}$$

обчислювали відносні КІН (8.82) в обох вершинах тріщини та відносне КНП (8.83).

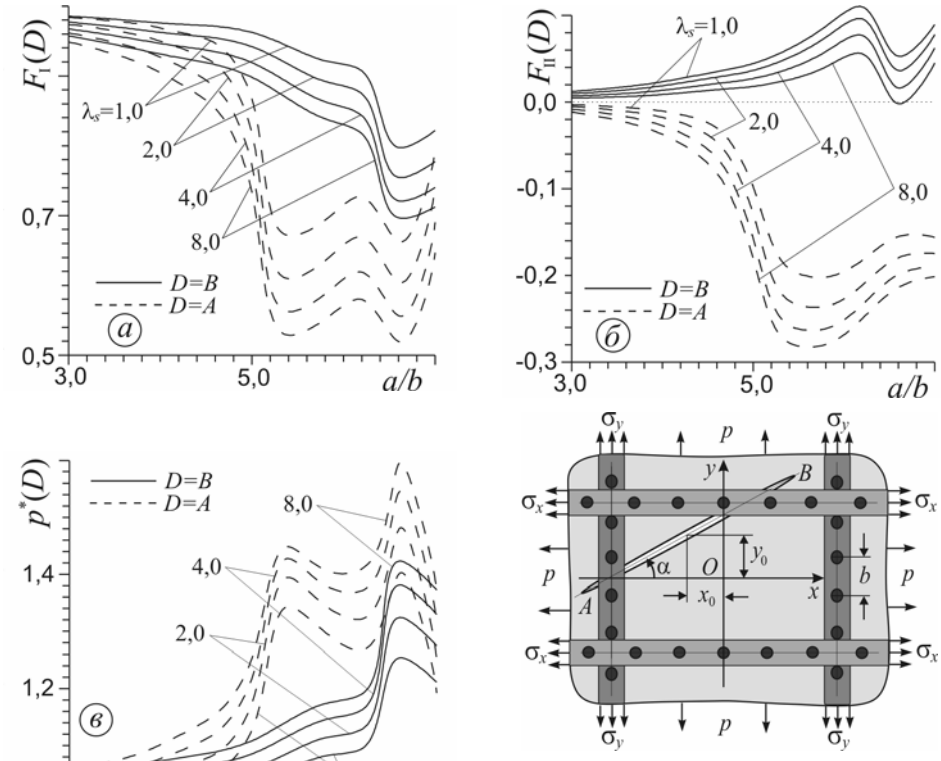


Рис. 8.40. Підкріплення пластини з нахиленою нецентральною прямолінійною тріщиною парами *x,y*-стрингерів

Відносна жорсткість стрингерів, довжина тріщини і її розташування відносно стрингерів суттєво впливають на НДС пластини з тріщиною та її граничну рівновагу. Досліджено залежності відносних КІН (рис. 8.40*а,б*) та відносного КНП (рис. 8.40*в*) від довжини прямолінійної тріщини 2*a* для несиметричного її розташування (z_0 = (–2*b*;*b*); α = 0,675) відносно двох *x*-стрингерів

($N_z^x = 10; y_2^x = -y_1^x = 5b; b_x = 2b$) та двох y-стрингерів ($N_z^y = 12; x_2^y = -x_1^y = 6b; b_y = b$) і низки відносних жорсткостей стрингерів $\lambda_x = \lambda_y \equiv \lambda_s$ (суцільні лінії – для правої вершини тріщини B, штрихові – для лівої A). Пластина на нескінченності знаходиться під дією всебічного розтягу напруженнями p ($q = p$), а тріщина вільна від навантажень. Стрингери є суцільні і нескінченно довгі ($it = 1$). Розглянуто ідеальний дискретний контакт через заклепки ($c_x = c_y = 0$) для $r = 0{,}1b$; $N_v = 45$. Довжина тріщини та її розташування (особливо місце знаходження вершин) відносно стрингерів значно впливають на КІН, тоді як зміна відносної жорсткості стрингерів – менше [73].

Поряд із ідеальним дискретним контактом стрингерів і пластини розглядали також вплив податливостей заклепкового з'єднання (вирази (8.87) для $k = 0{,}8$), зокрема, відносної жорсткості заклепок λ_r (8.65). Отримали залежності відносного критичного навантаження пластини (8.83) як функцій відносної довжини a/b нахиленої ($\alpha = 0{,}675$) прямолінійної тріщини для ряду значень відносних жорсткостей заклепок $\lambda_r = \{0{,}1;\ 1{,}0;\ 10{,}0\}$ за ідеального дискретного контакту з пластиною ($c_r \equiv c_x = c_y = 0$) нескінченно довгих стрингерів (рис.8.41, суцільні лінії) або скінченної довжини (рис.8.41, штрихові).

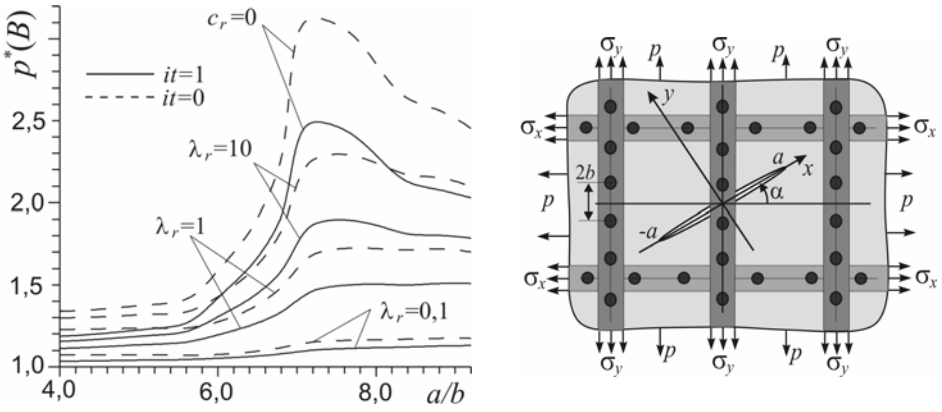


Рис. 8.41. Вплив відносної довжини нахиленої прямолінійної тріщини та відносної жорсткості заклепок у x,y-стрингерах на відносне КНП

Пластина підкріплена двома x-стрингерами ($N_z^x = 9;\ y_2^x = -y_1^x = 4b;\ b_x = 2b;\ \lambda_x = 1$) та трьома y-стрингерами ($N_z^y = 8;\ x_2^y = -x_1^y = 5b;\ b_y = 2b;\ \lambda_y = 1$) за всебічного її розтягу на нескінченності ($q = p$) для $z_0 = (0;0)$; $r = 0{,}1b$. Максимальне підкріплення пластини маємо для тріщин довжиною $2a \approx 14{,}6$ за ідеального контакту ($c_r = 0$) із стрингерами скінченної довжини (рис.8.41, штрихові лінії).

Розраховували підкріплені стрингерами пластини з тріщиною по дузі параболи (8.66) (рис. 8.42 і 8.43). Для симетричної відносно осі Oy параболічної тріщини у пластині, підкріпленій двома парами x,y-стрингерів

($N_z^y = 24$; $x_2^y = -x_1^y = 2,2b$; $d_i^y = d_i^x = 0 (i = 1,2)$; $N_z^x = 16$; $y_2^x = -y_1^x = 3b$; $b_x = b_y = b$; $a = 2b$; $\lambda_x = \lambda_y \equiv \lambda_s = \{1;2;4\}$), найкращий підкріпний ефект за всебічного її розтягу на нескінченності напруженнями p ($q = p$) спостерігаємо для параметра $\varepsilon \in [0,4;0,6]$ (рис.8.42*в*). Значення відносних КІН $F_{\rm I}(B) = F_{\rm I}(A)$ та $F_{\rm II}(B) = -F_{\rm II}(A)$ (рис. 8.42 *а,б*), відносного КНП (рис. 8.42*в*) розраховано за ідеального дискретного контакту стрингерів з пластиною ($c_x = c_y = 0$) для N_v = 48; *id* = 1; $r = 0,1b$ (суцільні лінії – для стрингерів із завантаженими на нескінченності торцями (*it* = 1); штрихові – з вільними торцями (*it* = 0)).

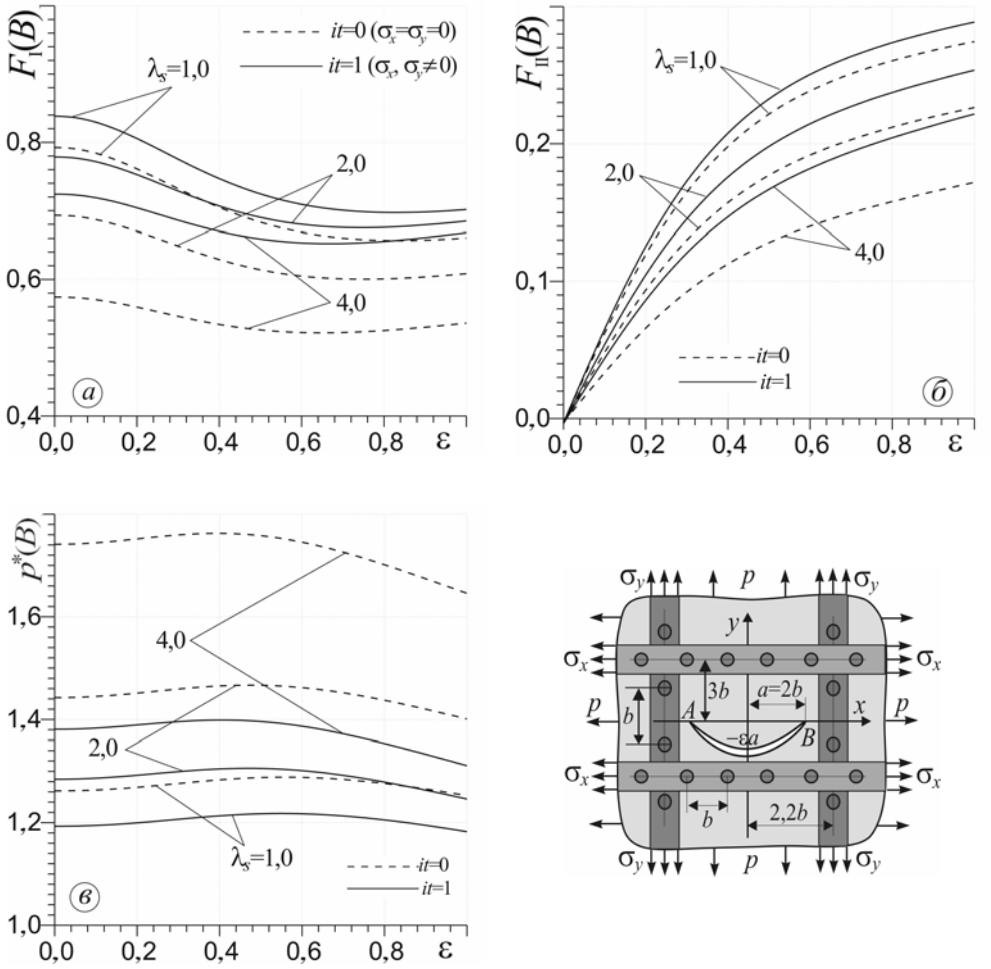


Рис. 8.42. Вплив параметра кривини параболічної тріщини та відносної жорсткості двох пар *x,y*-стрингерів на відносні КІН (*а, б*) та відносне КНП (*в*)

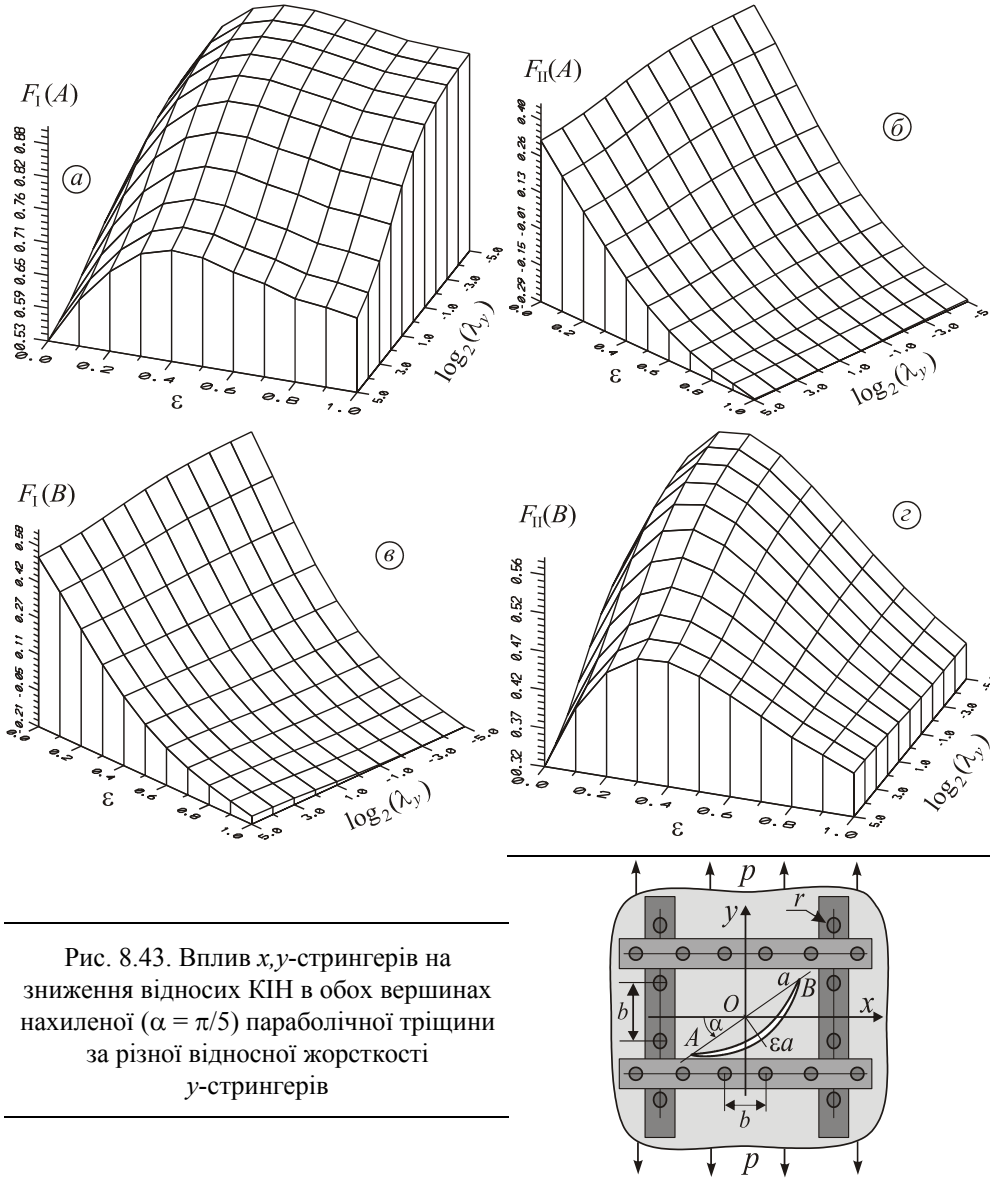


Рис. 8.43. Вплив *x,y*-стрингерів на зниження відносих КІН в обох вершинах нахиленої ($\alpha = \pi/5$) параболічної тріщини за різної відносної жорсткості *y*-стрингерів

Для пластини з нахиленою ($\alpha = \pi/5$) параболічною тріщиною досліджено вплив параметра кривини останньої $\varepsilon \in [0;1]$ на відносні значення КІН в обох її вершинах $F_{\mathrm{I}}(A)$, $F_{\mathrm{II}}(A)$, $F_{\mathrm{I}}(B)$, $F_{\mathrm{II}}(B)$ за різних співвідношень відносних жорсткостей *x,y*-стрингерів ($\lambda_y \in [1/32;32]$, $\lambda_x = 1$) (рис.8.43) [73]. Тут розглянуто одновісний розтяг пластини на нескінченності напруженнями p ($q = 0$, $\gamma = \pi/2$) з урахуванням податливості заклепкового з'єднання (8.87) при $\lambda_r = 1$; $k = 0{,}8$; $z_0 = (0;0)$; $r = 0{,}1b$; $a = 6b$. Пластина підкріплена двома парами суцільних скінченних (з вільними торцями) *x,y*-стрингерів ($it = 0$; $N_x = N_y = 2$; $N_z^x = 16$;

$y_2^x = -y_1^x = 5b$; $N_z^y = 14; x_2^y = -x_1^y = 6b; b_x = b_y = b$). Спостерігаємо якісну подібність поведінки КІН $F_{II}(A)$ і $F_I(B)$, а також $F_I(A)$ і $F_{II}(B)$. Відносні КІН $F_{II}(A)$, $F_I(B)$ понижуються з ростом кривини тріщини для всього діапазону зміни відносної жорсткості y-стрингерів λ_y (рис. 8.43*б,в*), а КІН $F_I(A)$ та $F_{II}(B)$ мають виражені максимуми для тріщин з відносним центральним прогином $\varepsilon \in [0{,}3;0{,}5]$ (рис. 8.43*а,г*).

Зі зменшенням відносної жорсткості однієї з систем паралельних стрингерів до нуля отримані результати для КІН узгоджуються з відомими [66, 69, 81], обчисленими для пластин з тріщинами, підкріпленими однією системою паралельних суцільних стрингерів.

Розірвані стрингери. Залежності відносних КІН та КНП від кута нахилу α прямолінійної тріщини до осі Ox основної системи координат за різного двовісного навантаження пластини ($q/p = \{-1;0;1\}$, $\gamma = \pi/2$) ілюструють вплив розриву окремих стрингерів (рис. 8.44 і 8.45).

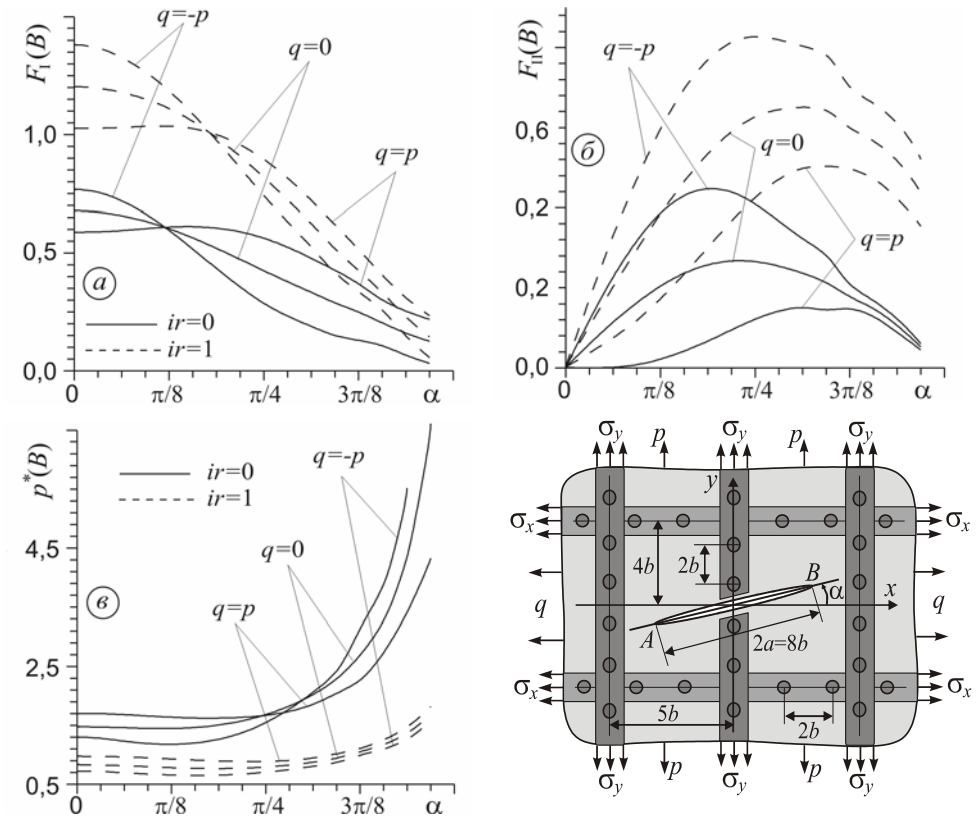


Рис. 8.44. Вплив кута нахилу прямолінійної тріщини на відносні КІН (*а, б*) та КНП (*в*) для пластини, підкріпленої нескінченно довгими *x,y*-стрингерами за різного двовісного навантаження

Розглянуто підкріплення пластини суцільними ($ir = 0$ – суцільні лінії) нескінченно довгими ($it = 1$ – рис. 8.44) x,y-стрингерами або відповідними скінченної довжини ($it = 0$ – рис. 8.45) при $N_x = 2; N_z^x = 9$; $b_x = b_y = 2b$; $y_i^x = \{-4b; 4b\}$; $d_i^x = 0 (i = 1,2)$; $N_y = 3; N_z^y = 10$; $x_j^y = \{-5b; 0; 5b\}$; $d_j^y = 0 (j = 1,2,3)$, а також розрив ($ir = 1$ – штрихові лінії) центрального y-стрингера у точці проходження тріщини $d_j^y = \{0; -10b; 10b; 0\} (j = 1,2,3)$; $N_y = 4; x_j^y = \{-5b; 0; 0; 5b\}$. Розраховували за ідеального дискретного контакту стрингерів з пластиною ($c_x = c_y = 0$) для параметрів: $a = 4b$; $id = 1$; $z_0 = (0;0); r = 0{,}1b; \varepsilon = 0$; $\lambda_s \equiv \lambda_x = \lambda_y = \{1;2;4\}$.

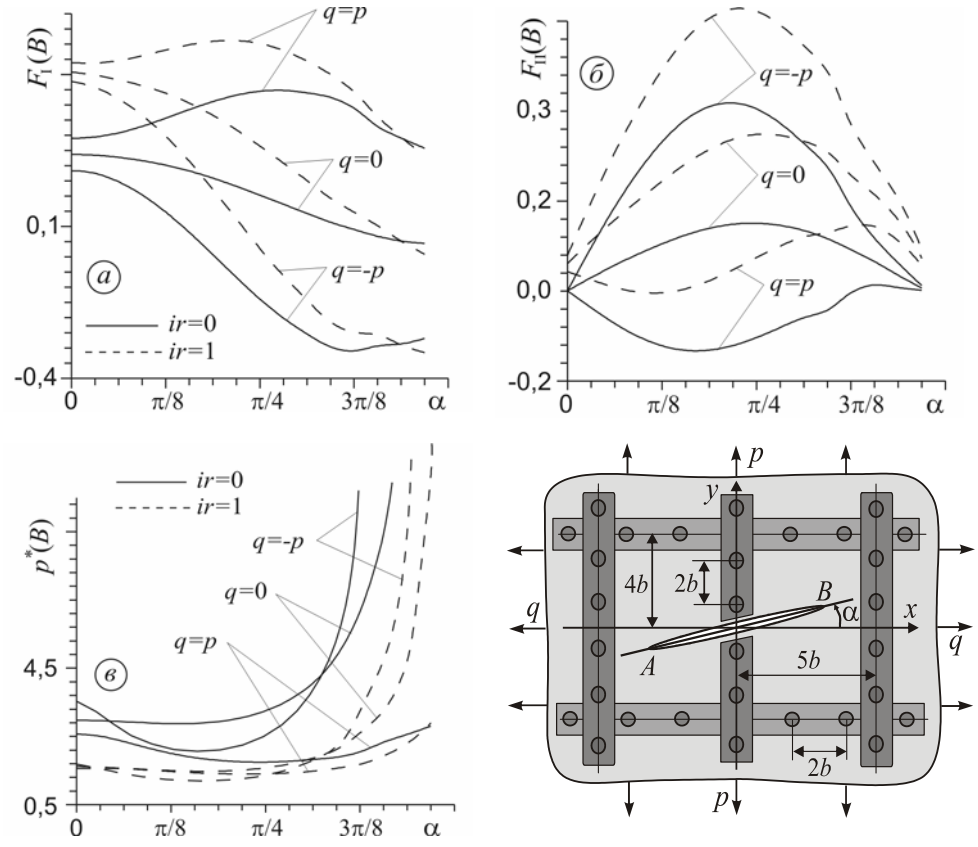


Рис. 8.45. Вплив кута нахилу прямолінійної тріщини на відносні КІН (*а,б*) та КНП (*в*) для пластини, підкріпленої x,y-стрингерами скінченної довжини за різного двовісного навантаження

Для підкріпленої пластини нескінченно довгими стрингерами ($it = 1$) існують такі кути нахилу тріщини α_*, за яких відносні КІН $F_I(B)$ не залежать від горизонтальної складової зовнішнього навантаження пластини (точки перетину суцільних та штрихових ліній рис. 8.44*а*). Це спостерігаємо як для

суцільних стрингерів, для яких $\alpha_* \approx 0{,}38$, так і за розриву центрального *y*-стрингера ($\alpha_* \approx 0{,}58$). Цього не можна сказати про аналогічні тріщини в пластині, підкріпленій стрингерами скінченної довжини (рис. 8.44*б*), де можливий контакт берегів тріщини ($F_I(B) < 0$), чого не може бути для $it = 1$ ($F_I(B) > 0$ для довільного кута $\alpha \in [0;\pi/2]$). Крім того, за розірваного центрального нескінченно довгого *y*-стрингера та малих кутів α значення $F_I(B)$ більші від одиниці (рис. 8.44*б*) – наявний ефект додаткового послаблення пластини, а за розірваного центрального *y*-стрингера скінченної довжини всі значення відносних КІН $F_I(B)$ менші від 0,7 (рис. 8.45*а*), тобто цей розрив відчутно не послабив пластину. Відносне критичне навантаження пластини, підкріпленої і суцільними, і розірваними стрингерами скінченної довжини (рис. 8.45*в*), є значно вище, ніж для нескінченно довгих стрингерів (рис. 8.45*в*), особливо це стосується сильно нахилених тріщин ($1 < \alpha < \pi/2$).

Поведінка КІН за різної довжини горизонтальної прямолінійної тріщини, яка знаходиться в пластині з розірваними та суцільними стрингерами, суттєво залежить від розташування вершин тріщини відносно кінців стрингерів та кількості розривів у них (рис. 8.46, рис. 8.47) [75, 76].

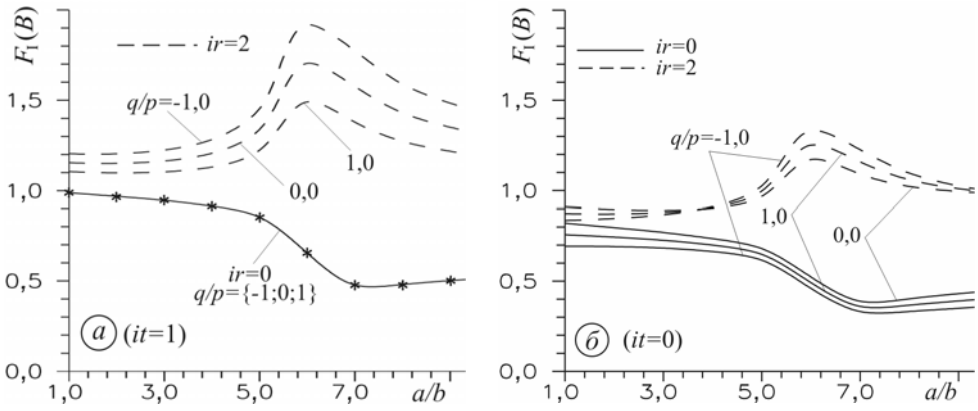
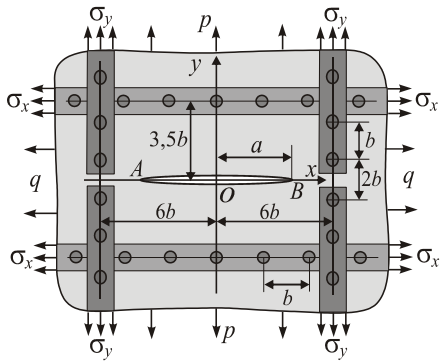


Рис. 8.46. Вплив розривів нескінченно довгих (*а*) та скінченної довжини (*б*) *y*-стрингерів на відносні КІН для підкріпленої пластини з центральною горизонтальною прямолінійною тріщиною різної довжини



Пластина підкріплена двома *x*-стрингерами ($N_z^x = 16; b_x = b; \lambda_x = 4$; $y_i^x = \{-3{,}5b; 3{,}5b\}$; $d_i^x = 0$; $i = 1,2$) та двома суцільними *y*-стрингерами ($N_y = 2$;

$N_z^y = 14;\ \lambda_y = 6;\ b_{y0} = 2b_y = 2b;\ x_j^y = \{-6b; 6b\};\ d_j^y = 0;\ j = 1,2$) – рис. 8.46 (суцільні лінії) або розірваними y-стрингерами $N_y = 4;\ N_z^y = 14;\ \lambda_y = 6;\ b_y = b;$ $x_j^y = \{-6b; -6b; 6b; 6b\}$; $d_j^y = \{-7,5b;\ 7,5b; -7,5b;\ 7,5b\}$ ($j = \overline{1,4}$) – (штрихові лінії). Розглянуто стрингери нескінченно довгі (рис. 8.46*а*) та скінченної довжини (рис. 8.46*б*) за неідеального їх дискретного контакту з пластиною ($c_x = 1,90;\ c_y = 1,87$ при $w_x / b = w_y / b = 0,5;\ r = 0,125b$). Пластина на нескінченності піддана двовісному розтягу напруженнями $p,\ q$ (q/p={–1; 0; 1}), а тріщина вільна від навантажень. Коли вершини тріщини знаходяться неподалік осей розірваних y-стрингерів (при it = 1), відносні КІН зростають у 1,5÷2 рази (рис. 8.46*а*). Тут горизонтальне навантаження пластини q відчутніше змінює КІН у разі розривів нескінченно довгих стрингерів і зовсім не впливає на КІН, коли вони суцільні (ir = 0). Для розірваних стрингерів скінченної довжини (рис. 8.46*б*) існують такі довжини тріщини ($a / b \approx \{4;10\}$), за яких горизонтальне навантаження пластини не впливає на відносні КІН (де перетинаються штрихові лінії).

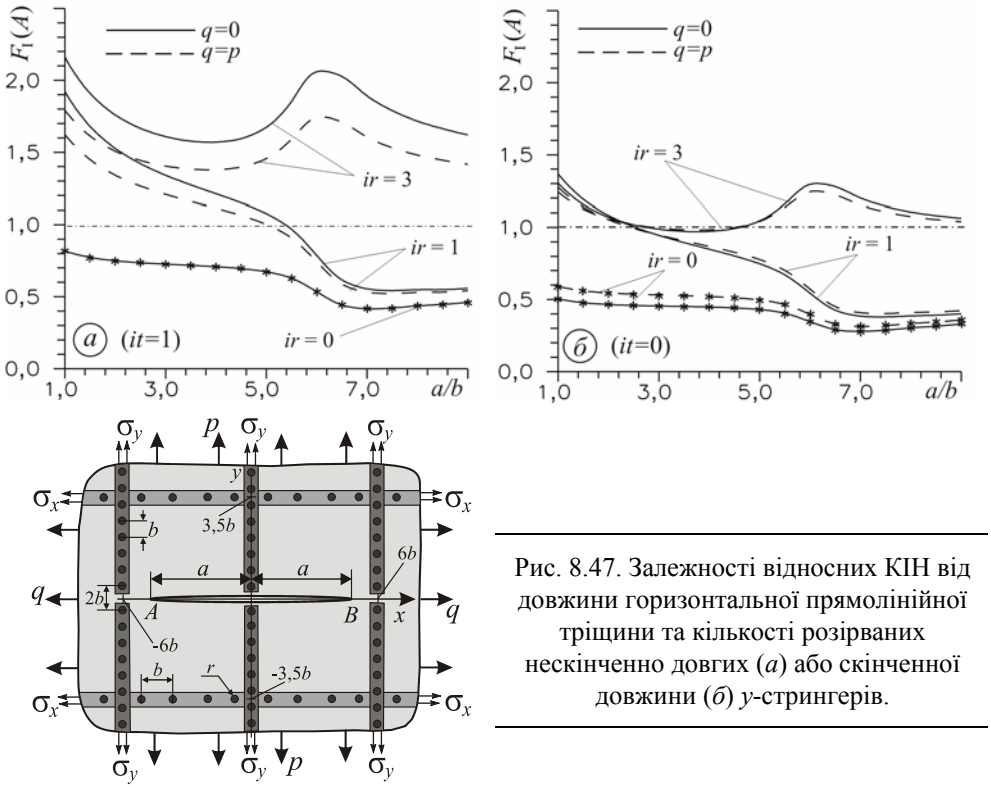


Рис. 8.47. Залежності відносних КІН від довжини горизонтальної прямолінійної тріщини та кількості розірваних нескінченно довгих (*а*) або скінченної довжини (*б*) y-стрингерів.

Виконано розрахунки для пластини, підкріпленої аналогічною до попередньої системою x,y-стрингерів з додатковим центральним y-стрингером, за таких відмінних параметрів: $N_z^x = N_z^y = 28; r = 0,1b$ (рис. 8.47). Розглянуто ви-

падки розірваного в околі осі тріщини одного центрального *y*-стрингера (кількість розривів *ir* = 1), розірваних усіх *y*-стрингерів (*ir* = 3), або всіх суцільних стрингерів (*ir* = 0 – лінії із зірочками). Стрингери є нескінченно довгі (рис. 8.47*а*) із завантаженими торцями (*it* = 1) або скінченної довжини (рис. 8.47*б*) з вільними торцями (*it* = 0) за вертикального (суцільні лінії) та всебічного (штрихові) розтягу пластини на нескінченності. Враховано вплив податливості заклепкового з'єднання (8.87) для $k = 0{,}8$; $\lambda_r = 5$. Для коротких тріщин ($a/b < 3$) вплив на КІН додаткових розривів бокових *y*-стрингерів незначний, однак, коли вершини тріщини знаходяться неподалік осей цих стрингерів, а також для відносно довгих тріщин ($a/b > 5$) відносні КІН зростають у 2,5÷3,5 рази, якщо *it* = 1, і у 2,0÷2,5 рази, коли *it* = 0, порівняно із відповідними значеннями для *ir* = 1. Додаткове горизонтальне навантаження пластини *q* відчутніше впливає на зміну КІН при *it* = 1, ніж при *it* = 0. Навантаження *q* для пластини із нескінченно довгими стрингерами знижує КІН незалежно від кількості розірваних *y*-стрингерів (рис. 8.47*а*). У той же час для пластини із розірваними стрингерами скінченної довжини (*ir* = 3) додатковий горизонтальний розтяг пластини на нескінченності дещо підвищує КІН при $a/b > 3$, і зменшує, якщо $a/b > 5$. За відсутності розривів стрингерів (лінії із зірочками) збільшення горизонтального розтягу пластини *q* не впливає на зміну КІН при *it* = 1 (рис. 8.47*а*) та підвищує КІН, коли *it* = 0 (рис. 8.47*б*), для всіх розглянутих довжин тріщини.

Досліджено вплив систем нескінченно довгих *x, y*-стрингерів ($N_x = 4; N_z^x = 16;$ $b_x = 2b; \lambda_x = 4$; $y_i^x = \{\pm 3{,}5b; \pm 9{,}5b\}; d_i^x = 0 (i = \overline{1,4})$; $N_y = 6; N_z^y = 28; \lambda_y = 4; b_y = b$; $x_j^y = \{0; \pm 6b; \pm 12b\}$; $d_j^y = \{0; \pm 14{,}5b\}; j = \overline{1,6}$) на відносне КНП з нахиленою прямолінійною тріщиною ($\varepsilon = 0$; $\alpha = 0{,}53$) за розриву в області проходження тріщиною центрального *y*-стрингера (рис. 8.48) [75]. Тут розглянуто податливе заклепкове з'єднання (8.87) для різних жорсткостей заклепок $\lambda_r = \{0{,}2;\ 2{,}0;\ 20{,}0\}$ при $k = 0{,}8$, а також ідеальний дискретний контакт стрингерів ($c_x = c_y = 0$) для довжини тріщини $2a \in [2b;\ 20b]$ та одновісного (суцільні лінії) або всебічного (штрихові) розтягу пластини на нескінченності. Податливості заклепкового з'єднання *x,y*-стрингерів c_x, c_y суттєво впливають на зміну КНП, якщо $a/b > 6$. Для розглядуваної системи стрингерів (*it* = 1) підкріпний ефект наявний для відносно довгих тріщин ($a/b > 5$ при $q = p$ та $a/b > 6$ при $q = 0$), а для коротких розрив центрального *y*-стрингера додатково послаблює пластину – відносне КНП $p^*(A) = p_c(A)/p_0 < 1$ незалежно від податливості заклепкового з'єднання та способу навантаження пластини.

Для аналогічної системи нескінченно довгих стрингерів досліджено також вплив відносної жорсткості *y*-стрингерів на відносне КНП з нахиленою прямолінійною тріщиною для суцільного (*ir* = 0) або розірваного (*ir* = 1) центрального *y*-стрингера (рис. 8.49) [76]. Розглянуто податливе заклепкове з'єднання ($c_x = 2{,}2$) з різними жорсткостями *y*-стрингерів для двох довжин тріщини за вертикального розтягу пластини на нескінченності ($q = \sigma_x = 0$). Розрив центрального *y*-стрингера

небезпечніший для коротких тріщин, зокрема, якщо $a < 7b$, відносне КНП стає меншим за відповідне для непідкріпленої пластини з тріщиною ($p^* \equiv p_c / p_0 < 1$).

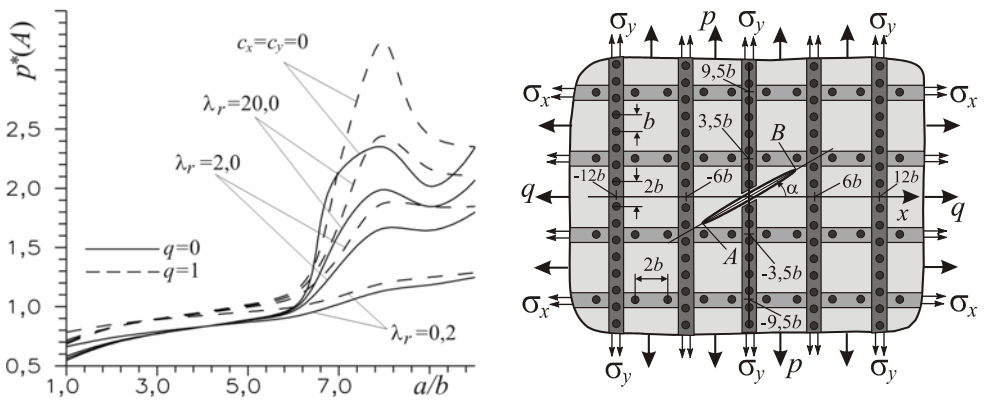


Рис. 8.48. Вплив розриву центрального *y*-стрингера на відносне КНП для нахиленої тріщини за різних відносних жорсткостей заклепок

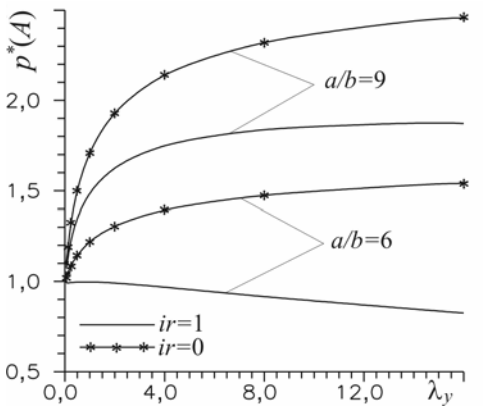


Рис. 8.49. Вплив відносної жорсткості *y*-стрингерів та розриву центрального *y*-стрингера (схема на рис. 8.48) на відносне КНП з нахиленою (α = 0,53) прямолінійною тріщиною різної довжини

Розраховано НДС підкріпленої пластини з тріщиною вздовж дуги параболи (8.66) для податливого заклепкового з'єднання (вираз (8.87) при $k = 0{,}8$; $\lambda_r = 5$). Досліджено вплив на відносне КНП параметра кривини дуги тріщини ε для $a = 6b$; $z_0 = (0;0)$; $\alpha = 0$ за різного навантаження ($q/p = \{1;0\}$) пластини, підкріпленої двома *x*-стрингерами ($N_z^x = 26$; $b_x = 2b$; $\lambda_x = 4$; $y_i^x = \{\mp 6{,}5b\}$; $d_i^x = 0$ $(i = 1,2)$) та двома *y*-стрингерами ($N_z^y = 18$; $b_y = b$; $\lambda_y = 6$; $x_j^y = \{\mp 6b\}$; $d_j^x = \{\mp 9{,}5b; 0\}$ $(j = \overline{1,3})$), один з яких розірваний в околі вершини тріщини *A* (рис. 8.50). Розглянуто дію нескінченно довгих стрингерів (*it* = 1) (рис. 8.50*а*) або скінченної довжини (*it* = 0) (рис. 8.50*б*) [75]. Враховуючи локальність НДС пластини біля початку (*D* = *A*) та кінця (*D* = *B*) параболічної тріщини, обчислили відносні КНП (8.83) $p^*(A)$, $p^*(B)$ згідно з σ_θ-критерієм руйнування [88].

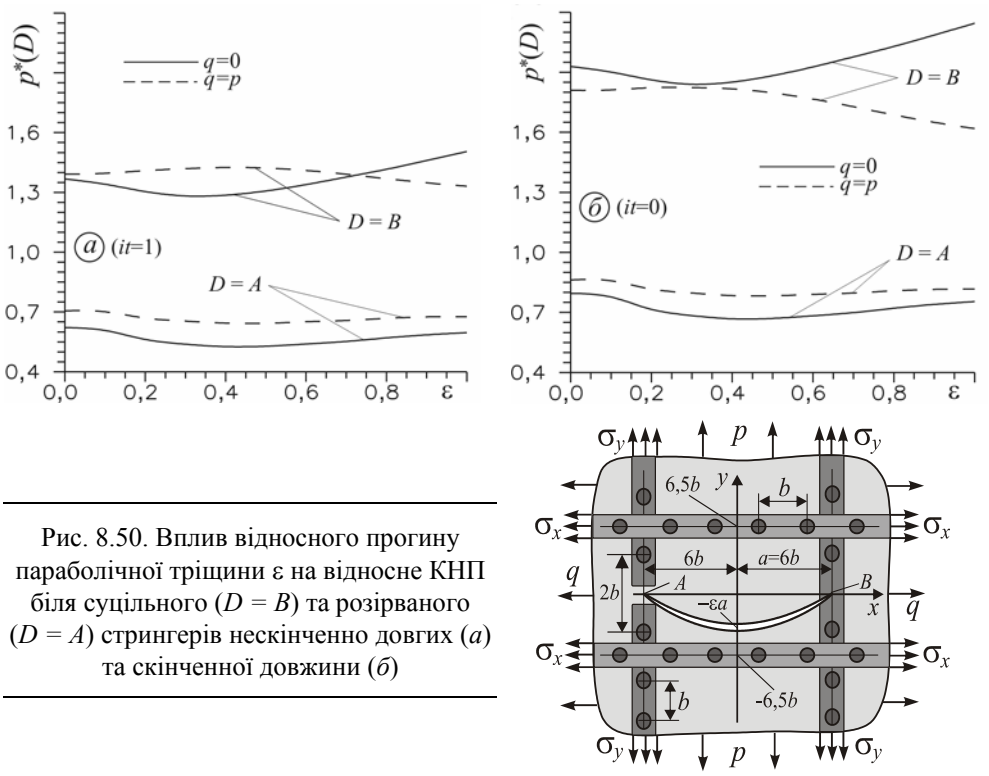


Рис. 8.50. Вплив відносного прогину параболічної тріщини ε на відносне КНП біля суцільного ($D = B$) та розірваного ($D = A$) стрингерів нескінченно довгих (*а*) та скінченної довжини (*б*)

Незалежно від розглянутих значень параметра ε та зовнішнього навантаження пластини розрив стрингера скінченної довжини ($it = 0$) є менш небезпечним для пластини, ніж розрив відповідного нескінченно довгого ($it = 1$) $p^*(A)\big|_{it=0} > p^*(A)\big|_{it=1}$, однак, завдяки кращому підкріпленню пластини суцільними стрингерами скінченної довжини (для $it = 0$ – $p^*(B)\big|_{it=0} > p^*(B)\big|_{it=1}$) розриви стрингерів обох типів ($it = 1;0$) понижують відносне КНП приблизно однаково – у 2÷3 рази (рис. 8.50). Щодо впливу кривини контуру тріщини на граничний стан пластини, то найнебезпечніші (коли $p^*(A) \to \min$) розриви стрингерів біля вершин тріщин з відносним прогином $\varepsilon \in [0{,}4;\ 0{,}5]$. Максимальна відносна зміна КНП $p^*(A), p^*(B)$ не перевищує 15% для різних значень параметра $\varepsilon \in [0;1]$ і, відповідно, 27% за зміни способу навантаження пластини від одновісного ($q = 0$) до всебічного ($q = p$) розтягу на нескінченності.

В окремих випадках ідеального дискретного контакту нескінченно довгих *y*-стрингерів ($c_y = 0$; *x*-стрингери відсутні) з пластиною, що містить горизонтальну прямолінійну тріщину, та за розриву одного центрального *y*-стрингера отримані значення КІН узгоджуються з відомими [63, 66].

Тріщина вздовж заклепкового шва. Під час експлуатації підкріплених приклепаними стрингерами тонкостінних елементів конструкцій часто утво-

рюються тріщини, які поширюються від отворів під заклепки вздовж заклепкових швів, тому окремо розглянуто розміщення прямолінійної тріщини під одним із *x,y*-стрингерів [74]. Запропонований тут підхід дозволяє розв'язувати такі задачі (для довільного кроку заклепок у різних *x,y*-стрингерах) для прямолінійних тріщин різної довжини, розміщених під довільними ділянками приклепаних стрингерів з урахуванням податливості заклепкового з'єднання.

Досліджено пластину, підкріплену системами однакових *y*-стрингерів ($\lambda_m^y = \lambda_y,\ \sigma_m^y = \sigma_y,\ \ c_m^y = c_y,\ b_{mj}^y = b_y,\ b_{y0} = 2b_y,\ N_m^y = N_z^y$) із абсцисами осей x_m^y ($m = \overline{1, N_y}$) і однакових *x*-стрингерів ($\lambda_n^x = \lambda_x, \sigma_n^x = \sigma_x, c_n^x = c_x,\ b_{ni}^x = b_x,\ N_n^x = N_z^x$) з ординатами осей y_n^x ($n = \overline{1, N_x}$). Окремо виділено *x*-стрингер, під яким знаходиться тріщина. Довжина його центрального елемента $b_{x0} = 2(a + b_x)$.

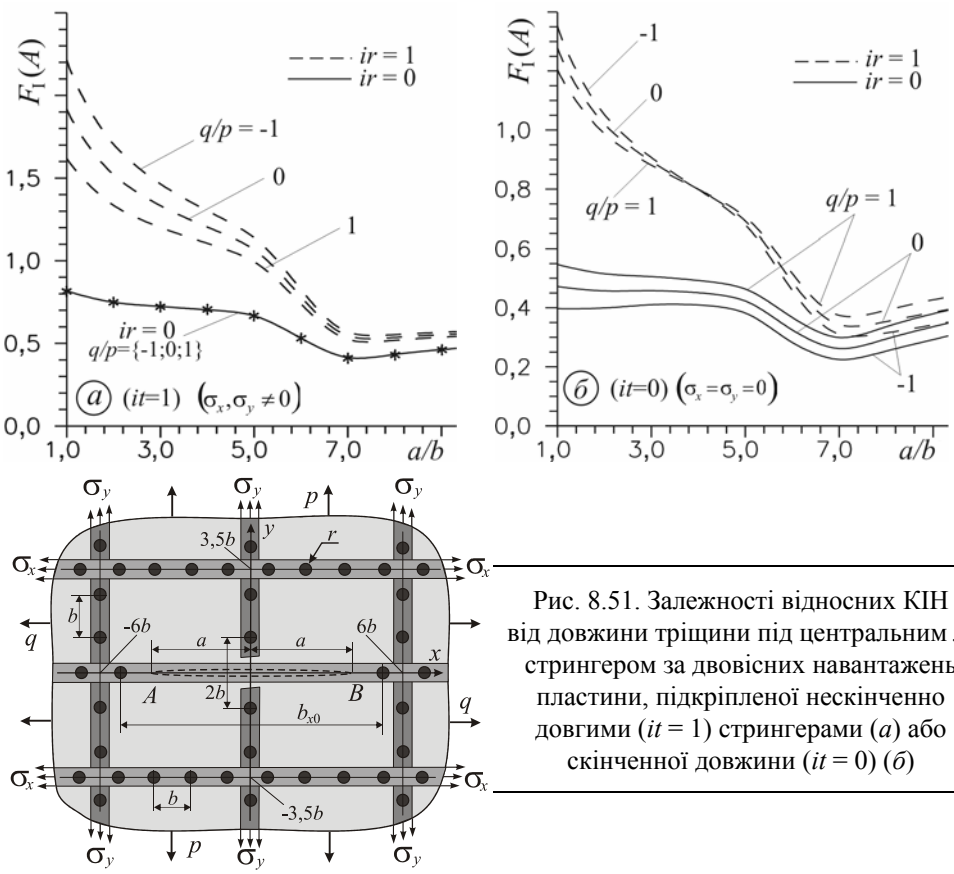


Рис. 8.51. Залежності відносних КІН від довжини тріщини під центральним *x*-стрингером за двовісних навантажень пластини, підкріпленої нескінченно довгими (*it* = 1) стрингерами (*а*) або скінченної довжини (*it* = 0) (*б*)

Зовнішні навантаження в пластині, що діють паралельно осі тріщини, та розриви окремих стрингерів по-різному впливають на відносні КІН, коли пластина підкріплена системами нескінченно довгих *x,y*-стрингерів (*it* = 1) із завантаженими ($\sigma_x,\ \sigma_y \neq 0$)торцями (рис. 8.51*а*) і скінченними стрингерами (*it* = 0) з вільними ($\sigma_x = \sigma_y = 0$) торцями (рис. 8.51*б*). Розглянуто прямолінійну

тріщину різної довжини ($a/b\in[1;\ 9]$) під центральним x-стрингером ($N_x=3; N_z^x=16$; $b_x=b; b_{x0}\in[4b;20b]$; $y_i^x=\{0;\pm3,5b\}; d_i^x=0, i=\overline{1,3}$) у пластині з суцільними
(ir = 0 – суцільні лінії) y-стрингерами ($N_y=3; N_z^y=14$; $b_y=b; b_{y0}=2b$; $x_j^y=\{-6b;0;6b\}$ $d_j^y=0, j=\overline{1,3}$) або розірваним центральним y-стрингером ($N_y=4$; $x_j^y=\{-6b;0;0;6b\}$; $d_j^y=\{0;-7,5b;7,5b;0\}$; $j=\overline{1,4}$) (ir = 1 – штрихові лінії) для різних двовісних навантажень пластини на нескінченності $q/p=\{-1;0;1\}$ при $\lambda_x=4; \lambda_y=6; \lambda_r=5; r=0{,}125b$. Для пластини, підкріпленої нескінченно довгими суцільними стрингерами, навантаження q вздовж осі тріщини не впливає на КІН (рис. 8.51*а*, суцільна лінія із зірочками для $q/p=\{-1;0;1\}$).

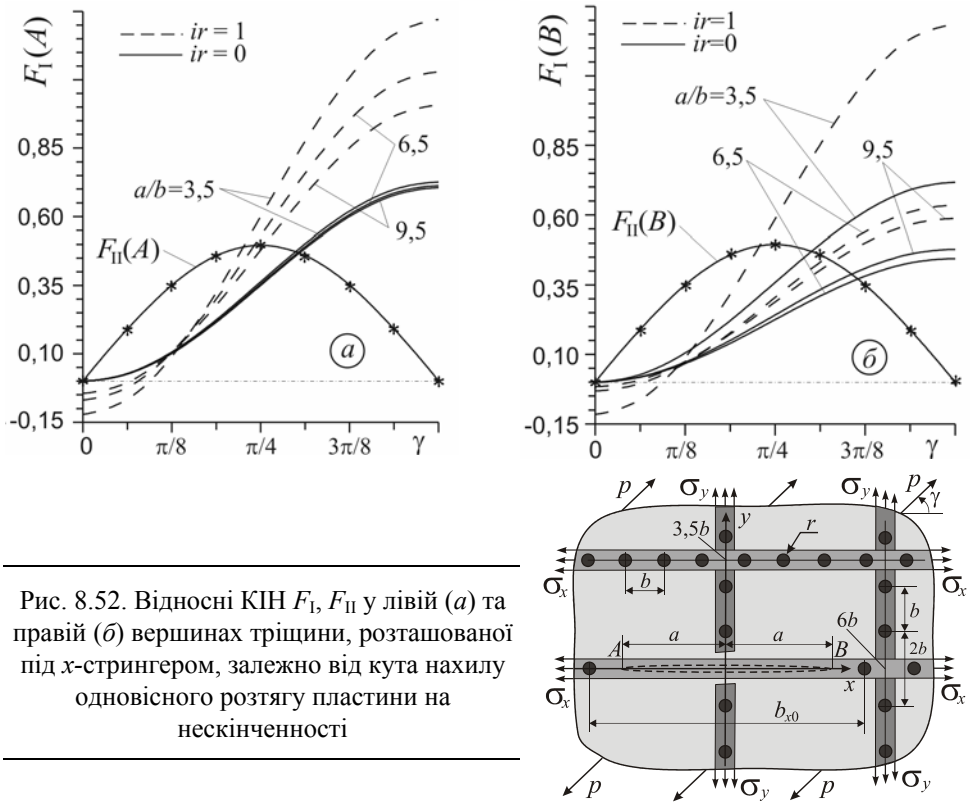


Рис. 8.52. Відносні КІН F_I, F_{II} у лівій (*а*) та правій (*б*) вершинах тріщини, розташованої під x-стрингером, залежно від кута нахилу одновісного розтягу пластини на нескінченності

Для низки довжин прямолінійної тріщини ($a/b=\{3,5;6,5;9,5\}$) досліджено залежності відносних КІН в обох її вершинах від кута нахилу γ одновісного розтягу p (q = 0; $\gamma\in[0;\pi/2]$) пластини на нескінченності (рис. 8.52). Розглянуто несиметричне розташування тріщини відносно двох пар суцільних x,y-стрингерів (ir = 0; $N_z^x=26; N_z^y=14; b_x=b_y=b; b_{y0}=2b$; $y_i^x=\{0;3,5b\}$;

$x_i^y = \{0; 6b\}$; $d_i^x = d_i^y = 0 (i = \overline{1,2})$) або за розриву лівого *y*-стрингера *ir* = 1; $N_y = 3$; $x_j^y = \{0; 0; 6b\}$; $d_j^y = \{-7,5b; 7,5b; 0\} (j = \overline{1,3})$ для $\lambda_x = 4$; $\lambda_y = 6$; $\lambda_r = 5$;. $r = 0,125b$ Суцільні лінії – відносні КІН $F_{\text{I}}(A), F_{\text{I}}(B)$ для пластини зі суцільними (*ir* = 0) нескінченно довгими стрингерами, штрихові – відносні КІН за розриву центрального *y*-стрингера в області проходження тріщини (*ir* = 1).

Для розглядуваних навантажень пластини та довжин тріщини зміна відносних КІН $F_{\text{II}}(A), F_{\text{II}}(B)$ незначна і відповідні криві зливаються у лінії, з зірочками (рис. 8.52). Розрив *y*-стрингера призводить до значного підвищення відносних КІН $F_{\text{I}}(A), F_{\text{I}}(B)$, особливо для коротких тріщин, а для малих кутів нахилу напружень *p* до горизонталі ($0 < \gamma < 0,3$) стає можливим контакт берегів тріщини (відносні КІН $F_{\text{I}}(A), F_{\text{I}}(B)$ стають від'ємними – рис. 8.52, штрихові лінії), ймовірність якого зростає зі зменшенням довжини тріщини.

8.4.5. Підкріплення пластини з отвором приклепаними стрингерами

Досліджено вплив суцільних та розірваних приклепаних стрингерів на НДС нескінченної пластини з гладким отвором. Пластина перебуває в узагальненому плоскому напруженому стані та дискретно взаємодіє зі стрингерами через пружні заклепки. Крайову задачу зведено до системи сингулярного інтегрального та алгебричних рівнянь, яку розв'язують методом квадратур. Контактні зусилля в заклепках знаходять з умов сумісності деформацій окремих елементів стрингерів і пластини з отвором – аналогічно, як для підкріпленої пластини з тріщиною. Обчислено напруження $\sigma_t(\theta)$ на контурі отвору підкріпленої пластини залежно від розміщення суцільних та розірваних стрингерів, їх відносної жорсткості, податливості заклепкового з'єднання для різних форм отвору та способів навантаження пластини [77, 90].

Коефіцієнти концентрації напружень на контурах підкріплених приклепаними стрингерами отворів та КІН для тріщин, розміщених в області підкріпленого отвору, розраховували також різними методами у працях [91–93].

Тут розглянуто нескінченну тонку пластину з гладким отвором L_0, яка підкріплена N_x горизонтальними та N_y вертикальними приклепаними суцільними та розірваними стрингерами. На нескінченності на пластину діють взаємно перпендикулярні напруження *p* і *q* (рис. 8.53). На контурі отвору задано навантаження

$$N(t) + iT(t) = p_0(t), \qquad t \in L_0. \tag{8.102}$$

Розглядаємо стрингери скінченної довжини, торці яких вільні (*it*=0) від навантажень, або нескінченно довгі, торці яких завантажені (*it* = 1) напруженнями (8.84). Контур отвору L_0 віднесено до введеної декартової системи координат *xOy*.

За розриву одного стрингера скінченної довжини матимемо справу з двома окремими, відповідно розташованими вздовж однієї осі, стрингерами

скінченної довжини ($it = 0$). Для розірваного нескінченно довгого стрингера ($it = 1$) його торці на місці розриву стають вільними від навантажень, а на нескінченно віддалених торцях діють напруження (8.84). Моделювання заклепкового з'єднання аналогічне (див. розд. 8.4.1–8.4.4).

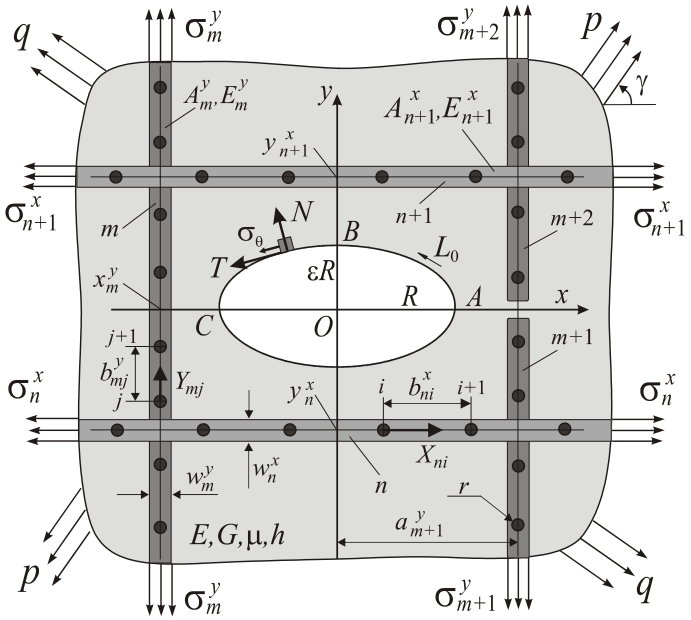


Рис. 8.53. Підкріплена суцільними та розірваними стрингерами пластина з отвором

Розглядаючи умови спряження пластини зі стрингерами (8.85), (8.86) та крайову умову на контурі отвору L_0 (8.102), задачу звели до двох систем інтегро-алгебричних рівнянь (8.97), (8.98) з додатковими умовами (8.90) та СІР

$$\frac{1}{2\pi(1+\kappa)}\left\{\sum_{n=1}^{N_x}\sum_{k=1}^{N_n^x}\left[M(z_{nk}^{0x},t')+N(z_{nk}^{0x},t')\right]X_{nk}+i\sum_{m=1}^{N_y}\sum_{j=1}^{N_m^y}\left[M(z_{mj}^{0y},t')-N(z_{mj}^{0y},t')\right]Y_{mj}\right\}+$$

$$+\frac{1}{\pi}\int_{L_0}\left\{K(t,t')g_0'(t)dt+L(t,t')\overline{g_0'(t)}\,\overline{dt}\right\}-\frac{M_0}{2i(\overline{t'})^2}\frac{\overline{dt'}}{dt'}+a_0\frac{ds'}{dt'}=f_0(t');\ t'\in L_0. \qquad (8.103)$$

Тут $f_0(t')=h\left\{p_0(t')-[(p+q)-\exp(2i\gamma)(p-q)\overline{dt'}/dt']/2\right\}$; ядра K, L, M, N визначені виразами (8.27); $\kappa=(3-\mu)/(1+\mu)$. Невідома функція $g_0'(t)$ на контурі отвору має вигляд

$$g_0'(t)=\frac{2Gh}{i(1+\kappa)}\frac{d}{dt}\left\{\left[u(t)+iv(t)\right]^+-\left[u(t)+iv(t)\right]^-\right\},\ \ t\in L_0, \qquad (8.104)$$

де u і v – компоненти переміщень точки t у системі координат xOy; h,G – товщина та модуль зсуву матеріалу пластини. Нульові доданки M_0, a_0 [86]

забезпечують безумовну розв'язність інтегрального рівняння (8.103) та єдиність його розв'язку. Отримана загальна система рівнянь повністю визначає невідомі зосереджені сили X_{ni} $(n=\overline{1,N_x};\ i=\overline{1,N_n^x})$, Y_{mj} $(m=\overline{1,N_y};\ j=\overline{1,N_m^y})$ та функцію $g_0'(t)$ у N_v вузлових точках контуру отвору.

Контур отвору L_0 описано параметрично ($t=\omega_0(\tau)=R\tilde{\omega}_0(\tau),\ \tau\in[0,2\pi]$) і в отриману систему рівнянь введено безрозмірні величини з виразів (8.87), (8.88), (8.101) та $\tilde{u}_0(\tau)=g_0'(t)\omega_0'(\tau)\big/(pRh)$. Використавши для сингулярного та регулярних інтегралів квадратурні формули по N_v вузлах для 2π-періодичних функцій [86], систему безрозмірних інтегро-алгебричних рівнянь звели до системи $2N_v+N_xN_z^x+N_yN_z^y$ дійсних лінійних алгебричних рівнянь. Знайшовши через розв'язки останньої комплексні потенціали Колосова–Мусхелішвілі [71, 73, 84, 86], визначили напружений стан у підкріпленій пластині з отвором [77, 90].

Найнебезпечніші для пластини (щодо утворення на краю отвору тріщин та можливого руйнування) нормальні напруження в напрямі дотичної до контуру отвору $\sigma_t(\theta),\ \theta\in[0,2\pi]$. Заздалегідь знайшовши граничне значення $\Phi^-(t)$ комплексного потенціалу напружень $\Phi(z)$ при $z\to t\in L_0$ (із зовнішнього боку контуру L_0), отримали:

$$\sigma_t(\theta)/p=1+q/p-\sigma_n(\theta)/p+4\,\mathrm{Re}\left[\frac{1}{N_v}\sum_{k=1}^{N_v}\tilde{u}_0(\tau_k)\tilde{M}(\tau_k,\theta)+\tilde{\Phi}_z(\theta)\right],\ \theta\in[0,2\pi],\qquad(8.105)$$

де

$$\tilde{M}(\tau,\theta)=\frac{1}{\tilde{\omega}_0(\tau)-\tilde{\omega}_0(\theta)}-\frac{i}{2\tilde{\omega}_0'(\theta)}\left\{\sin[(N_v(\theta-\tau)/2]/\tan[(\theta-\tau)/2]\right\};$$

$$\tilde{\Phi}_z(\theta)=-\frac{b/R}{2\pi(1+\kappa)}\sum_{l=1}^{N_x}\sum_{k=1}^{N_z^x}\frac{1}{\tilde{\omega}_0(\theta)-z_{lk}^{x0}/R}X_{lk}^0+\sum_{l=1}^{N_y}\sum_{k=1}^{N_z^y}\frac{1}{\tilde{\omega}_0(\theta)-z_{lk}^{y0}/R}Y_{lk}^0;$$

$\sigma_n(\theta)=N(t(\theta))$ – задані нормальні напруження на контурі отвору (8.102).

Розраховували НДС підкріпленої суцільними та розірваними стрингерами пластини з круговим або еліптичним отворами

$$\omega_0(\tau)=R\left\{\cos(\tau)+i\,\varepsilon\sin(\tau)\right\};\quad \tau\in[0,2\pi],\qquad(8.106)$$

для $r/b=0{,}05;\ \mu=1/3;\ \kappa=2{,}0;\ N_v=48$ та таких параметрів x, y-стрингерів: $c_x=c_n^x,\ \lambda_x=\lambda_n^x,\ b_x=b_{nk}^x,\sigma_x=\sigma_n^x;\ c_y=c_m^y,\ \lambda_y=\lambda_m^y,\ b_y=b_{mj}^y,\sigma_y=\sigma_m^y;\ (n=\overline{1,N_x};$ $k=\overline{1,N_z^x};\ m=\overline{1,N_y};\ j=\overline{1,N_z^y});\ N_z^x=N_n^x;\ N_z^y=N_m^y$.

Суцільні *y*-стрингери. Розподіл відносних напружень $\sigma_t(\theta)/p$ (8.105) на контурі кругового отвору ($\varepsilon=1$; $R/b=3{,}6$) у підкріпленій пластині за вертикального її розтягу на нескінченності суттєво залежить від типу розгляду-

ваних стрингерів та їх відносних жорсткостей (рис. 8.54). Пластина підкріплена двома симетричними *y*-стрингерами (N_z^y = 16; $x_y = \pm 4b$; $b_y = b$) за різних їх відносних жорсткостей ($\lambda_y = 0,001$ – практично непідкріплена пластина). Розглянуто стрингери нескінченно довгі (*it* = 1) – завантажені на торцях напруженнями σ_y (8.84) (рис. 8.54*а*), або скінченної довжини (*it* = 0) – з вільними ($\sigma_y = 0$) торцями (рис. 8.54*б*) за ідеального їх дискретного контакту з пластиною ($c_x = c_y = 0$). Значне зниження напружень $\sigma_t(\theta)$ спостерігаємо для підкріпленої пластини жорсткими стрингерами з вільними торцями (рис. 8.54*б* для λ_y = 8). Підкріпний ефект від нескінченно довгих *y*-стрингерів спостерігаємо лише для найближчих до них точок отвору $\theta \in (-\pi/8;\pi/8) \cup (\pi - \pi/8;\pi + \pi/8)$, а для інших ділянок отвору – ефект мінімальний (рис. 8.54*а*).

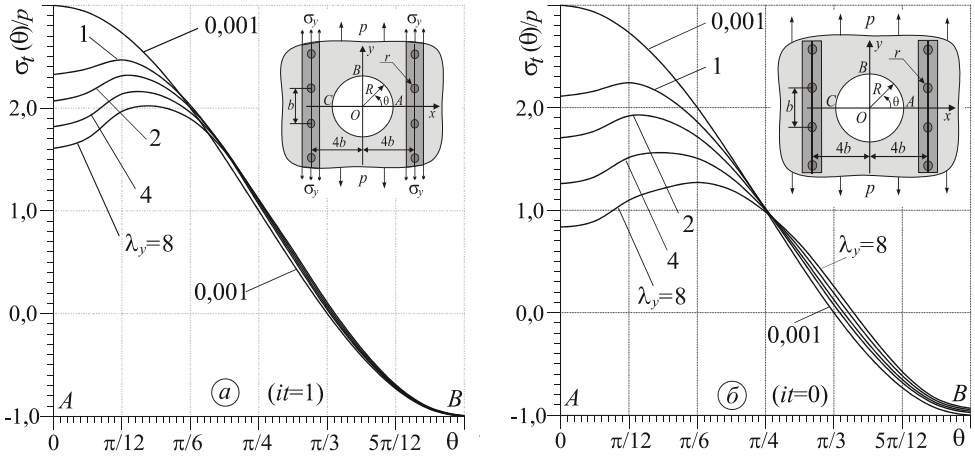


Рис. 8.54. Вплив відносної жорсткості нескінченно довгих (*а*) та скінченної довжини (*б*) суцільних *y*-стрингерів на зниження відносних напружень $\sigma_t(\theta)/p$ у пластині на контурі кругового отвору

Суцільні *x,y*-стрингери. Досліджено вплив на зміну відносної концентрації напружень $\sigma_t(A)/\sigma_0$ (у точці $A = \omega_0(0)$) відносного розміру (*R/b* = [1,0;7,5]) отвору L_0 та його розташування щодо двох пар *x,y*-стрингерів за різних їх відносних жорсткостей та ідеального дискретного контакту з пластиною (рис. 8.55*а*). Еліптичний отвір (ε = 0,5) знаходиться під дією сталого ($p_0(t) = -p = \text{const}$) внутрішнього тиску, для якого за відсутності підкріпних стрингерів напруження $\sigma_0 = \sigma_t(A)\big|_{\lambda_x = \lambda_y = 0} = 3p$. Пластина підкріплена двома симетричними *x*-стрингерами ($N_z^x = 24; y_x = \mp 4b$, $b_x = b; \lambda_x = 4$) та двома *y*-стрингерами ($N_z^y = 16; x_y = \mp 8b$; $b_y = b; \lambda_y = \{1;2;4;8\}$). Для різних жорсткостей *y*-стрингерів врахування податливості заклепкового з'єднання (за співвідно-

шенням (8.87) для $\lambda_r = 5;\ k = 0,8$) призводить до зростання відносного напруження $\sigma_t(A)/\sigma_0$ (рис. 8.55*б*) проти ідеального контакту в заклепках (рис. 8.55*а*).

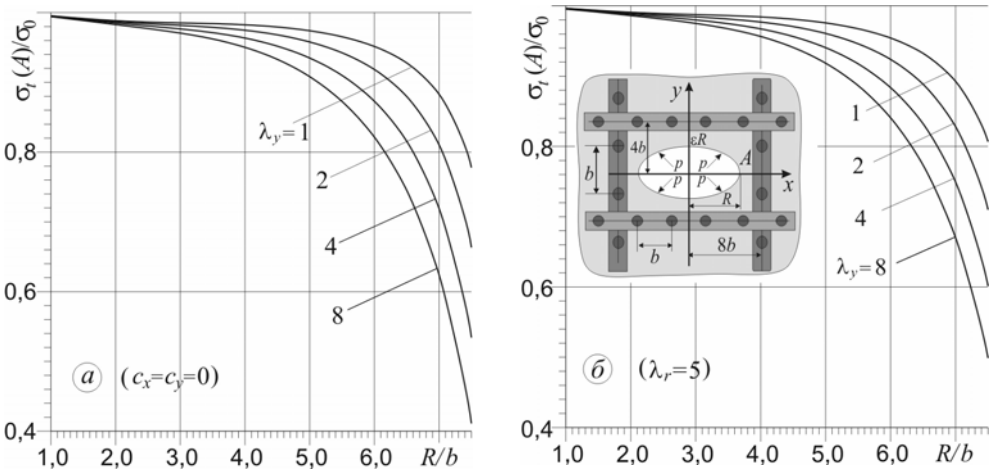


Рис. 8.55. Зниження концентрації відносних напружень $\sigma_t(A)/\sigma_0$ двома парами *x,y*-стрингерів за ідеального контакту в заклепках (*а*) та з урахуванням податливості заклепкового з'єднання (*б*)

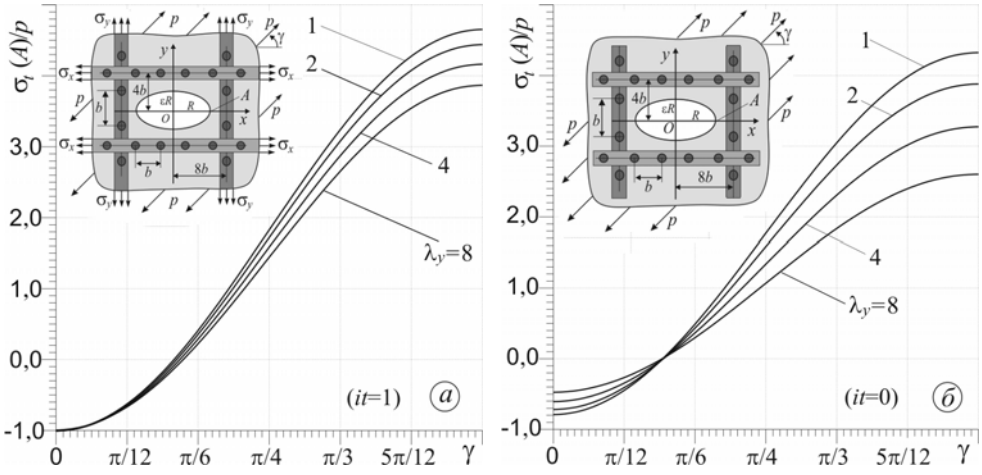


Рис. 8.56. Зниження відносних напружень $\sigma_t(A)/p$ двома парами нескінченно довгих *x,y*-стрингерів (*а*) або стрингерів скінченної довжини (*б*) за ідеального дискретного контакту

У частковому випадку ідеального дискретного контакту одного нескінченно довгого *y*-стрингера ($c_y = 0$; *x*-стрингери відсутні) з пластиною, що містить круговий отвір, отримані значення напружень узгоджуються з відомими [68].

Вплив аналогічної (до рис. 8.55) підкріпної системи *x,y*-стрингерів у пластині з еліптичним отвором (ε = 0,5; *R/b* = 7) на відносне напруження $\sigma_t(A)/p$ за одновісного розтягу пластини на нескінченності напруженнями p ($q=0$; $\gamma\in[0;\pi/2]$) ілюструє рис. 8.56. Розглянуто дві пари нескінченно довгих *x,y*-стрингерів із навантаженими торцями (рис. 8.56*а*), або скінченної довжини з вільними торцями (рис. 8.56*б*) за ідеального їх дискретного контакту з пластиною ($c_x = c_y = 0$).

Розірвані *y*-стрингери. Після розриву одного зі стрингерів, який знаходиться недалеко від отвору, суттєво підвищуються напруження $\sigma_t(\theta)$ на контурі отвору біля місця розриву (рис. 8.57). Досліджено розподіл відносних напружень $\sigma_t(\theta)/p$ для вертикального розтягу на нескінченності напруженнями p пластини з круговим отвором (ε = 1; *R/b* = 2) та низки відносних жорсткостей *y*-стрингера за ідеального дискретного контакту ($c_y = 0$), коли $N_y = 2;\ N_z^y = 8;\ x_1^y = x_2^y = 2,4b;\ b_y = b; r = 0,05b$.

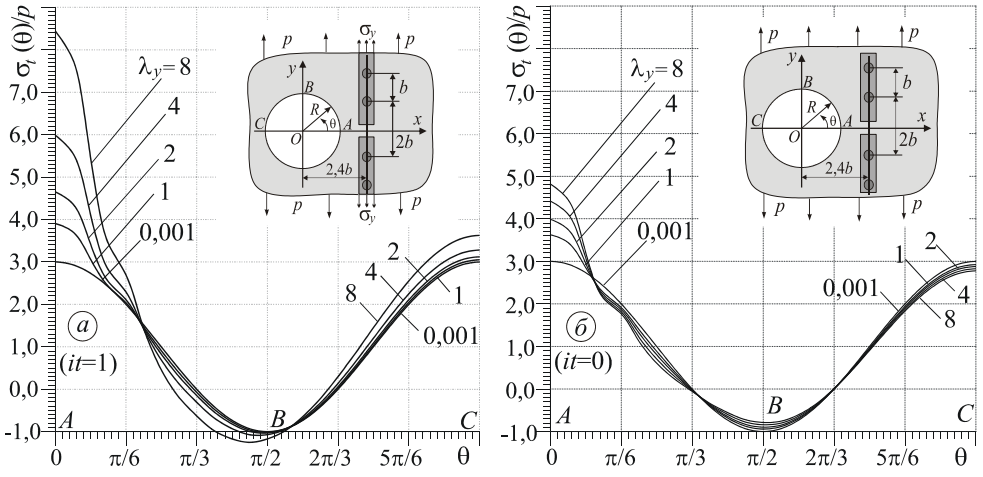


Рис. 8.57. Вплив розірваного нескінченно довгого (*а*) або скінченної довжини (*б*) *y*-стрингера на розподіл відносних напружень $\sigma_t(\theta)/p$ на контурі кругового отвору

Розподіл відносних напружень $\sigma_t(\theta)/p$ для пластини з розірваним та суцільним *y*-стрингерами наведено на рис. 8.58. Тут пластина підкріплена двома *y*-стрингерами, один з яких розірваний на осі *Ox* ($N_y = 3;\ N_z^y = 16;\ R/2 = b_y = b$; $-x_1^y = x_2^y = x_3^y = 2,4b$). Розглянуто нескінченно довгі стрингери (*it* = 1), завантажені на торцях напруженнями (8.84) (рис. 8.58*а*), або скінченної довжини з вільними торцями (*it* = 0) (рис. 8.58*б*) за різних їх відносних жорсткостей λ_y = {0,001;1;2;4;8} для ідеального заклепкового з'єднання ($c_x = c_y = 0$). Значний спад напружень на контурі отвору спостерігаємо в околі точки $C = \omega_0(\pi)$ біля

суцільного стрингера ($\theta \in [7\pi/8;\pi]$). Розірваний стрингер призводить до суттєвого зростання концентрації напружень біля точки $A = \omega_0(0)$, особливо, для жорсткіших стрингерів ($\lambda_y = 4;8$) із завантаженими торцями (рис. 8.58*а*). Для заданого навантаження пластини суцільні жорсткіші стрингери ($\lambda_y = 8$) настільки понижують напруження на контурі отвору, що вони стають стискальними ($\sigma_t(\theta) < 0$ при $\theta \to \pi$).

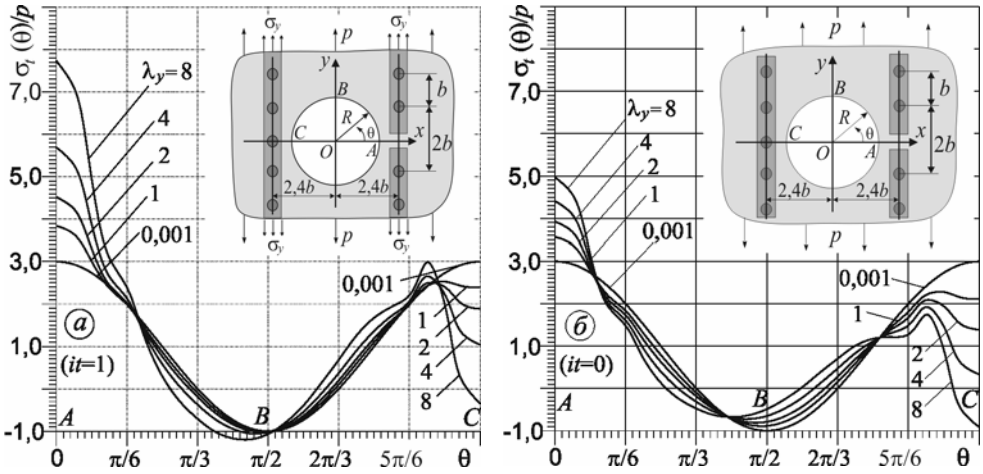


Рис. 8.58. Вплив розірваного та суцільного нескінченно довгих *y*-стрингерів (*а*) або відповідних скінченної довжини (*б*) на відносні напруження $\sigma_t(\theta)/p$ на контурі кругового отвору

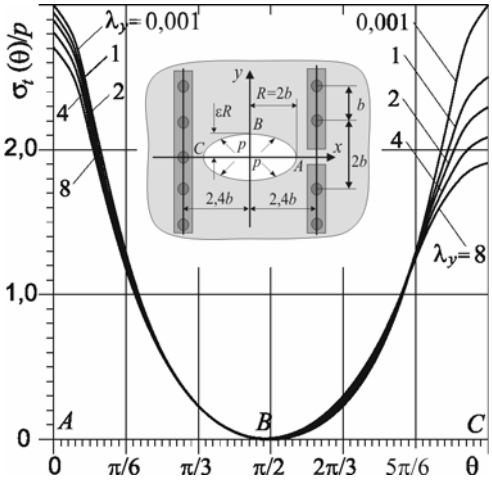


Рис. 8.59. Вплив розірваного та суцільного *y*-стрингерів на розподіл відносних напружень $\sigma_t(\theta)/p$ на контурі еліптичного отвору за дії внутрішнього тиску на ньому

Для аналогічно (до рис. 8.58) підкріпленої пластини відносні напруження $\sigma_t(\theta)/p$ на краю еліптичного отвору ($\varepsilon = 0{,}5$), що знаходиться під дією сталого внутрішнього тиску ($p_0(t) = -p$), малочутливі до розривів стрингерів (окіл точки *A*), а підкріпний ефект біля суцільних стрингерів (в околі точки *C*)

суттєвіший (рис. 8.59). Розраховували для $N_y = 3;\ N_z^y = 16; r = 0{,}05b;\ R/2 = b_y = b$ $-x_1^y = x_2^y = x_3^y = 2{,}4b$ та ідеального дискретного контакту (c_y=0).

Розрив двох симетричних *y*-стрингерів для пластини з круговим отвором призводить до трикратного зростання напружень $\sigma_t(\theta)$ біля місць розриву жорсткіших ($\lambda_y = 8$) нескінченно довгих стрингерів (рис. 8.60*а*). Розриви *y*-стрингерів скінченної довжини (з вільними торцями) підвищують напруження $\sigma_t(\theta)$ не так суттєво (рис. 8.60*б*), тобто менш небезпечні.

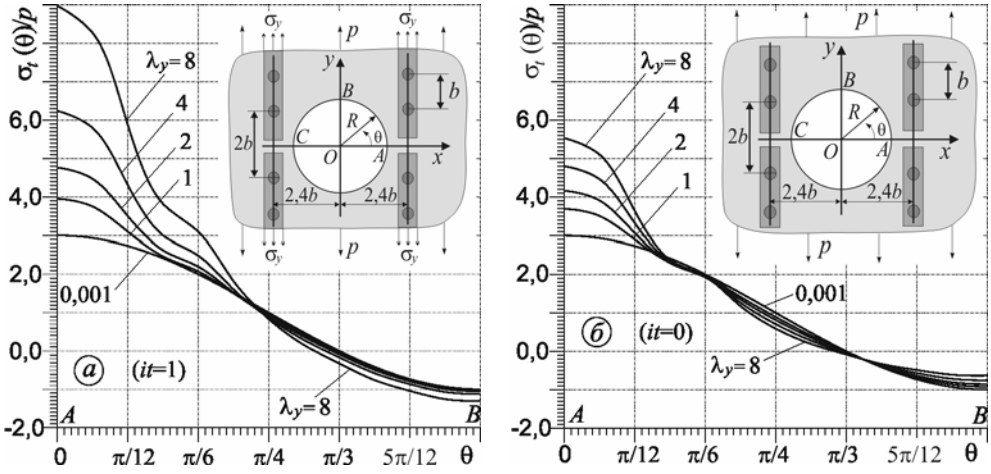


Рис. 8.60. Вплив двох розірваних нескінченно довгих *y*-стрингерів (*а*) або скінченної довжини (*б*) на відносні напруження $\sigma_t(\theta)/p$ на контурі кругового отвору

Кількість заклепок у двох розірваних стрингерах (див. схеми на рис. 8.60) з урахуванням податливості заклепкового з'єднання (за співвідношеннями (8.87) для k = 0,8) мало впливає на розподіл відносних напружень $\sigma_t(\theta)/p$ на чверті кругового отвору (рис. 8.61), це особливо стосується нескінченно довгих стрингерів (рис. 8.61*а*). Розраховували для $N_y = 4;$ $N_z^y = \{2;4;8;16;32\};\ \lambda_y = 4;\ r = 0{,}05b;\ R/2 = b_y = b;\ x_i^y = \mp 2{,}4b\ (i = \overline{1,4})$ та сталої відносної жорсткості заклепок $\lambda_r = 5$.

Відносна жорсткість заклепок $\lambda_r = 2rE_r/Eh$ з урахуванням податливості заклепкового з'єднання (за співвідношеннями (8.87) для $k = 0{,}8; w_y/b_y = 0{,}5$) у розірваних стрингерах також несуттєво впливає на напруження $\sigma_t(\theta)$ (рис. 8.62). Тут розглянуто попередні системи двох розірваних *y*-стрингерів (див. схеми на рис. 8.60) для $\varepsilon = 1;\ R = 2b;\ \lambda_y = 4;\ N_z^y = 16$ за різних відносних жорсткостей заклепок $\lambda_r = \{1;2;4;8\}$ та за ідеального дискретного контакту ($c_y = 0$).

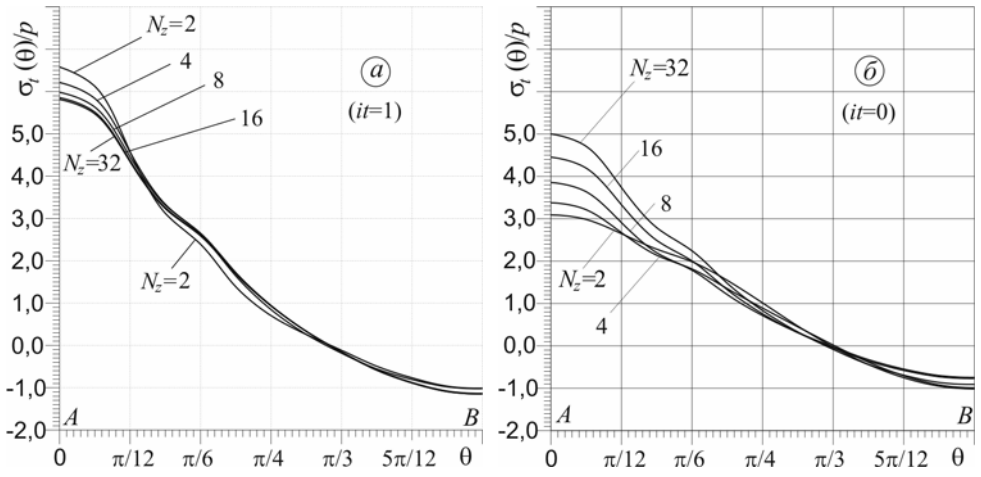


Рис. 8.61. Вплив кількості заклепок у двох розірваних нескінченно довгих *y*-стрингерах (*а*) або скінченної довжини (*б*) (див. схеми на рис. 8.60) на відносні напруження $\sigma_t(\theta)/p$ на контурі кругового отвору

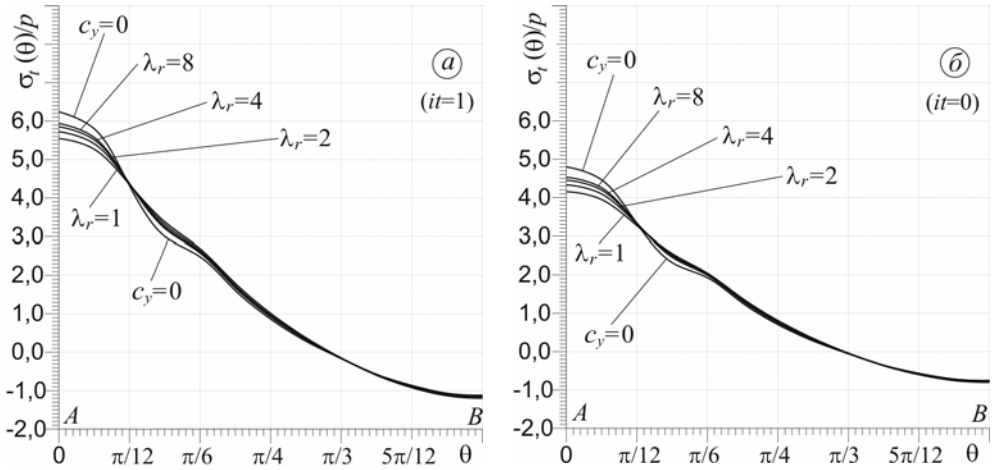


Рис. 8.62. Вплив відносної жорсткості заклепок у двох розірваних нескінченно довгих *y*-стрингерах (*а*) або відповідних скінченної довжини (*б*) (див. схеми на рис. 8.60) на відносні напруження $\sigma_t(\theta)/p$ на контурі кругового отвору

Розриви в *x,y*-стрингерах. Протилежний характер зміни напружень $\sigma_t(\theta)$ є у тих точках контуру отвору, які знаходяться поблизу суцільних та розірваних *x,y*-стрингерів (рис. 8.63). Пластина з еліптичним отвором (ε = 0,5; *R/b* = [4,0;7,5]) підкріплена двома симетричними *x*-стрингерами ($N_z^x = 24; -y_1^x = y_2^x = 4b$; $b_x = b; \lambda_x = 4$) та *y*–стрингерами, один з яких розірваний на осі *Ox* ($N_y = 3; N_z^y = 16$; $-x_1^y = x_2^y = x_3^y = 8b$; $b_y = b; \lambda_y = 4$) і всебічно розтягується на нескінченності напруженнями *p*.

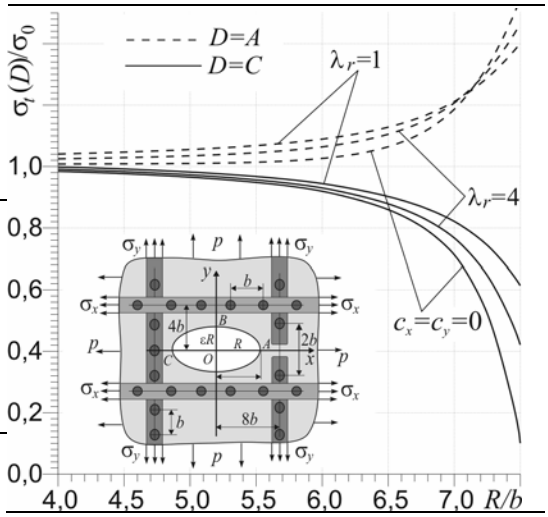


Рис. 8.63. Вплив на концентрацію напружень $\sigma_t(D)/\sigma_0$ наближення суцільного ($D = C$ – суцільні лінії) та розірваного ($D = A$ – штрихові) y-стрингерів до краю еліптичного отвору

Для ідеального заклепкового з'єднання ($c_x = c_y = 0$) і з урахуванням його податливості (8.87) через відносну жорсткість заклепок λ_r обчислено відносні напруження $\sigma_t(\theta)/\sigma_0$ у двох протилежних точках отвору: $A = \omega_0(0)$ – біля розірваного y-стрингера; $C = \omega_0(\pi)$ – біля суцільного. Тут $\sigma_0 = \sigma_t\big|_{\lambda_x=\lambda_y=0} = 4p$ – напруження у точках A і C для заданого еліптичного отвору у непідкріпленій пластині за заданого навантаження. Відносні напруження $\sigma_t(A)/\sigma_0$, $\sigma_t(C)/\sigma_0$ суттєво міняються лише з наближенням стрингерів до краю отвору ($x_i^y - R < R/8$).

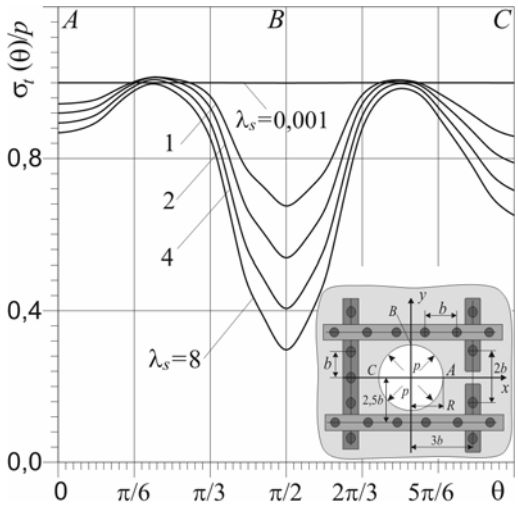


Рис. 8.64. Вплив x,y-стрингерів, один з яких розірваний, на розподіл відносних напружень $\sigma_t(\theta)/p$ на контурі кругового отвору

Для кругового ($R = 2b$) отвору, що знаходиться під внутрішнім тиском, ($p_0(t) = -p = \text{const}$) у пластині з x,y-стрингерами (другий y-стрингер розірваний на осі Ox) відносні напруження $\sigma_t(\theta)/p$ суттєво залежать від наближення роз-

глядуваної точки контуру отвору $t = \omega_0(\theta)$ до суцільних чи розірваних стрингерів та відносної жорсткості останніх (рис. 8.64). Пластина підкріплена параметрами *x,y*-стрингерів ($\lambda_s \equiv \lambda_x = \lambda_y = \{1;2;4;8\}$; $N_x = 2$; $N_z^x = 24$; $-y_1^x = y_2^x = 2{,}5b$; $N_y = 3$; $N_z^x = 16$; $x_j^y \in \{\mp 3b\}$; $b_x = b_y = b$; $d_j^y \in \{0; \mp 8{,}5b\}$, $j = \overline{1, N_y}$) за ідеального заклепкового з'єднання ($c_x = c_y = 0$).

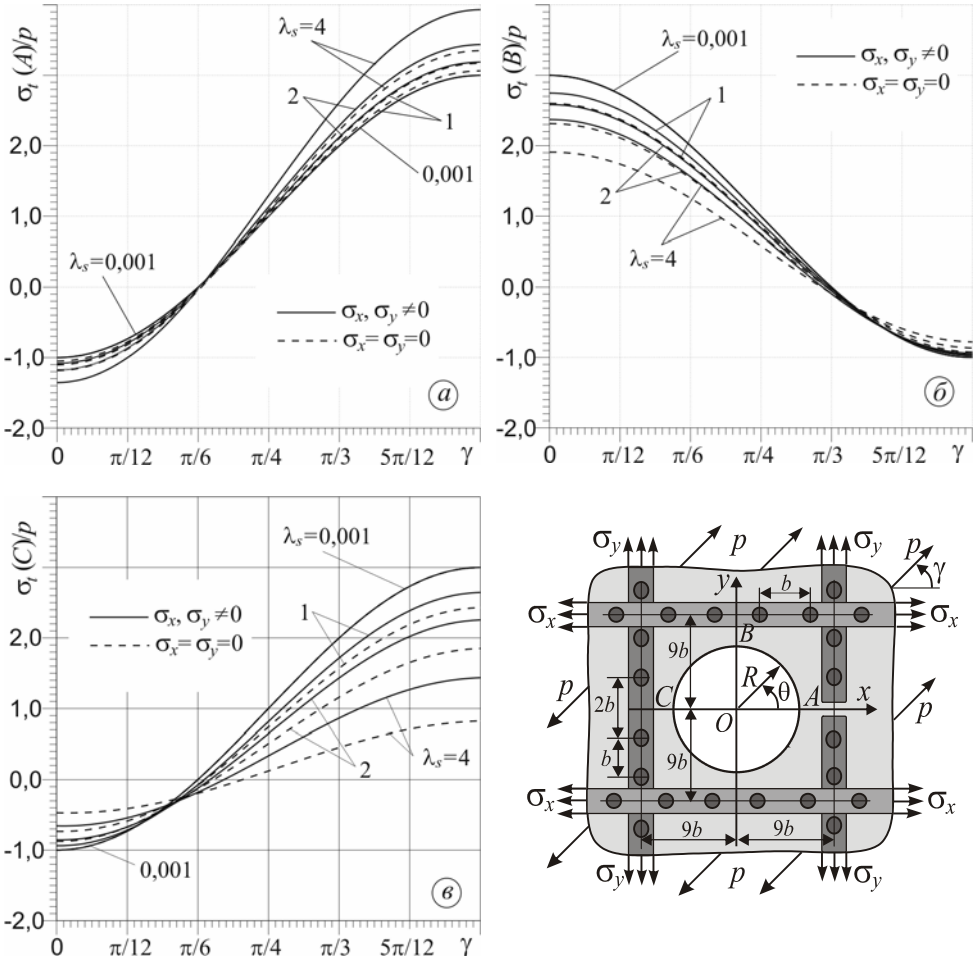


Рис. 8.65. Відносні напруження $\sigma_t(D)/p$ у трьох точках кругового отвору $D = A$ (*а*); $D = B$ (*б*); $D = C$ (*в*) за нахиленого одновісного розтягу пластини, підкріпленої *x,y*-стрингерами, один з яких розірваний

Зміну відносних напружень σ_t / p у трьох точках ($A = \omega_0(0)$, $B = \omega_0(\pi/2)$, $C = \omega_0(\pi)$) на краю кругового отвору ($R = 8b$) від дії суцільних та розірваного *x,y*-стрингерів на пластину, яка одновісно розтягується на нескінченності напруженням p під кутом γ до осі Ox, ілюструє рис. 8.65. Розглянуто

нескінченно довгі стрингери із завантаженими торцями (суцільні лінії) або скінченної довжини з вільними торцями (штрихові) різних жорсткостей ($\lambda_s \equiv \lambda_x = \lambda_y = \{1;2;4\}$) за ідеального дискретного їх з'єднання ($c_x = c_y = 0$) з пластиною. Для порівняння подано значення напружень у цих самих точках для непідкріпленої пластини (лінії $\lambda_s = 0{,}001$). У точках отвору B і C біля суцільних x,y-стрингерів (рис. 8.65*б*,*в*) спостерігаємо підкріпний ефект ($|\sigma_t(D)| < |\sigma_t(D)|_{\lambda_s \to 0}|$, D = B,C) для усіх значень кутів нахилу одновісного розтягу пластини на нескінченності. Зростання напружень у точці A ($|\sigma_t(A)| > |\sigma_t(A)|_{\lambda_s \to 0}|$) зумовлене розривом стрингера біля неї і залежить від жорсткості стрингерів (рис. 8.65*а*). Розраховували для параметрів $\mu = 1/3$; $N_v = 48$; $b_x = b_y = b$; $r = 0{,}05b$; $N_x = 2; N_z^x = 24$; $y_i^x = \mp 9b, i = 1,2$; $N_y = 3$; $N_z^y = 16$; $x_j^y = \mp 9b$; $d_j^y = \{0; \mp 8{,}5b\}$, $j = 1,2,3$.

Коли розірваний не один, а декілька стрингерів, то на контурі отвору маємо різні області – на одних наявний підкріпний ефект ($|\sigma_t(\theta)| < |\sigma_t(\theta)|_{\lambda_s \to 0}|$), на інших – пластина додатково послаблена стрингерами ($|\sigma_t(\theta)| > |\sigma_t(\theta)|_{\lambda_s \to 0}|$) (рис. 8.66).

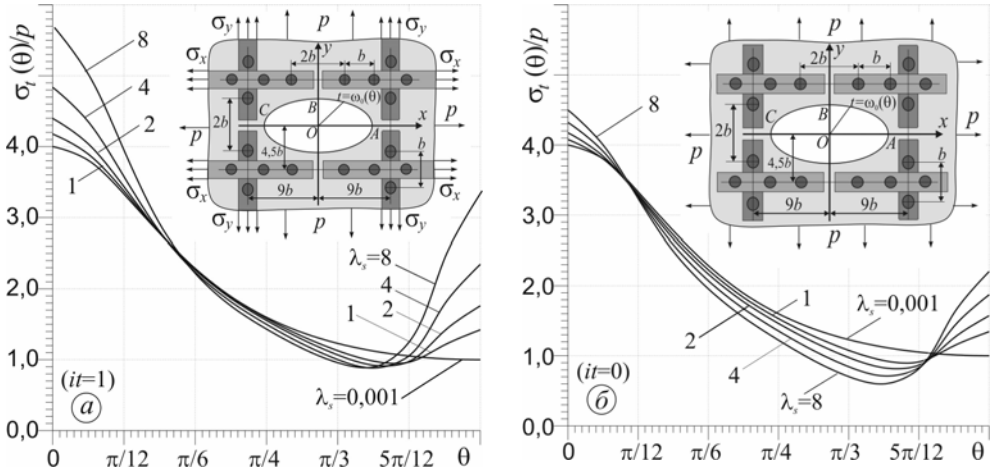


Рис. 8.66. Вплив чотирьох розривів двох пар нескінченно довгих (*а*) або скінченної довжини (*б*) x,y-стрингерів на відносні напруження $\sigma_t(\theta)/p$ на краю еліптичного отвору

Зокрема, маємо підкріплені ділянки в пластині з нескінченно довгими стрингерами (рис. 8.66*а*) для $\theta \in [0{,}45; 1{,}26 \div 1{,}35]$ (залежно від жорсткостей стрингерів $\lambda_x = \lambda_y \equiv \lambda_s = \{1;2;4;8\}$) на краю еліптичного отвору ($R = 8b; \varepsilon = 0{,}5$). Для

пластини з відповідними стрингерами скінченної довжини ці ділянки ширші $\theta \in [0,2;1,36 \div 1,42]$ (рис. 8.66*б*), а зростання напружень $\sigma_t(\theta)$ біля місць розриву *y*-стрингерів (при $\theta \to 0;\pi$) менш значне. Розраховували, враховуючи податливість заклепкового з'єднання (вираз (8.87) при $k = 0,8; r = 0,05b; \lambda_r = 5$) для параметрів задачі $N_x = N_y = 4;\ N_z^x = N_z^y = 16;\ y_i^x = \mp 4,5b;\ d_i^x = d_i^y = \mp 8,5b;$ $x_i^y = \mp 9b;\ i = \overline{1,4};\ b_x = b_y = b;\ \mu = 1/3$.

8.5. РОЗРАХУНОК ПРУЖНОЇ ТА ГРАНИЧНОЇ РІВНОВАГИ ПІДКРІПЛЕНИХ ШИРОКИМИ НАКЛАДКАМИ ПЛАСТИН З ТРІЩИНАМИ

Підкріплені широкими (двовимірними) накладками тонкостінні елементи конструкцій з тріщинами та отворами досліджено значно менше [62, 83, 91, 94–103], ніж підкріплені вузькими (одновимірними) елементами – стрингерами, ребрами жорсткості та різного роду одновимірними стопорами тріщин. У загальних випадках двовісного навантаження для підкріплених різноманітними широкими накладками пластин з тріщинами та отворами необхідно використовувати моделі двовимірних накладок, як обмежених пружних тонких пластин. Першими наближеннями можуть бути: модель дискретно з'єднаної з пластиною широкої накладки [70–72; 104–106]; модель накладки, неперервно з'єднаної з пластиною вздовж свого контуру [70–72, 105, 107–112]. Запропоновані моделі широких накладок у поєднанні з розробленою універсальною методикою визначення напружено–деформованого та граничного станів підкріплених пластин з тріщинами дають змогу оцінити міцність та довговічності відповідних тонкостінних елементів конструкцій, а також розв'язати низку нових задач цього класу.

За певних припущень щодо навантаження пластин, взаємного розміщення та форм накладок, тріщин чи отворів вивчали підкріплені приклепаними широкими накладками тонкі пластини з тріщинами та отворами [31, 32, 52, 61, 64, 65]. Зокрема, у працях [31, 52, 61] для одновісно розтягнутих пластин як модель широких накладок використовували системи впритул розташованих паралельних стрингерів, які незалежно працювали лише на розтяг–стиск. За ідеального дискретного контакту та подвійної осьової симетрії широкої накладки для задачі про одновісний розтяг підкріпленої пластини з прямолінійною тріщиною обчислені КІН у праці [95].

8.5.1. Ідеальний дискретний контакт накладки та пластини з тріщинами

Запропоновано спрощену модель дискретного з'єднання обмеженої широкої накладки та пластини з довільно розташованими тріщинами [70–72],

яка ґрунтується на ідеальному (без відносних зміщень) контакті між двома тонкими пластинами в окремих ділянках (малих проти розмірів дефектів та накладок) їх з'єднання. Ця модель дає змогу розглядати різноманітні навантаження в площині пластини, несиметричні розміщення дефектів відносно накладок та контактних ділянок у пластині, різні гладкі форми контурів накладок та тріщин. Їх названо ідеальним дискретним (заклепковим) з'єднанням.

Розглянуто НДС нескінченної тонкої пластини сталої товщини h, послабленої тріщинами з гладкими контурами $L_n\,(n=\overline{1,N_t})$ і підкріпленої скінченною двовимірною накладкою сталої товщини h_s (тонкою однозв'язною пластиною S з гладким контуром Г). Накладка ідеально приклепана до пластини N_z абсолютно жорсткими заклепками, радіус яких r малий проти відстаней між ними, розмірів тріщин і накладки. Тріщини в пластині розміщені довільно – накладка може повністю або частково накривати тріщини чи знаходитись поза ними. Уведено декартову систему координат xOy, до якої віднесено всі контури тріщин L_n та накладки Г (рис. 8.67). Уважають, що береги тріщин не контактують і навантажені самозрівноваженими зусиллями

$$h\left\{N^{\pm}(t)+iT^{\pm}(t)\right\}=p_1(t),\ t\in L,\ L=\bigcup_{n=1}^{N_t}L_n\,. \tag{8.107}$$

На нескінченності пластина розтягується взаємно перпендикулярними довільно орієнтованими напруженнями p і q.

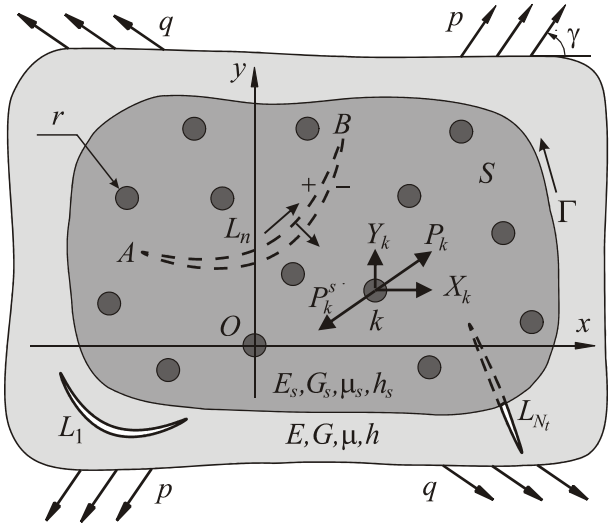


Рис. 8.67. Підкріплення пластини з тріщинами приклепаною широкою накладкою

Підкріпна накладка – скінченна однозв'язна пластина S з гладким контуром Г – з'єднана з основною пластиною N_z заклепками. Товщина накладки h_s сумірна з товщиною пластини h та радіусом заклепок r. Контур накладки вільний від навантажень:

$$N_s(t) + iT_s(t) = 0, t \in \Gamma . \tag{8.108}$$

Тут N_s і T_s – нормальна та дотична компоненти напружень на контурі Г. Вплив накладки на пластину заміняють довільно напрямленими зосередженими силами

$$P_k(z_k^0) = X_k(z_k^0) + iY_k(z_k^0); \quad k = \overline{1, N_z}, \tag{8.109}$$

прикладеними в центрах малих (радіуса r) дископодібних абсолютно жорстких включень – точках z_k^0. Уважають, що ці включення вставлені у відповідні отвори в накладці і пластині без початкових напружень і можуть вільно повертатися в них (силові моменти через заклепки не передаються). Коли тріщина в пластині проходить крізь окремі отвори під заклепки, то через розкриття берегів тріщини дію цих заклепок на пластину не враховують.

Умови ідеального дискретного спряження накладки та пластини включають силову рівновагу

$$P_k(z_k^0) = -P_k^s(z_k^0); \quad k = \overline{1, N_z}, \tag{8.110}$$

та умови рівності переміщень контактних точок пластини та накладки

$$u(z_k^0) + iv(z_k^0) = u_s(z_k^0) + iv_s(z_k^0), \quad k = \overline{1, N_z} . \tag{8.111}$$

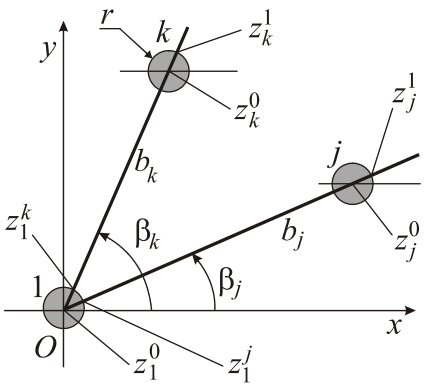


Рис. 8.68. Схема для визначення умов сумісності деформацій

Тут $P_k^s(z_k^0)$ – зосереджені сили, що діють на накладку в центрах заклепок (відповідних дископодібних абсолютно жорстких включень); u, v (u_s, v_s) – компоненти переміщень точок пластини (накладки S) вздовж осей Ox, Oy декартової системи координат.

Умови спряження (8.111) розуміємо як умови рівності видовжень ділянок пластини та накладки між першою (довільно вибраною серед заклепок) та всіма іншими заклепками. Прийнята модель взаємовпливу накладки та пластини, а також малий радіус заклепок дозволяють записати їх для точок на краях відповідних заклепок (рис. 8.68):

$$\Delta_j^1\left[u(z_j^1) + iv(z_j^1)\right] = \Delta_j^1\left[u_s(z_j^1) + iv_s(z_j^1)\right], \quad j = \overline{2, N_z} . \tag{8.112}$$

Тут і надалі

$$z_j^1 = z_j^0 + r\exp(i\beta_j), \;\; z_1^j = z_j^1 - b_j\exp(i\beta_j); \;\; \Delta_j^1\left[f(z_j^1)\right] \equiv f(z_j^1) - f(z_1^j), \tag{8.113}$$

де $b_j = \left|z_j^0 - z_1^0\right|$ і β_j – довжина і кут нахилу до осі Ox j–го відрізка $[z_1^j, z_j^1]$.

Використовуючи вирази комплексних потенціалів $\varphi(z),\psi(z)$, які визначають НДС пластини з тріщинами та системою навантажених дископодібних жорстких включень [58, 71, 84, 86], переміщення довільної точки z пластини запишемо у вигляді

$$2Gh\{u(z)+iv(z)\}=\frac{1}{2\pi}\int_L\left\{F_1(t,z,\kappa)g'(t)\,dt+F_2(t,z)\overline{g'(t)}\,d\bar{t}\right\}+$$

$$+\frac{1}{2\pi(1+\kappa)}\sum_{k=1}^{N_z}\left\{F_3(z,z_k^0,\kappa)P_k+F_4(z,z_k^0,r)\overline{P_k}\right\}+\frac{h}{2}F_5(z)+i\,z(1+\kappa)c_p^p+c_g^p\,, \qquad (8.114)$$

де функції $g'(t)$, F_1-F_5 визначені співвідношеннями (8.57), (8.62), (8.63) при $T=t$; c_p^p,c_g^p – дійсна і комплексна сталі, які визначають поворот і переміщення (як жорсткого цілого) відповідно навантаженої пластини на нескінченності.

З аналогічних комплексних потенціалів $\varphi_s(z),\psi_s(z)$ для накладки S знайдемо функцію переміщень її точок $z\in S,(\left|z-z_k^0\right|\geq r)$ [104]:

$$2G_sh_s\{u_s(z)+iv_s(z)\}=\frac{1}{2\pi}\int_\Gamma\left\{F_1(t,z,\kappa_s)g_s'(t)\,dt+F_2(t,z)\overline{g_s'(t)}\,d\bar{t}\right\}+$$

$$+\frac{1}{2\pi(1+\kappa_s)}\sum_{k=1}^{N_z}\left\{F_3(z,z_k^0,\kappa_s)P_k^s+F_4(z,z_k^0,r)\overline{P_k^s}\right\}+i\,z(1+\kappa_s)c_p^s+c_g^s\,, \qquad (8.115)$$

де ядра F_1–F_4 визначені виразами (8.33); $\kappa_s=(3-\mu_s)/(1+\mu_s)$; μ_s,G_s – коефіцієнт Пуассона і модуль зсуву накладки; c_p^s,c_g^s – дійсна і комплексна сталі, які визначають поворот і переміщення накладки як жорсткого цілого; $g_s'(t)$ – похідна стрибка невідомої функції переміщень на контурі накладки S [70, 104, 111]

$$g_s'(t)=\frac{2G_sh_s}{i(1+\kappa_s)}\frac{d}{dt}\left\{\left[u_s(t)+iv_s(t)\right]^+-\left[u_s(t)+iv_s(t)\right]^-\right\},\quad t\in\Gamma\,. \qquad (8.116)$$

З урахуванням силової рівноваги між пластиною та накладкою (8.110) умови рівності видовжень відповідних ділянок (8.112) мають вигляд

$$\sum_{k=1}^{N_z}\left\{\left(\frac{\lambda_s}{1+\kappa}+\frac{\kappa_s}{\kappa(1+\kappa_s)}\right)\Delta_j^1\left[F_3(z_j^1,z_k^0,\kappa)\right]P_k+\left(\frac{\lambda_s}{1+\kappa}+\frac{1}{1+\kappa_s}\right)\Delta_j^1\left[F_4(z_j^1,z_k^0,r)\right]\overline{P_k}\right\}-$$

$$-\int_\Gamma\left\{\Delta_j^1[F_1(t,z_j^1,\kappa_s)]g_s'(t)dt+\Delta_j^1[F_2(t,z_j^1)]\overline{g_s'(t)}d\bar{t}\right\}+2\pi ic_p\Delta_j^1[z_j^1]+$$

$$+\lambda_s\int_L\left\{\Delta_j^1[F_1(t,z_j^1,\kappa)]g'(t)\,dt+\Delta_j^1[F_2(t,z_j^1)]\overline{g'(t)}\,d\bar{t}\right\}=$$

$$=\pi h\lambda_s\Delta_j^1\left[F_5(z_j^1)\right];\quad j=\overline{2,N_z}\,, \qquad (8.117)$$

де c_p – невідома дійсна стала, що характеризує поворот на нескінченності всієї конструкції "пластина–накладка" як жорсткого цілого; λ_s – відносна жорсткість накладки S:

$$\lambda_s = \frac{G_s h_s}{Gh} = \frac{E_s h_s (1+\mu)}{Eh(1+\mu_s)} \ . \tag{8.118}$$

Для замкнутості системи рівнянь ідеального дискретного контакту між пластиною та накладкою (8.117) треба ще задовольнити дві додаткові умови на шукані зосереджені сили

$$\sum_{k=1}^{N_z} P_k(z_k^0) = 0 \ ; \quad \sum_{k=1}^{N_z} \mathrm{Im}\left[z_k^0 \, P_k(z_k^0) \right] = 0 \ , \tag{8.119}$$

які забезпечують рівність нулю головних вектора та момента сил, що діють на накладку.

Інтегральні рівняння задачі. Розглянемо окремо НДС нескінченної пластини з тріщинами та обмеженої підкріпної накладки S. Нехай пластина послаблена N_t тріщинами ($L = \bigcup_{n=1}^{N_t} L_n$), на берегах яких задані самозрівноважені напруження (8.107), навантажена зосередженими силами P_k, які діють на розташовані у ній дископодібні жорсткі включення, а на нескінченності – напруженнями p, q. Для цієї пластини у системі координат xOy (рис. 8.67) комплексні потенціали Колосова–Мусхелішвілі мають вигляд [84–86]

$$\Phi(z) = \frac{1}{2\pi h} \int_L \frac{g'(t)}{t-z} dt - \frac{1}{2\pi h(1+\kappa)} \sum_{k=1}^{N_z} \frac{P_k}{z - z_k^0} + \frac{p+q}{4} + i c_p^p \ ;$$

$$\Psi(z) = \frac{1}{2\pi h} \int_L \left\{ \frac{\overline{g'(t)}\,\overline{dt}}{t-z} - \frac{\bar{t} g'(t) dt}{(t-z)^2} \right\} - \frac{1}{2}(p-q)\exp(-2i\gamma) \ +$$

$$+ \ \frac{1}{2\pi h(1+\kappa)} \sum_{k=1}^{N_z} \left\{ \frac{\kappa}{z - z_k^0} \overline{P_k} - \left[\frac{\overline{z_k^0}}{(z - z_k^0)^2} + \frac{2r^2}{(z - z_k^0)^3} \right] P_k \right\} \ . \tag{8.120}$$

Знайшовши їх граничні значення, коли $z \to t' \in L$, з крайової умови (8.109) отримаємо СІР задачі для пластини (як першої основної задачі теорії пружності для нескінченної пластини з тріщинами):

$$\frac{1}{\pi} \int_L \left\{ K(t,t') g'(t) dt + L(t,t') \overline{g'(t)}\,\overline{dt} \right\} \ +$$

$$+ \frac{1}{2\pi(1+\kappa)} \sum_{k=1}^{N_z} \left\{ M(z_k^0, t', \kappa) P_k + N(z_k^0, t', r) \overline{P_k} \right\} = f_1(t'); \quad t' \in L \, . \tag{8.121}$$

Тут ядра K, L, M, N та функція $f_1(t)$ визначені співвідношеннями (8.56) при $T' = t'$ у системі координат xOy.

Невідома функція $g'(t)$ повинна ще задовольняти N_t додаткові умови (8.77) однозначності переміщень за обходу контуру кожної тріщини $L_n\,(n=\overline{1,N_t})$.

Підкріпна накладка S вільна від навантажень на своєму контурі Γ (8.109) і знаходиться під дією зосереджених сил $P_k^s\,(k=\overline{1,N_z})$, прикладених до відповідних дископодібних жорстких включень радіуса r. У загальній системі координат xOy (рис. 8.67) комплексні потенціали напружень для обмеженої гладким контуром широкої накладки мають вигляд

$$\Phi_s(z)=\frac{1}{2\pi h_s}\int\limits_{\Gamma}\frac{g_s'(t)}{t-z}dt-\frac{1}{2\pi h_s(1+\kappa_s)}\sum_{k=1}^{N_z}\frac{P_k^s}{z-z_k^0}+ic_p^s;\quad z\in S;$$

$$\Psi_s(z)=\frac{1}{2\pi h_s}\int\limits_{\Gamma}\left\{\frac{\overline{g_s'(t)}\,\overline{dt}}{t-z}-\frac{\bar{t}g_s'(t)dt}{(t-z)^2}\right\}+$$

$$+\frac{1}{2\pi h_s(1+\kappa_s)}\sum_{k=1}^{N_z}\left\{\frac{\kappa_s}{z-z_k^0}\overline{P_k^s}-\left[\frac{\overline{z_k^0}}{(z-z_k^0)^2}+\frac{2r^2}{(z-z_k^0)^3}\right]P_k^s\right\}. \qquad (8.122)$$

Обчисливши граничні значення потенціалів (8.122) на контурі накладки і задовольнивши крайову умову (8.108), отримаємо граничне інтегральне рівняння

$$\int\limits_{\Gamma}\left\{K(t,t')g_s'(t)dt+L(t,t')\overline{g_s'(t)}\,\overline{dt}\right\}-\frac{M_0}{2i(\overline{t'})^2}\frac{\overline{dt'}}{dt'}+a_0\frac{ds'}{dt'}-$$

$$-\frac{1}{2(1+\kappa_s)}\sum_{k=1}^{N_z}\left\{M(z_k^0,t',\kappa_s)P_k+N(z_k^0,t',r)\overline{P_k}\right\}=0,\quad t'\in\Gamma, \qquad (8.123)$$

де ядра K, L, M, N визначені співвідношеннями (8.56); s' – дугова абсциса точки контуру накладки $t'\in\Gamma$. Щоб забезпечити існування єдиного розв'язку інтегрального рівняння (8.123), увели нульові доданки [86]

$$M_0=-2\,\mathrm{Im}\int\limits_{\Gamma}g_s'(t)\frac{dt}{t},\quad a_0=\int\limits_{\Gamma}g_s'(t)dt\,. \qquad (8.124)$$

У підсумку задачу зведено до розв'язування системи інтегральних рівнянь (8.121), (8.123), N_z-1 алгебричних співвідношень, умов ідеального дискретного контакту (8.117) та додаткових умов (8.77), (8.119), що дає змогу повністю визначити невідомі функції $g'(t),\ t\in L=\bigcup L_n,\ n=\overline{1,N_t}$; $g_s'(t),\ t\in\Gamma$ та зосереджені сили $P_k,\ k=\overline{1,N_z}$.

Числові розв'язки задачі отримано для підкріпленої пластини з однією тріщиною ($N_t=1$). Методом квадратур [85, 86] побудовану систему інтегральних та інтегро-алгебричних співвідношень зведено до системи лінійних алгебричних рівнянь, яку числово розв'язано методом оберненої матриці. Деякі результати цих розрахунків можна знайти у праці [104].

Обчислювали відносні КІН (8.82) та відносні КНП (8.83) за умов ідеального дискретного контакту (8.111) для різних параметрів системи «пластина–заклепки–накладка», коли задані навантаження пластини на нескінченності, або завантажені нормальними та дотичними напруженнями береги тріщини.

Вивчено вплив форми, розмірів і відносної жорсткості широкої накладки на КІН та КНП. Відносний радіус (R/a) кругової підкріпної накладки L_1 мало впливає на зміну відносних КІН $F_{\rm I}(B)$, $F_{\rm II}(B)$ (рис. 8.69) для симетричної тріщини вздовж дуги параболи, описаної рівнянням

$$t = \omega_1(\tau) = a\{\tau + \varepsilon_1(\tau^2 - 1)\}, \quad t \in L_1, \ \tau \in [-1;+1] , \tag{8.125}$$

за центрального прогину параболи $\delta \equiv \varepsilon_1 a = 0{,}5a$ та радіусів заклепок $r \in [0{,}01a; 0{,}13a]$ (ділянок ідеального дискретного контакту (8.111)). Накладка з відносною жорсткістю (8.118) $\lambda_s = 2$ ($\mu_s = \mu = 0{,}3$) розтягується на нескінченності вздовж осі Oy напруженнями p і приклепана до пластини N_z = 16 заклепками, рівномірно розподіленими вздовж концентричного кола радіуса R_0 = 1,5a. Деякі зміни відносних КІН для $R/a \in [2;3]$ пояснюють крайовим ефектом – впливом наближення заклепкового шва до краю накладки ($R \to R_0$).

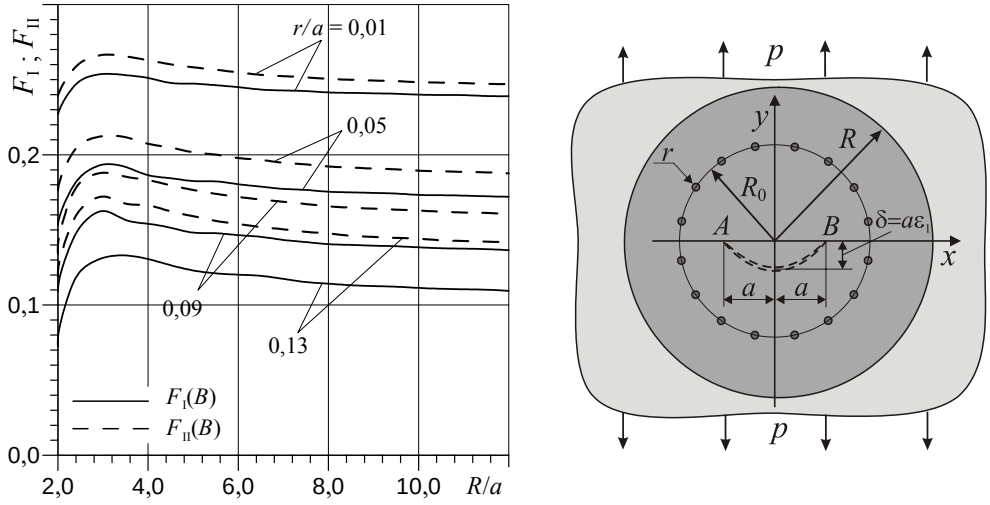


Рис. 8.69. Вплив на відносні КІН у вершинах параболічної тріщини відносного радіуса приклепаної кругової накладки за різних радіусів заклепок

З'ясовано вплив коефіцієнта Пуассона приклепаної накладки μ_s на зміну відносних КІН у підкріпленій пластині з параболічною тріщиною (рис. 8.70). Розраховували для різних відносних жорсткостей ($\lambda_s = \{0{,}5; 1{,}0; 2{,}0; 4{,}0\}$) кругової накладки (8.118) за вертикального розтягу пластини на нескінченності та параметрів $\mu = 0{,}3$; $\mu_s \in [0;1]$; $N_z = 16$; $\varepsilon_1 = 0{,}5$; $a = 2b$; $R = 10b$; $r = 0{,}05b$. Тут і надалі параметр $b = \min(b_j)$, $j = \overline{2, N_z}$, де величини b_j визначають вирази (8.113).

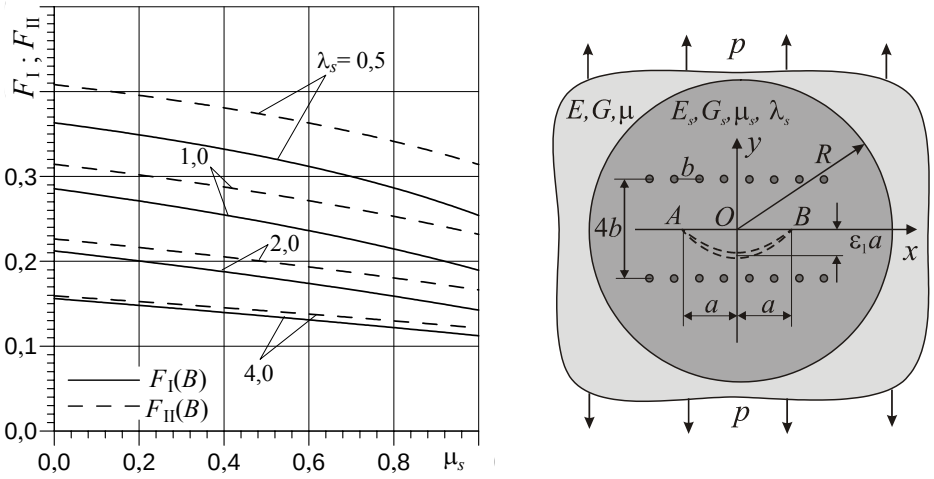


Рис. 8.70. Вплив на відносні КІН для параболічної тріщини в пластині коефіцієнта Пуассона накладки за різної її відносної жорсткості

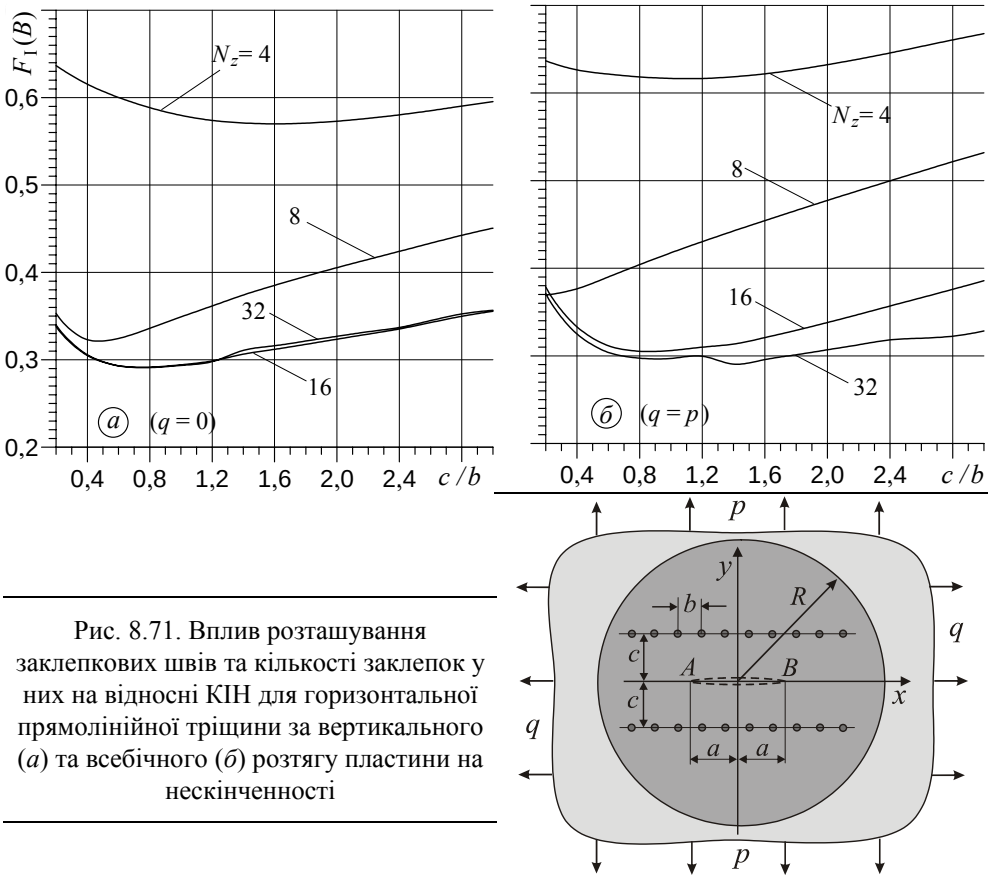


Рис. 8.71. Вплив розташування заклепкових швів та кількості заклепок у них на відносні КІН для горизонтальної прямолінійної тріщини за вертикального (*а*) та всебічного (*б*) розтягу пластини на нескінченності

На підкріплення пластини з тріщиною суттєво впливають розташування тріщини (особливо її вершин) відносно заклепкових швів у пластині та відносна жорсткість накладки (рис. 8.71 і 8.72). Значне зниження відносних КІН для горизонтальної прямолінійної тріщини ($F_{\mathrm{I}}(A)=F_{\mathrm{I}}(B);\ F_{\mathrm{II}}=0$) завдовжки $2a = 4b$ спостерігаємо зі зростанням загальної кількості заклепок у накладці лише до певної величини (N_z = 16÷20), а подальше їх збільшення майже не змінює КІН (рис. 8.71). Тут кругова накладка ($R = 20b$; $\lambda_s=2;\ \mu=\mu_s=0{,}3$) приклепана до пластини двома симетричними горизонтальними рядами заклепок ($r = 0{,}05b$). Найкраще підкріплюють цю пластину накладки з вертикальним зміщенням заклепкових швів: $c\in[0{,}4b;1{,}2b]$ – для вертикального розтягу пластини напруженнями p (рис. 8.71*а*) та $c\in[0{,}6b;1{,}8b]$ – для всебічного (рис. 8.71*б*) при N_z={16; 32}.

Для аналогічно підкріпленої пластини обчислено відносні КІН $F_{\mathrm{I}}(B)$ (рис. 8.72) залежно від довжини горизонтальної прямолінійної тріщини $2a\in[b;10b]$ та відносної жорсткості кругової накладки $\lambda_s=\{0{,}5;1{,}0;2{,}0;4{,}0\}$ для параметрів задачі $\mu=\mu_s=0{,}3;N_z=16;c=b;R=10b;r=0{,}05b$.

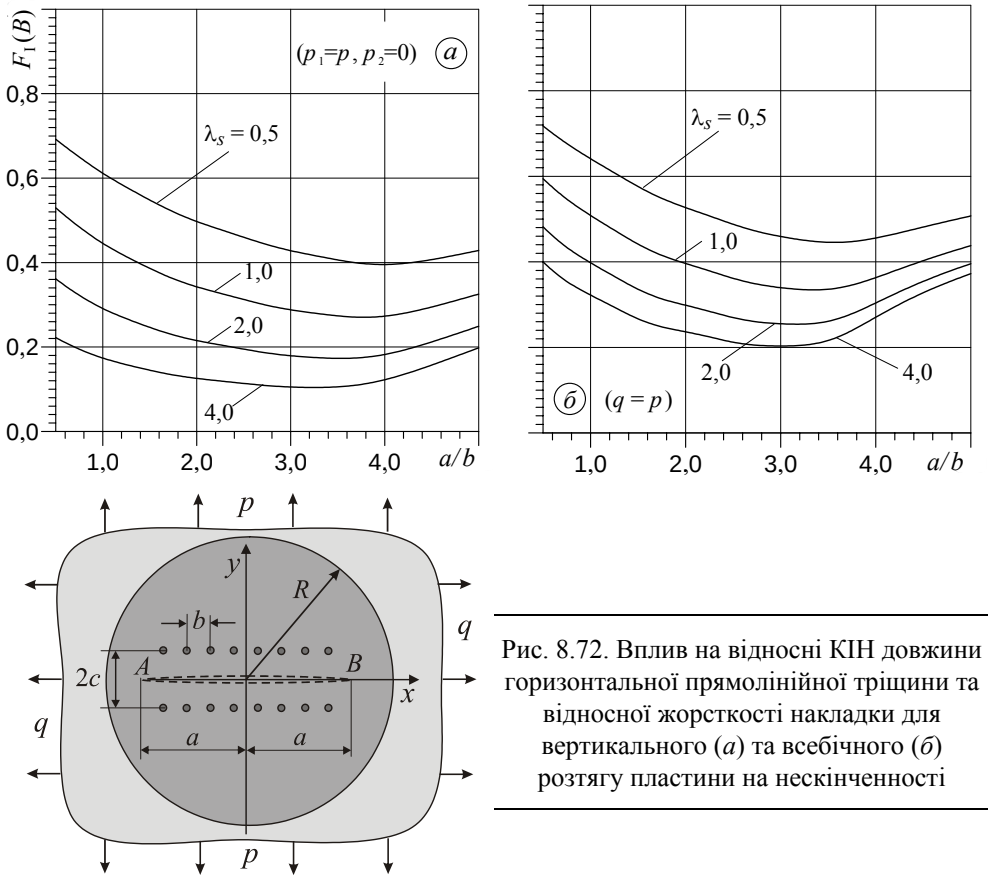
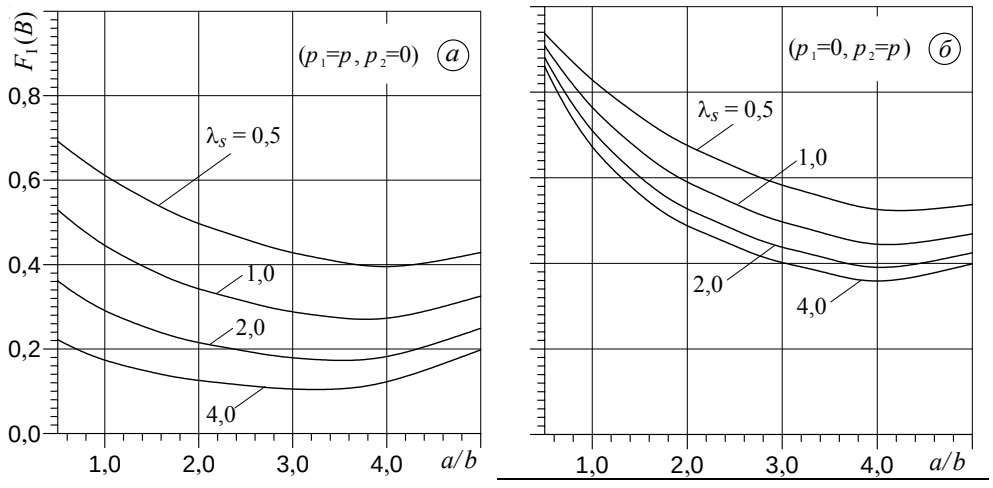


Рис. 8.72. Вплив на відносні КІН довжини горизонтальної прямолінійної тріщини та відносної жорсткості накладки для вертикального (*а*) та всебічного (*б*) розтягу пластини на нескінченності

Відносна жорсткість підкріпної накладки λ_s (8.118) істотніше впливає на зміну відносних КІН для навантаженої на нескінченності розтягувальними напруженнями p ($q = 0$, $\gamma = \pi/2$) пластини з прямолінійною тріщиною, ніж для аналогічно підкріпленої пластини за таких самих нормальних напружень на берегах тріщини (рис. 8.73; 8.74).



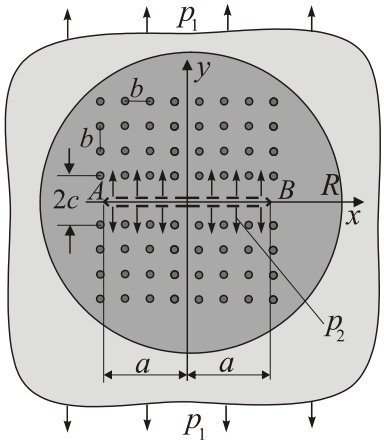


Рис. 8.73. Вплив на відносні КІН довжини горизонтальної прямолінійної тріщини за різних відносних жорсткостей накладки для вертикального розтягу пластини на нескінченності (*а*) або нормального тиску на берегах тріщини (*б*)

Для пластини, підкріпленої круговою накладкою, приклепаною до пластини вісьмома рядами заклепок по вісім у кожній ($N_z = 64$), досліджено залежності відносних КІН $F_1(B)$ від довжини горизонтальної прямолінійної тріщини та відносної жорсткості кругової накладки (рис. 8.73). Розглянуто вертикальний розтяг пластини на нескінченності (рис. 8.73*а*) або нормальний тиск на берегах тріщини (рис. 8.73*b*) для параметрів задачі $\mu = \mu_s = 0{,}3$; $c = b$; $R = 10b$; $r = 0{,}05b$. Для іншої пластини, що містить горизонтальну прямолінійну тріщину довжиною $2a$ ($2a \in [b; 14b]$; $c = b$) і підкріплена різною за жорсткістю ($\lambda_s = \{1;2;4;8\}$) круговою накладкою ($R = 10b$) аналогічні залежності відносних КІН наведено на рис. 8.74. Тут накладка приклепана до пластини за допомогою $N_z = 40$

(по 8 заклепок вздовж п'яти вертикальних швів з абсцисами осей $x_0=\{-6b; -3b; 0; 3b; 6b\}$) заклепок радіуса $r = 0{,}01b$. Мінімальні значення відносних КІН отримуємо тоді, коли вершини тріщини пройшли на невелику відстань за осі заклепкових швів ($a/b = \{3{,}5; 6{,}5\}$). Для ближче розташованих один до одного заклепкових швів (рис. 8.73) локальні мінімальні значення КІН відсутні, бо така накладка рівномірніше підкріплює пластину з тріщиною незалежно від довжини останньої.

Для вертикального розтягу пластини з горизонтальною прямолінійною тріщиною та окремих параметрів симетричних підкріпних конструкцій (накладка з прямолінійними заклепковими швами за ідеального дискретного контакту) обчислені значення відносних КІН $F_{\mathrm{I}} = K_{\mathrm{I}} / p\sqrt{\pi a}\,(K_{\mathrm{II}} = 0)$ узгоджуються з відомими, отриманими методом комплексних потенціалів без використання СІР [95].

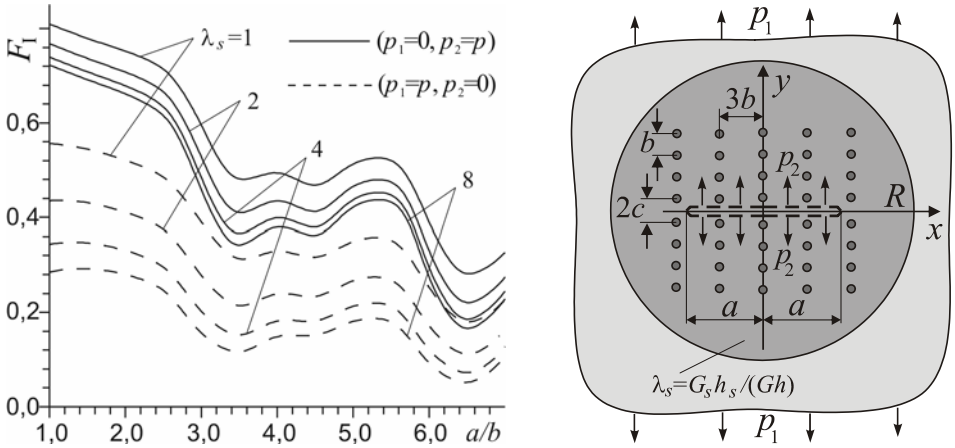


Рис. 8.74. Залежності відносних КІН $F_{\mathrm{I}} = F_{\mathrm{I}}(A) = F_{\mathrm{I}}(B)$ від довжини прямолінійної горизонтальної тріщини за різних відносних жорсткостей кругової накладки для заданих нормальних напружень на берегах тріщини (суцільні лінії) або вертикального розтягу пластини на нескінченності (штрихові)

За всебічного розтягу (напруженнями p) на нескінченності пластини, підкріпленої круговою накладкою і послабленої тріщиною вздовж дуги параболи (8.125), обчислено відносні КІН $F_{\mathrm{I}}(B)$, $F_{\mathrm{II}}(B)$ і відносне КНП $p^*(B) \equiv p_c(B)/p_0$ залежно від відносних прогинів контуру тріщини ($\varepsilon_1 \in [0;1{,}5]$) для різної відносної жорсткості накладки λ_s при $\mu = \mu_s = 0{,}3$; $N_z = 64; c = 2b; R = 10b; r = 0{,}05b$ (рис. 8.75). Установлено, що для накладок малої жорсткості ($\lambda_s < 0{,}5$) критичне навантаження пластини з параболічною тріщиною майже не залежить від кривини контуру останньої, а для пластин з жорсткішими накладками ($\lambda_s > 1{,}0$) небезпечніші тріщини з великим ($\varepsilon_1 > 0{,}5$) відносним прогином (рис. 8.75*в*). Для непідкріпленої пластини ($\lambda_s \to 0$) значення відносних КІН $F_{\mathrm{I}}(B)$, $F_{\mathrm{II}}(B)$ збігаються з відомими [6].

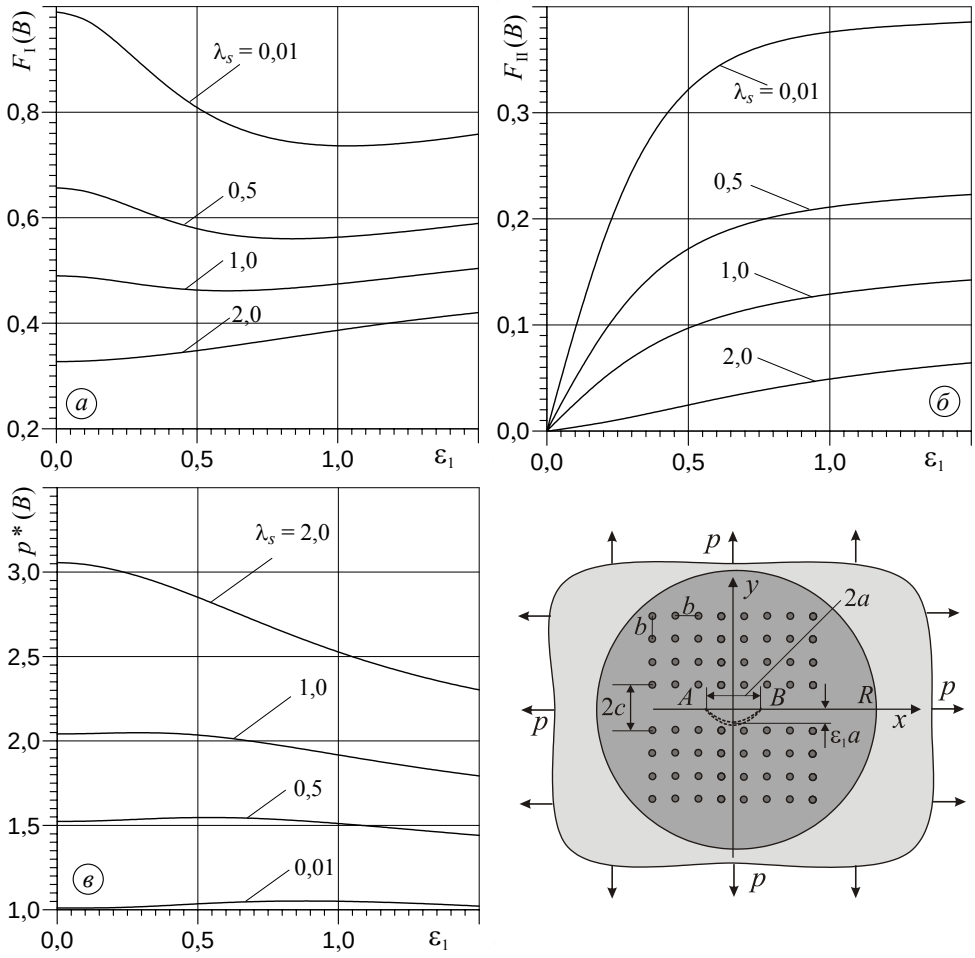


Рис. 8.75. Вплив приклепаної кругової накладки різної жорсткості λ_s на зміну відносних КІН (*а*, *б*) та КНП (*в*) для різних відносних прогинів параболічної тріщини ε_1

Форма контуру підкріпної широкої накладки L_2 мало впливає на відносні КІН $F_I(B)$, $F_{II}(B)$ та відносне КНП $p^*(B)$ для одновісного розтягу ($\gamma \in [0;\pi/2]$) пластини на нескінченності (рис. 8.76). Розглянуто кругову накладку радіуса $R = 8b$ (криві *1*); еліптичні накладки

$$\omega_2(\theta) = R\left[\cos(\theta) + i\,\varepsilon_2 \sin(\theta)\right], \quad \theta \in [0;2\pi] \tag{8.126}$$

при $R = 8b$, $\varepsilon_2 = 2$ (криві *2*) і $R = 16b$, $\varepsilon_2 = 0{,}5$ (криві *3*); накладку у вигляді криволінійного квадрата (із заокругленими кутами) зі стороною $2R$ [113]

$$\omega_2(\theta) = Rc_1\left[\varsigma + \frac{c_2}{\varsigma^1} + \frac{c_3}{\varsigma^3} + \frac{c_4}{\varsigma^5} + \frac{c_5}{\varsigma^7}\right], \quad \varsigma = \exp(i\theta);\ \theta \in [0;2\pi] \tag{8.127}$$

при $R = 8b$, $c_1 = 1{,}174825$, $c_3 = -0{,}166667$, $c_5 = 0{,}017857$, $c_2 = c_4 = 0$ (криві *4*); накладку у вигляді криволінійного прямокутника зі сторонами $4R, 2R$ – за співвідношенням (8.127) при $R = 8b$, $c_1 = 1{,}694911$, $c_2 = 0{,}309003$, $c_3 = -0{,}115200$, $c_4 = -0{,}013800$, $c_5 = 0$ (криві *5*). Розраховували для пластини з горизонтальною прямолінійною тріщиною завдовжки $2a$ та однаковою для всіх накладок схемою розміщення заклепок (схема рис. 8.76) при $N_z = 64$; $a = 3b$; $c = b$; $\lambda_s = 1{,}0$; $r = 0{,}05b$; $\mu = \mu_s = 0{,}3$.

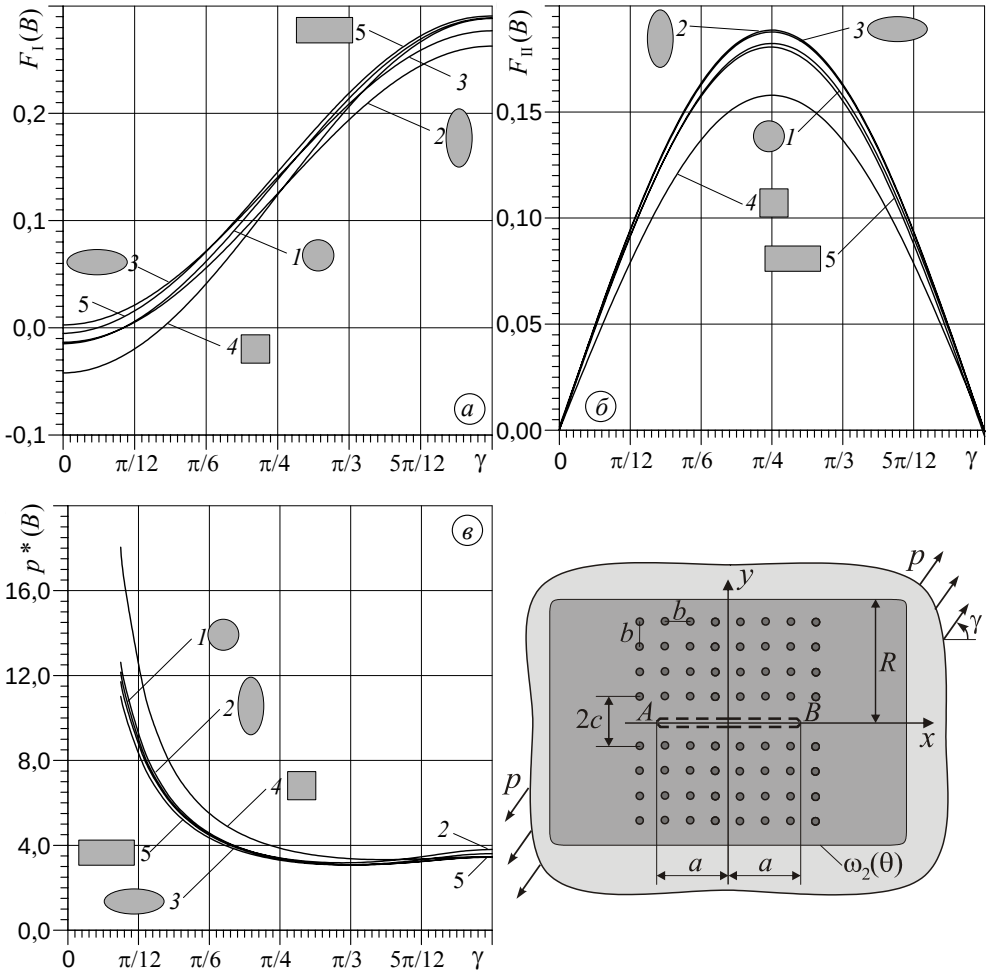
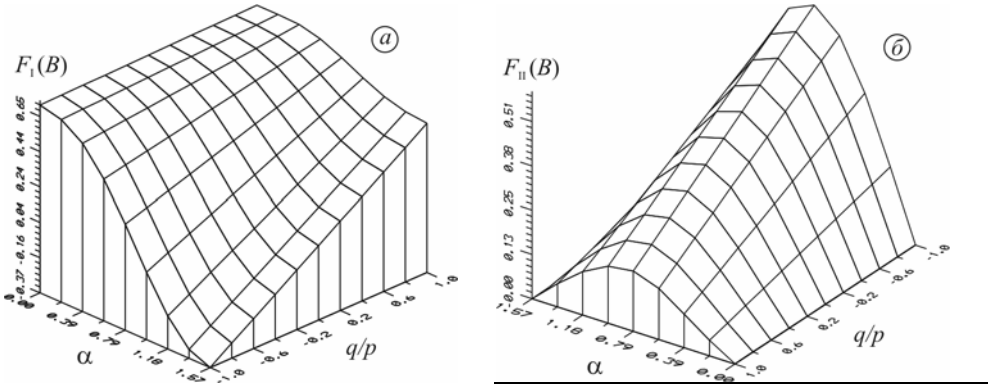


Рис. 8.76. Вплив форми контуру накладки на відносні КІН (*а*, *б*) та КНП (*в*) для різних кутів нахилу одновісного розтягу пластини на нескінченності



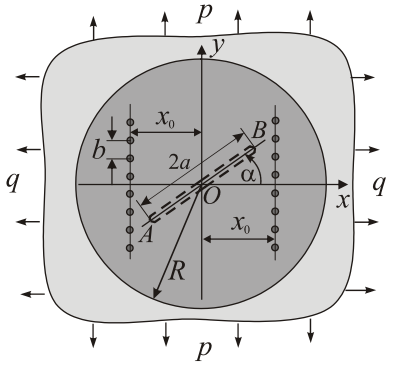


Рис. 8.77. Вплив кута нахилу центральної прямолінійної тріщини на відносні КІН $F_I(B)$ (*а*), $F_{II}(B)$ (*б*) за різних двовісних навантажень пластини на нескінченності

За різного двовісного навантаження пластини на нескінченності на КІН суттєво впливає орієнтація тріщини відносно заклепкових швів у підкріпленій пластині. Обчислено відносні КІН у правій вершині прямолінійної тріщини довжиною $2a = 6b$ залежно від кута її нахилу до осі Ox ($\alpha\in[0; \pi/2]$) та параметра двовісності навантаження пластини $q/p\in[-1;1]$ ($\gamma = \pi/2$) (рис. 8.77). Кругова накладка ($R = 10b$) з відносною жорсткістю $\lambda_s=1$ приклепана до пластини двома вертикальними рядами заклепок ($x_0 = 4b$; $N_z = 16$; $r = 0{,}01b$). Для значно нахилених тріщин ($\alpha\in[\pi/3; \pi/2]$) при $q/p\in[-1; -0{,}2]$ відносний КІН $F_I(B)$ набуває від'ємних значень, тобто стає можливим контакт берегів тріщини (рис. 8.77*а*). Істотний вплив двовісності навантаження на $F_I(B)$ спостерігається також для $\alpha > \pi/4$, а коли $\alpha\to 0$, відношення q/p майже не змінює КІН. Найбільші значення відносних КІН $F_{II}(B)$ отримаємо для $\alpha\approx\pi/4$ та за горизонтального стиску пластини ($q/p = -1$) (рис. 8.77*б*).

Досліджено підкріпну дію на пластину з горизонтальною тріщиною накладки у формі еліпса з різною вертикальною піввіссю $\varepsilon_2 R$ ($\varepsilon_2\in[0{,}2;2{,}0]$; $R = 3a$) та відносною жорсткістю $\lambda_s\in[1;7]$ (рис. 8.78). До пластини з тріщиною накладка приклепана вздовж подібного до їх контуру концентричного еліпса ($R_0 = 2a$) рівномірно (за параметром $\theta\in[0;2\pi]$ згідно зі співвідношенням (8.126)) розподіленими заклепками ($N_z = 24$; $r = 0{,}005a$). Пластина на нескінченності розтягується напруженнями p ($q = 0$; $\gamma = \pi/2$), береги тріщини вільні від

навантажень. Згідно з σ_θ-критерієм руйнування (8.83), тут найменш ефективні (для яких відносні КНП мінімальні) накладки, близькі за формою до кругових ($\varepsilon_2 \in [0{,}8;1{,}0]$), коли їх жорсткості малі ($\lambda_s \to 1$), а для великих жорсткостей ($\lambda_s \to 7$) – еліптичні накладки з малими ($\varepsilon_2 \in [0{,}2;0{,}4]$) вертикальними півосями (рис. 8.78*б*).

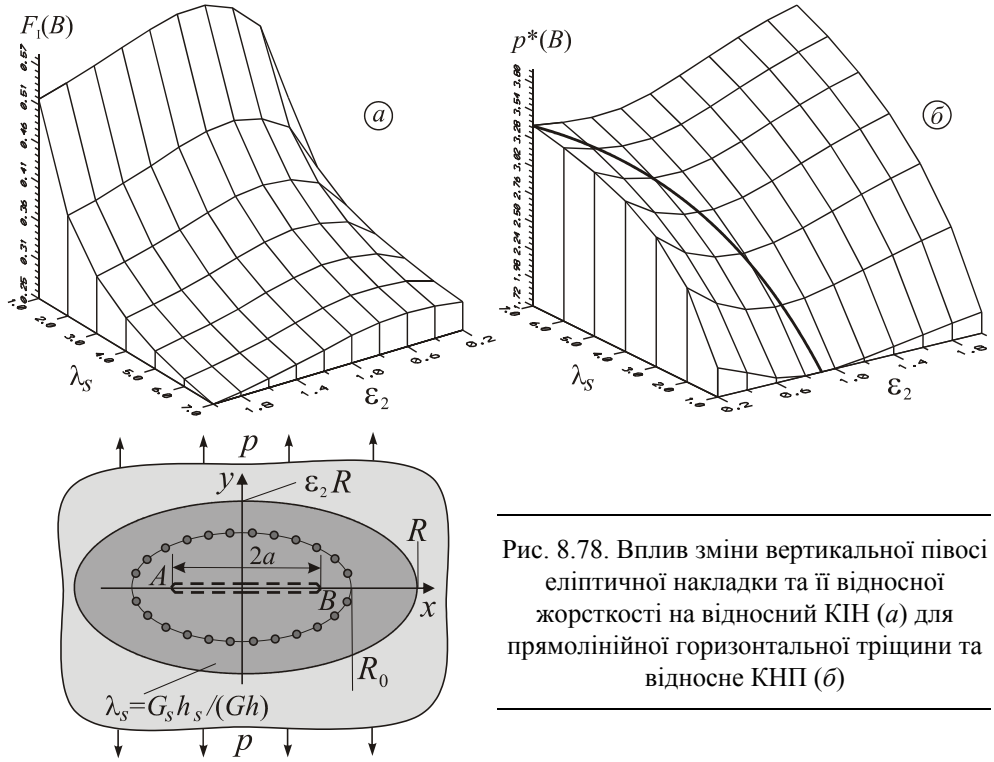


Рис. 8.78. Вплив зміни вертикальної півосі еліптичної накладки та її відносної жорсткості на відносний КІН (*а*) для прямолінійної горизонтальної тріщини та відносне КНП (*б*)

Поведінка відносних КІН для підкріплених пластин приклепаними еліптичними накладками вздовж подібних концентричних контурів з малим кроком заклепок (рис. 8.77, 8.78) нагадує таку, коли пластини з аналогічними тріщинами підкріплені широкими накладками, з'єднаними вздовж своїх контурів [98,108, 111].

Відносні КІН, отримані для симетрично розташованих накладок і прямолінійних тріщин за одновісного розтягу пластини на нескінченності, порівнювали з відомими [62, 83], знайденими за припущення про одновісний характер роботи підкріпних широких накладок. Відносні похибки не перевищували 13%. Поряд з КІН та КНП обчислювали також відносні зосереджені сили $P_k^* = X_k^* + iY_k^* = P_k/(pbh)$, $k = \overline{1, N_z}$, якими моделювали дію приклепаних накладок на пластину з тріщиною. Встановили, що навіть за вертикального розтягу пластини на нескінченності (рис. 8.79) або нормального тиску на берегах прямолінійної горизонтальної тріщини (рис. 8.80) на певних ділянках

конструкції «накладка–пластина» у заклепках виникають значні горизонтальні складові цих сил, які змінюють НДС накладки та пластини загалом, а особливо – в околах вершин тріщин та областях розміщення крайніх заклепкових швів. Це показано на прикладі пластини з центральною прямолінійною тріщиною (довжини $2a = 19b$), підкріпленою круговою накладкою ($R = 25b$) з відносною жорсткістю $\lambda_s = 1$ ($\mu = \mu_s = 0{,}3$). Накладка ідеально ($c_x = c_y = 0$) з'єднана з пластиною через $N_z = 200$ заклепок ($r/b = 0{,}05b$) з координатами $(x_i; y_j)$ вздовж 20 вертикальних швів по 10 заклепок у кожній ($x_i / b = \{-9{,}5; 9{,}5\}, i = \overline{1,20}$; $y_j / b = \{-4{,}5; 4{,}5\}, j = \overline{1,10}$). Для заданої підкріпної конструкції за вертикального розтягу пластини на нескінченності ($F_{\mathrm{I}}(A) = F_{\mathrm{I}}(B) = 0{,}13$) у крайніх вертикальних рядах заклепок ($x_i / b = \pm 9{,}5$) горизонтальні складові зосереджених сил досягають до 50% від вертикальних (рис. 8.79), а для заданого нормального тиску на берегах тріщини ($F_{\mathrm{I}}(A) = F_{\mathrm{I}}(B) = 0{,}23$) – до 20% (рис. 8.80).

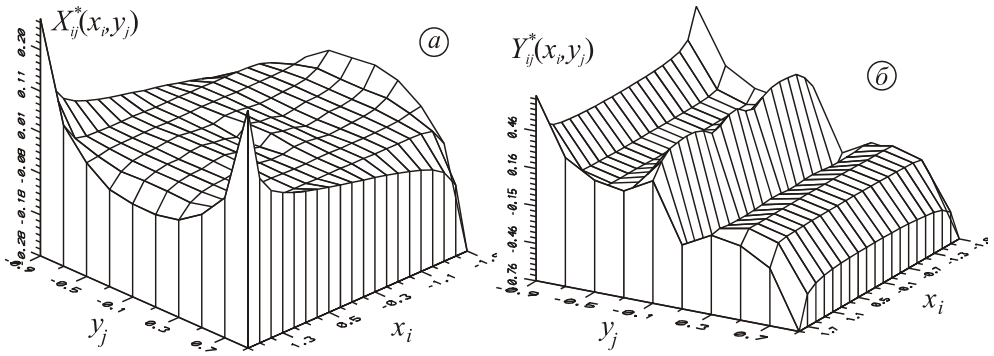


Рис. 8.79. Розподіл горизонтальних (*а*) та вертикальних (*б*) складових відносних зосереджених сил у заклепках за вертикального розтягу пластини на нескінченності

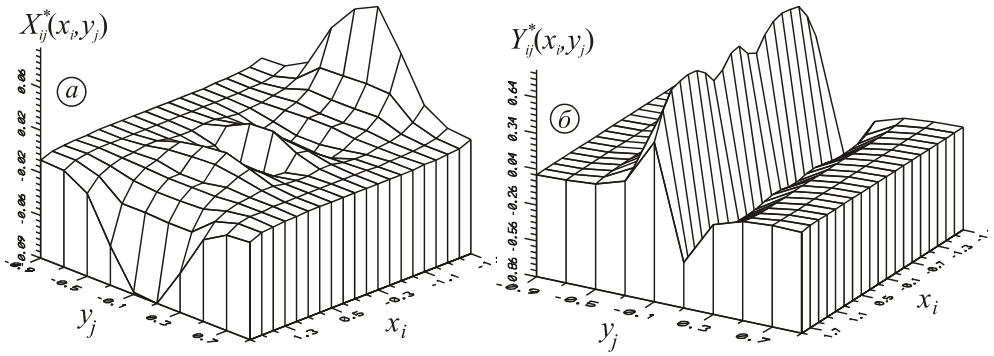


Рис. 8.80. Розподіл горизонтальних (*а*) та вертикальних (*б*) складових відносних зосереджених сил у заклепках для заданих нормальних напружень на берегах тріщини

Для несиметричних тріщин та накладок довільних форм та за двовісних навантажень пластини дві складові зосереджених сил у кожній заклепці стають рівноцінними і поряд з КІН K_{I} завжди присутні КІН K_{II}, а тому для загальних розрахунків підкріплених пластин з тріщинами широкими накладками останні необхідно моделювати двовимірними пластинами.

8.5.2. Вплив податливості заклепкового з'єднання широкої накладки з пластиною

На основі спрощеної моделі ідеального дискретного з'єднання широкої накладки (розд. 8.5.1) розроблено узагальнений підхід до розв'язування задач лінійної механіки руйнування про підкріплення пластин з тріщинами приклепаними широкими накладками з урахуванням податливості заклепкового з'єднання [104–106].

Розглянемо НДС підкріпленої широкою накладкою нескінченної тонкої пластини завтовшки h з однією гладкою криволінійною тріщиною L (див. рис. 8.67 для $N_t = 1$). Скінченна двовимірна накладка товщини h_s з гладким контуром Γ з'єднана з пластиною за допомогою N_z пружних заклепок радіуса r. Податливість заклепкового з'єднання C_r пластини та накладки визначають за співвідношеннями (8.51). Формулювання цієї задачі аналогічне розглянутому випадку ідеального дискретного контакту (8.107)–(8.111), за винятком умови рівності переміщень (8.111), яка для податливого заклепкового з'єднання матиме вигляд умови сумісності переміщень

$$\left\{ u(z_k^0) + iv(z_k^0) \right\} - \left\{ u_s(z_k^0) + iv_s(z_k^0) \right\} = \frac{Ac_r}{Eh} P_k^s(z_k^0), \qquad k = \overline{1, N_z}\,, \qquad (8.128)$$

де $P_k^s(z_k^0)$ – зосереджені сили, що діють на накладку в центрах заклепок; c_r – відносна податливість заклепкового з'єднання пластини з накладкою:

$$c_r = C_r Eh = \frac{5}{\lambda_r} + k\left(1 + \frac{1+\kappa_s}{1+\kappa}\frac{1}{\lambda_s}\right)\,, \qquad (8.129)$$

де $k = \mathrm{const}$ ($k \in [0{,}1; 1{,}0]$, [63,78]); $\kappa = (3-\mu)/(1+\mu)$, $\kappa_s = (3-\mu_s)/(1+\mu_s)$; μ, μ_s – коефіцієнти Пуассона для пластини та накладки; λ_r і λ_s – відносні жорсткості заклепок (8.65) та накладки (8.118):

$$\lambda_r = 2rE_r/(Eh)\,, \qquad \lambda_s = \frac{E_s h_s (1+\mu)}{Eh(1+\mu_s)}\;; \qquad (8.130)$$

E, E_r і E_s – модулі пружності пластини, заклепок і накладки. Для розглядуваного дискретного з'єднання «пластина–накладка» вибрано значення сталої $A = 0{,}25$ (8.38).

Алгебричні рівняння умов спряження пластини і накладки отримано із співвідношень (8.128), записаних у вигляді (8.43) – умов сумісності видовжень ділянок пластини та накладки між першою (вибраною точкою на краю першої заклепки (див. рис. 8.68)) та всіма наступними відповідними точками згідно зі співвідношеннями (8.113):

$$\Delta_j^1\left\{u(z_j^1)+iv(z_j^1)\right\}-\Delta_j^1\left\{u_s(z_j^1)+iv_s(z_j^1)\right\}=c_r\left\{P_j^s-P_1^s\right\}\Big/(4Eh),\ j=\overline{2,N_z}\,. \quad (8.131)$$

Використовуючи вирази для переміщень довільної точки пластини (8.114) та накладки (8.115), а також силову рівновагу (8.110), умови сумісності (8.131) подамо у вигляді

$$\lambda_s\int_L\Delta_j^1\left\{F_1(t,z_j^1,\kappa)g'(t)\,dt+F_2(t,z_j^1)\overline{g'(t)\,dt}\right\}-\int_\Gamma\Delta_j^1\left\{F_1(t,z_j^1,\kappa_s)g_s'(t)dt+F_2(t,z_j^1)\overline{g_s'(t)dt}\right\}+$$

$$+\sum_{k=1}^{N_z}\left\{\left[\left(\frac{\lambda_s}{1+\kappa}+\frac{\kappa_s}{\kappa(1+\kappa_s)}\right)\Delta_j^1F_3(z_j^1,z_k^0,\kappa)+2\pi\frac{Ac_r\lambda_s}{(1+\mu)}(\delta_{jk}-\delta_{1k})\right]P_k+\right.$$

$$\left.+\left(\frac{\lambda_s}{1+\kappa}+\frac{1}{1+\kappa_s}\right)\Delta_j^1F_4(z_j^1,z_k^0,r)\overline{P_k}\right\}+2\pi i\Delta_j^1z_j^1c_p=\pi h\lambda_s\Delta_j^1F_5(z_j^1)\ ;\ j=\overline{2,N_z}\,, \quad (8.132)$$

де функції $g'(t),g_s'(t),F_1\div F_5$ визначені співвідношеннями (8.57), (8.116), (8.62), (8.63); c_r, λ_s – відносні податливість заклепкового з'єднання (8.129) та жорсткість накладки (8.118); δ_{jk} – символ Кронекера; c_p – невідома дійсна стала.

Для замкнутості системи рівнянь (8.132) необхідно ще задовольнити дві додаткові умови на невідомі зосереджені сили P_k, $k=\overline{1,N_z}$ (8.119). Інтегральні рівняння задачі залишились без змін і мають вигляд (8.121), (8.123), де L – контур заданої тріщини в пластині. Таким чином, задачу зведено до розв'язування N_z-1 алгебричних рівнянь умов сумісності деформацій (8.132), двох інтегральних рівнянь (8.121), (8.123) за додаткових умов (8.58), (8.119) для визначення двох невідомих функцій $g'(t),t\in L;\ g_s'(t_0),t_0\in\Gamma$ та зосереджених сил $P_k=X_k+iY_k;\ k=\overline{1,N_z}$.

Числові розв'язки задачі отримано методом механічних квадратур [85, 86]. Окремі результати цих досліджень можна знайти у працях [104–106]. Досліджували підкріплені пластини з прямолінійною тріщиною

$$t=\omega_1(\xi)=a\xi,\quad t\in L_1,\ \xi\in[-1;+1];\ A=\omega_1(-1);\ B=\omega_1(+1)\,, \quad (8.133)$$

криволінійними тріщинами (з центральними прогинами $\delta\equiv\varepsilon_1a$) вздовж дуги кола або дуги півеліпса

$$t=\omega_1(\xi)=a\left(\xi-i\varepsilon_1\right)\Big/\left(1-i\xi\varepsilon_1\right),\ \xi\in[-1;+1]\,; \quad (8.134)$$

$$t=\omega_1(\xi)=a\left[2\xi-i\varepsilon_1(1-\xi^2)\right]\Big/\left(1+\xi^2\right),\ \xi\in[-1;+1]\,, \quad (8.135)$$

або вздовж дуги параболи (8.125). Накладки мали кругову, еліптичну (8.126), квадратну або прямокутну (8.127) форми. За співвідношеннями (8.82), (8.83) обчислювали відносні КІН та КНП для різних параметрів заклепкового з'єднання, накладки і пластини з тріщиною при $A=0,25;\ \mu=\mu_s=0,3$.

Встановлено вплив на відносні КІН (рис. 8.81*а*) та КНП (рис. 8.81*б*) довжини прямолінійної тріщини $2a$ для різних податливостей заклепкового

з'єднання $c_r = \{1; 3; 7\}$ та за ідеального дискретного контакту ($c_r = 0$) між пластиною та накладкою. Тут горизонтально видовжена еліптична накладка (8.126) ($\varepsilon_2 = 0{,}5$; $\lambda_s = 1$) з'єднана з пластиною через $N_z = 24$ пружні заклепки ($r = 0{,}01R$), розподілені вздовж подібного еліптичного контуру ($R_0 = 3/4R$; $\varepsilon_0 = 0{,}5$). Пластина на нескінченності розтягується напруженнями p ($q = 0$), напрямленими під кутом $\gamma = \pi/3$ до осі Ox. З наближенням вершин тріщини до контуру заклепок відносні КІН $F_{\mathrm{I}}(B)$, $F_{\mathrm{II}}(B)$ зменшуються і суттєво зростає відносне КНП (рис. 8.81*б*). Вплив на ці величини податливості заклепкового з'єднання c_r залишається стабільним для всіх розглядуваних довжин тріщини $a/R_0 \in [0{,}07;1{,}0]$.

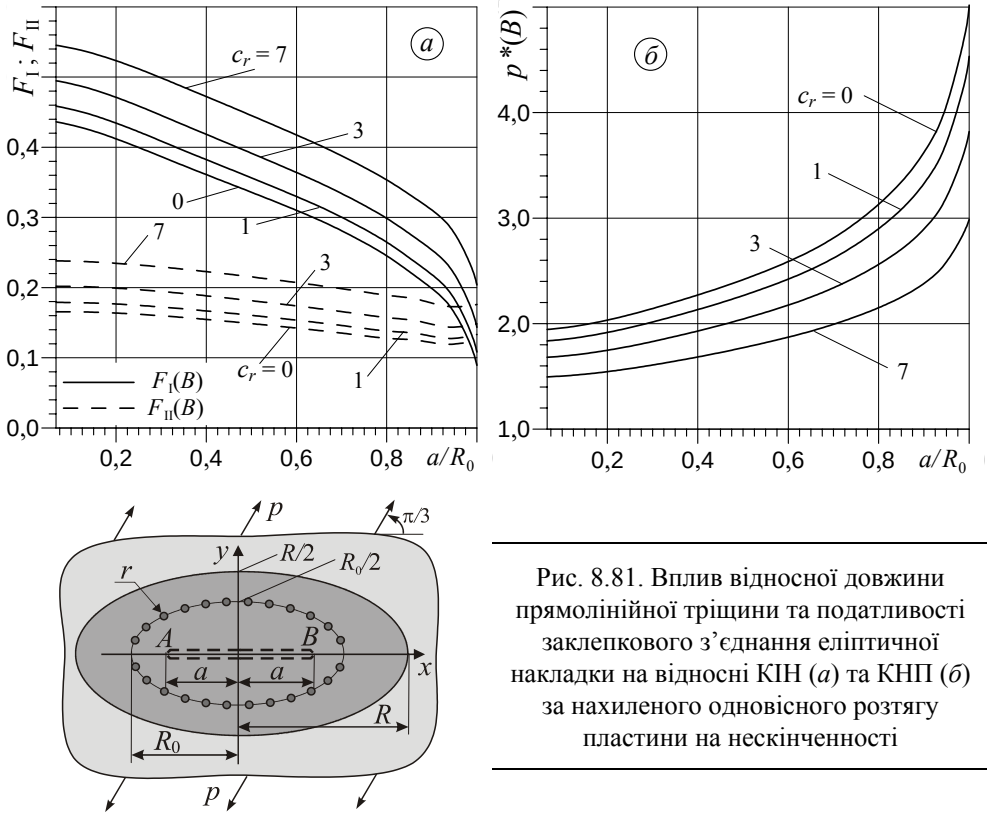


Рис. 8.81. Вплив відносної довжини прямолінійної тріщини та податливості заклепкового з'єднання еліптичної накладки на відносні КІН (*а*) та КНП (*б*) за нахиленого одновісного розтягу пластини на нескінченності

Зміна податливості заклепкового з'єднання накладки з пластиною c_r суттєво впливає на відносні КІН $F_{\mathrm{I}}(B)$, $F_{\mathrm{II}}(B)$ для параболічної тріщини різної кривини та КНП (рис. 8.82). Тут розглянуто еліптичну накладку ($\varepsilon_2 = 2$) з відносною жорсткістю $\lambda_s = 1$, яка з'єднана з пластиною через $N_z = 32$ заклепки ($r = 0{,}01R$), розподілені вздовж еліптичного контуру ($R_0 = 3/4R$; $\varepsilon_0 = 2$). Пластина з параболічною тріщиною (з хордою $2a = R$ та різним відносним прогином $\varepsilon_1 = \delta/a = \{0; 0{,}3; 0{,}6; 0{,}9\}$) на нескінченності розтягується напруженнями p ($q = 0$; $\gamma = \pi/2$). Зі зростанням податливості заклепкового з'єднання

знижується відносне КНП (рис. 8.82*б*), підвищуються відносні КІН, особливо $F_{\mathrm{I}}(B)$ для тріщин, форми яких близькі до прямолінійних ($\varepsilon_1 \to 0$) (рис. 8.82*а*).

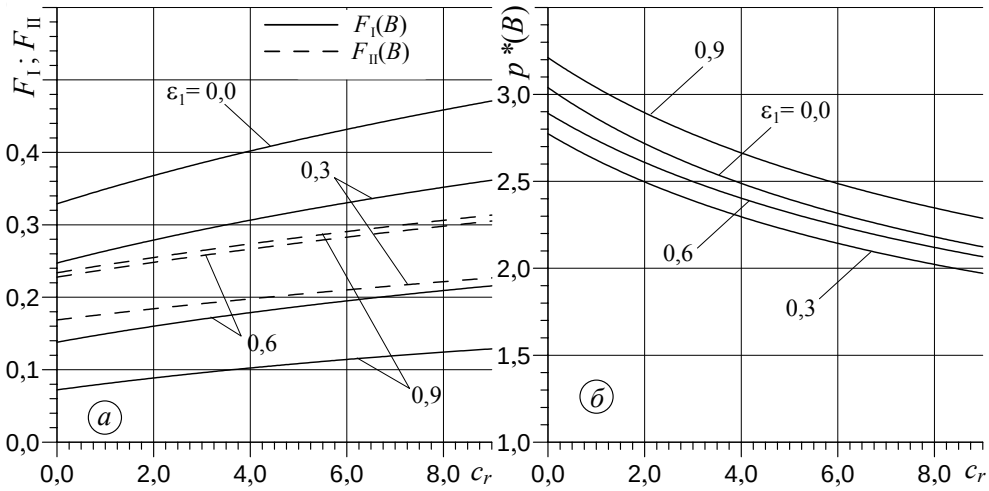
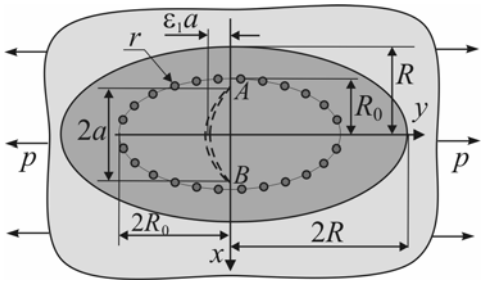


Рис. 8.82. Вплив податливості заклепкового з'єднання еліптичної накладки на відносні КІН (*а*) та КНП (*б*) для пластини з параболічною тріщиною різної кривини



Відносна податливість заклепкового з'єднання c_r (співвідношення (8.129) для k = 0,2 [62]) і, зокрема, відносна жорсткість самих заклепок λ_r (8.130) разом з параметром кривини тріщини ε_1 (8.125) істотно впливають на КІН і КНП (рис. 8.83 і 8.84). Розглянуто кругову накладку ($R = 3a$; $\lambda_s = 1$), приклепану до пластини податливими заклепками (N_z = 24; r = 0,005a), рівномірно розподіленими вздовж колового контуру ($R_0 = 2a$). Пластина містить тріщину вздовж дуги параболи з відносним центральним прогином ($\varepsilon_1 \in [0;1,0]$) і розтягується на нескінченності напруженнями p (q = 0) під кутом $\gamma = \pi/3$ до горизонталі. Поведінку відносних КІН та КНП щодо двох вершин тріщини відтворюють логарифмічні залежності від відносної жорсткості заклепок $\lambda \leftarrow r$.

Досліджено вплив податливості заклепкового з'єднання на відносні КІН $F_{\mathrm{I}}(B)$, $F_{\mathrm{II}}(B)$ та КНП для різних форм контуру тріщини (рис. 8.85). Розглянуто кругову накладку (радіуса R з відносною жорсткістю λ_s = 1), яка з'єднана з пластиною через N_z = 32 заклепки (r = 0,01R), рівномірно за кутом розподілені вздовж кругового контуру (радіус R_0 = 3/4R). Пластина всебічно розтягується на нескінченності напруженнями p і містить прямолінійну горизонтальну тріщину (8.133) завдовжки $2a = R$ (криві *1*), тріщину вздовж дуги параболи

(8.125) (криві *2*), тріщину вздовж дуги кола (8.134) (криві *3*), або півеліптичну тріщину (8.135) (криві *4*), де усі криволінійні тріщини мають однакові хорди (довжини $2a$) та відносні центральні прогини $\varepsilon_1 = \delta / a = 0{,}5$. Найкращий підкріпний ефект спостерігаємо для пластини з півеліптичною тріщиною (криві *4*). Для решти тріщин (криві *1–3*) вплив їх форм на відносне КНП мінімальний (рис. 8.85*б*) незалежно від податливості заклепкового з'єднання c_r.

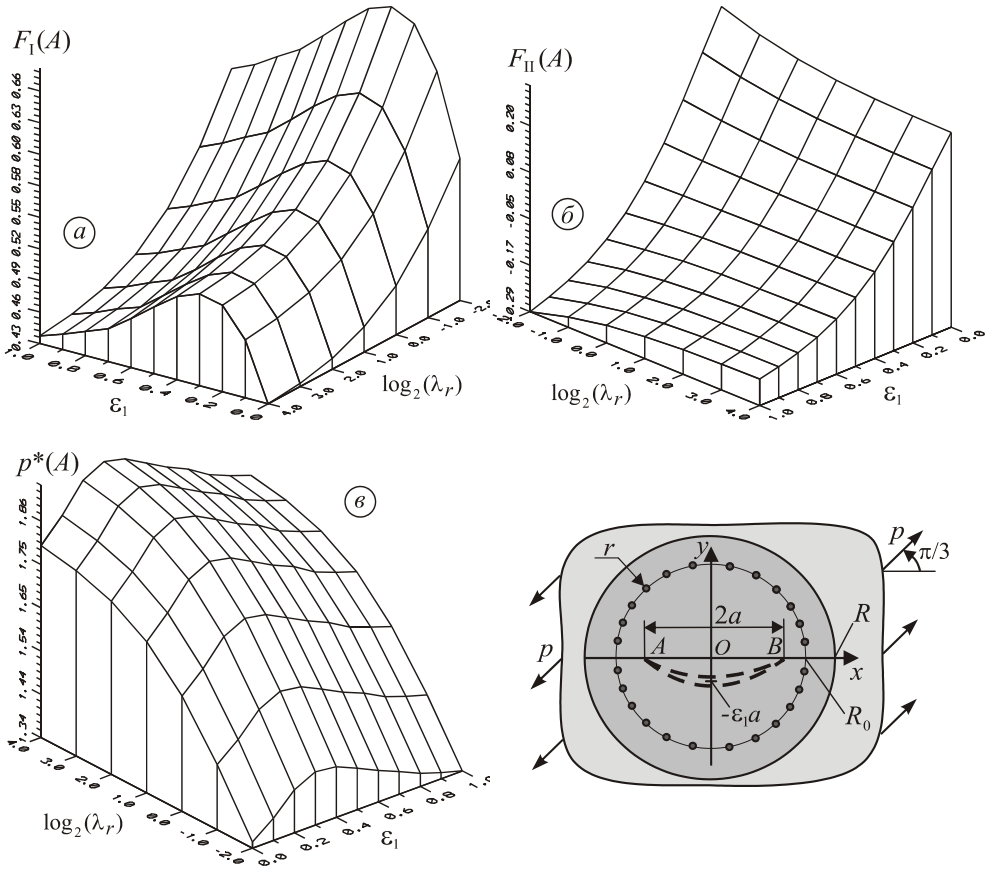


Рис. 8.83. Вплив на відносні КІН (*а, б*) у лівій вершині параболічної тріщини та КНП (*в*) відносної жорсткості заклепок та параметра кривини контуру тріщини

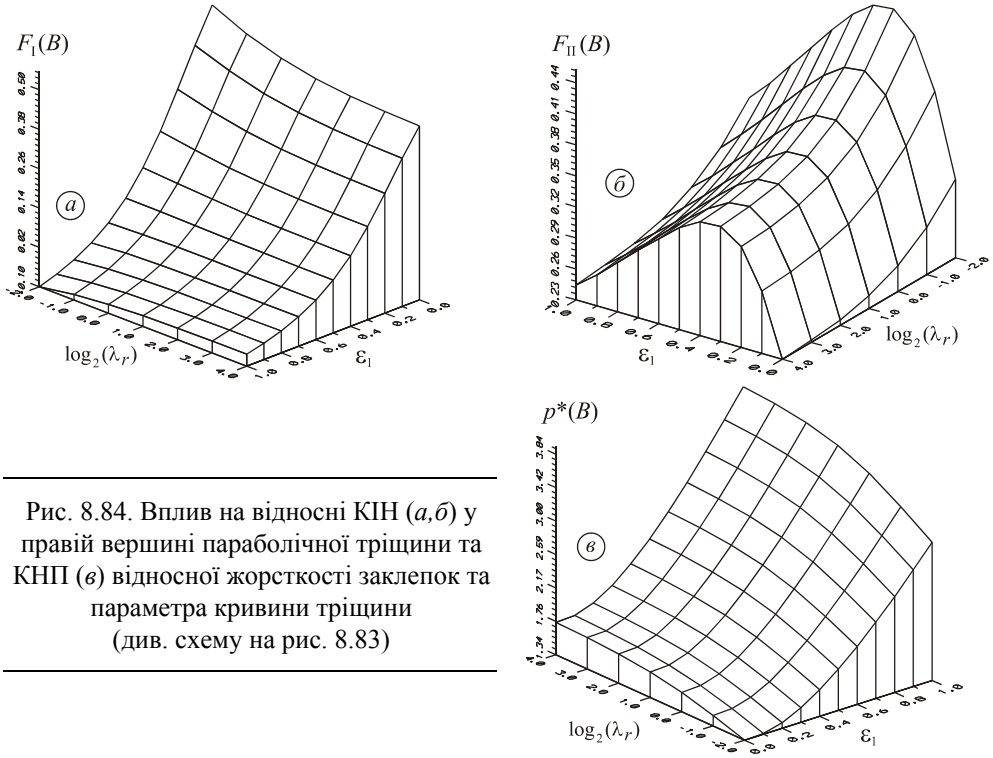


Рис. 8.84. Вплив на відносні КІН (*а,б*) у правій вершині параболічної тріщини та КНП (*в*) відносної жорсткості заклепок та параметра кривини тріщини (див. схему на рис. 8.83)

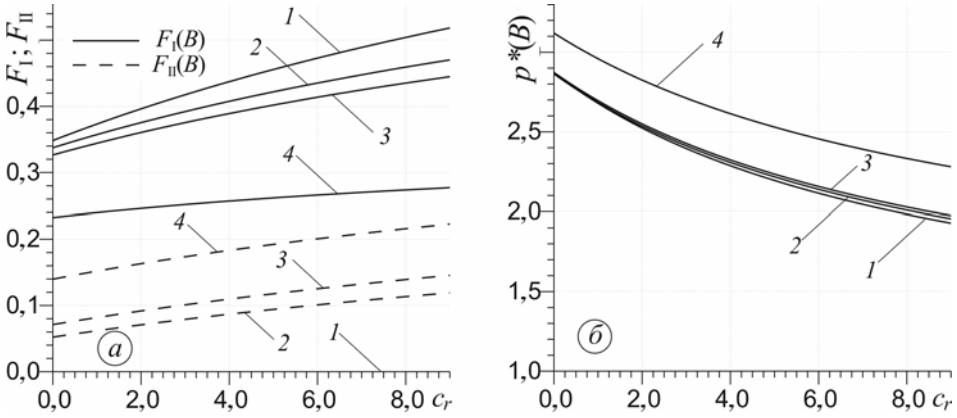
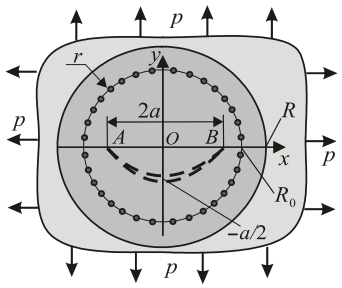


Рис. 8.85. Вплив податливості заклепкового з'єднання кругової накладки на відносні КІН (*а*) та КНП (*б*) для пластини з тріщиною вздовж прямолінійного відрізка (*1*), дуг параболи (*2*), кола (*3*), півеліпса (*4*)



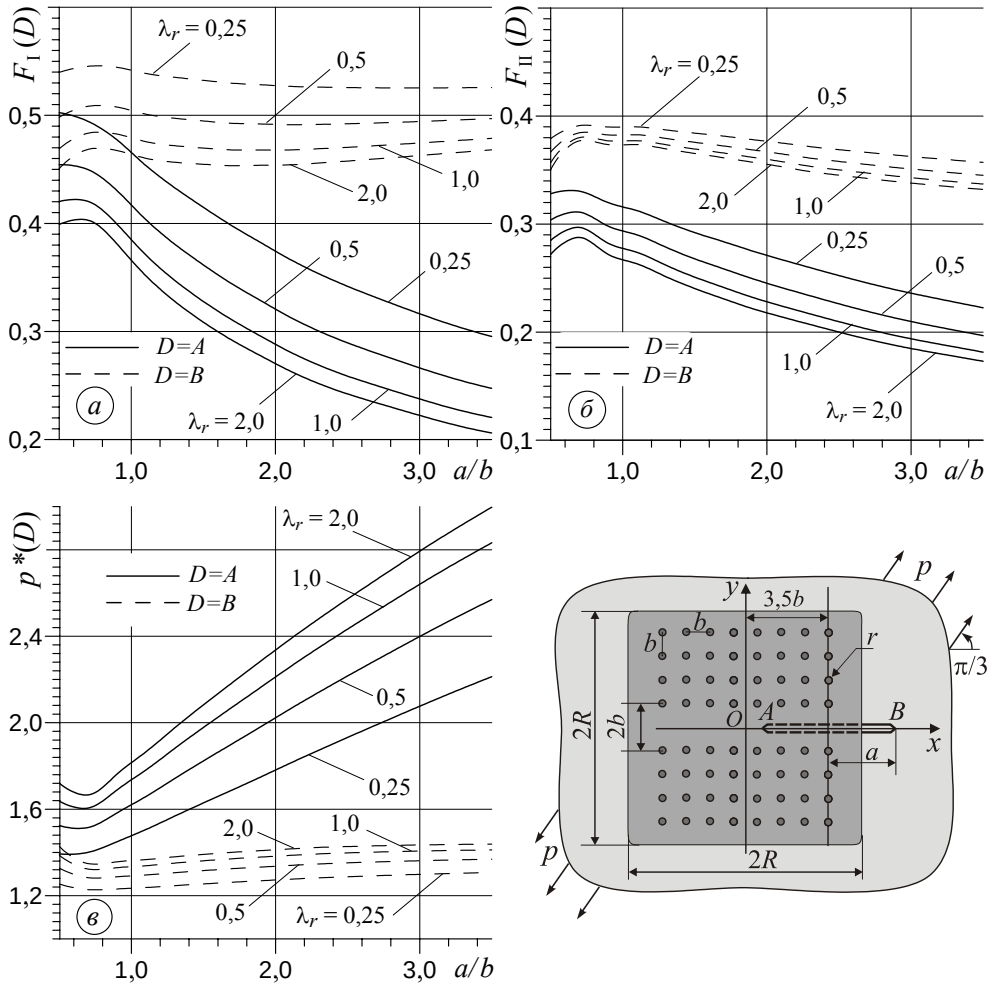


Рис. 8.86. Вплив довжини нецентральної прямолінійної тріщини та відносної жорсткості заклепок на відносні КІН (*а,б*) у лівій (суцільні лінії) та правій (штрихові) вершинах тріщини та відповідні відносні КНП (*в*)

Запропонована методика визначення напружено-деформованого та граничного станів підкріплених приклепаними широкими накладками тонких пластин з тріщинами прийнятна (за різних способів навантаження плоскої конструкції «пластина–накладка») для довільних форм та взаємних розташувань тріщин, накладок і заклепок. Як приклад розглянуто несиметричну задачу про підкріплення пластини з нецентральною ($z_0 = (3{,}5b; 0)$) прямолінійною тріщиною. Досліджено вплив накладки у формі квадрата із заокругленими кутами (8.127) зі стороною $2R$. Обчислено відносні КІН (рис. 8.86*а, б*) в обох вершинах тріщини, а також відповідні їм відносні КНП (рис. 8.86*в*). Розраховували для неідеального дискретного з'єднання пластини з накладкою, коли податливість заклепкового з'єднання визначена виразом (8.129) при $k = 0{,}8$, $\lambda_s = 1$ для різної

довжини тріщини $2a \in [b;7b]$, низки відносних жорсткостей заклепок $\lambda_r = \{0,25;0,5;1,0;2,0\}$ та параметрів задачі $r/b = 0,05;\ q = 0;\ \gamma = \pi/3;\quad R/b = 6$. Накладка приклепана до пластини за допомогою восьми горизонтальних рядів заклепок (N_z = 64) з кроком b (схема рис.8.86) і накриває ліву половину тріщини (з вершиною A). НДС підкріпленої пластини суттєво залежить від відносної жорсткості заклепок, довжини тріщини, а особливо, від місця знаходження вершин тріщини відносно вертикальних рядів заклепок. Отже, неврахування податливості заклепкового з'єднання пластини з накладкою (розгляд лише ідеального дискретного контакту) призводить до практично необґрунтованого завищення підкріпного ефекту для конструкції «пластина–накладка» у 1,5÷2 рази. Тому для достовірних розрахунків напружено-деформованого та граничного станів підкріплених тонкостінних елементів конструкцій з тріщинами необхідно враховувати (за відповідно наперед встановленими співвідношеннями) податливість конкретних дискретних з'єднань.

8.5.3. Ідеальне неперервне з'єднання широкої накладки з пластиною вздовж свого контуру

Досліджено підкріплення пластин з тріщинами скінченними широкими накладками, неперервно з'єднаними з пластиною вздовж своїх контурів. Попередньо розглянуто спрощену модель такого з'єднання – ідеальний неперервний контакт між пластиною і накладкою вздовж контуру останньої [97, 98, 104, 105,107].

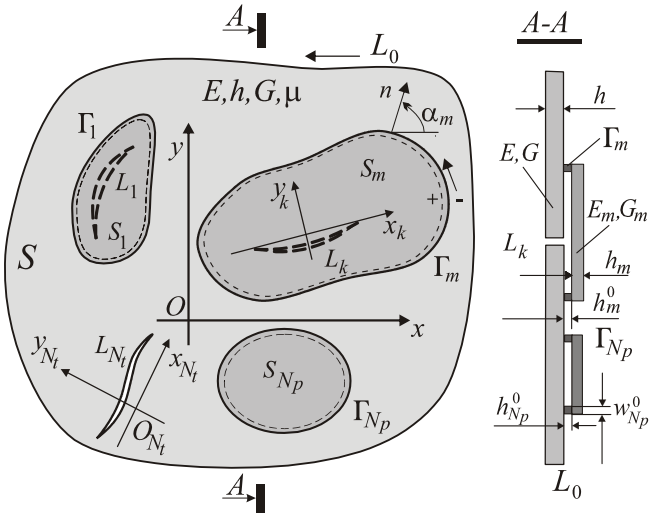


Рис. 8.87. Скінченна пластина з тріщинами, підкріплена широкими накладками, з'єднаними з пластиною вздовж своїх контурів

Розглянуто загальне формулювання задачі про підкріплення скінченної однозв'язної пластини S завтовшки h з контуром L_0 системою пружних широ-

ких накладок S_m з гладкими контурами $\Gamma_m, m=\overline{1,N_p}$. Пластина містить N_t довільно розташованих гладких криволінійних тріщин L_k, які повністю накриваються накладками або знаходяться поза ними ($L_k \bigcap \Gamma_m = \varnothing, k=\overline{1,N_t}; m=\overline{1,N_p}$). Уведено основну декартову систему координат *xOy* з початком в області *S* та локальні декартові системи координат, віднесені до контурів тріщин і накладок (рис. 8.87).

Вважають, що основна пластина та широкі накладки знаходяться в узагальненому плоскому напруженому стані і взаємодіють в одній площині (згинальні зусилля у пластині та накладках знехтувано). На краю основної пластини задано навантаження

$$h\{N(t)+iT(t)\}=f_0(t), \qquad t\in L_0 \ . \tag{8.136}$$

Береги тріщин не контактують і на них діють самозрівноважені зусилля

$$h\left\{N_k^{\pm}(t)+iT_k^{\pm}(t)\right\}=f_k(t), \qquad t\in L=\bigcup_{k=1}^{N_t} L_k \ . \tag{8.137}$$

Накладки S_m з'єднані з пластиною лише вздовж своїх крайових контурів через вузькі та тонкі (порівняно з розмірами накладок та тріщин) з'єднувальні смужки (моделі зварних або адгезійних швів). Для ідеального неперервного контакту між накладками та пластиною умови спряження вздовж ліній контакту мають вигляд

$$h\left\{\left[X_{mn}(t)+iY_{mn}(t)\right]^{+}-\left[X_{mn}(t)+iY_{mn}(t)\right]^{-}\right\}=-p_m(t),\ t\in\Gamma_m; \tag{8.138}$$

$$u_m(t)+iv_m(t)=u(t)+iv(t),\ t\in\Gamma_m; \quad m=\overline{1,N_p}, \tag{8.139}$$

де невідомі функції контактних зусиль $p_m(t)$ визначаються співвідношеннями

$$p_m(t)=h_m\left\{X_{mn}^s(t)+iY_{mn}^s(t)\right\} \tag{8.140}$$

для кожної накладки S_m і повинні задовольняти умови рівноваги

$$\int_{\Gamma_m} p_m(t)ds=0; \quad m=\overline{1,N_p} \ . \tag{8.141}$$

Тут X_{mn}^s, Y_{mn}^s – компоненти вектора напружень на межі *m*-ої накладки на площинці із зовнішньою нормаллю *n* у введеній основній системі координат *xOy*; $X_{mn}(t)+iY_{mn}(t)=\{N_m(t)+iT_m(t)\}\exp(i\alpha_m)$ – аналогічні напруження у пластині (α_m – кут між віссю *Ox* та зовнішньою нормаллю до контуру $\Gamma_m, m=\overline{1,N_p}$); $h_m,\ u_m, v_m, u, v$ – товщини, компоненти переміщень *m*-ої накладки та пластини; індекс «+» («–») вказує на граничне значення відповідних величин на контурі накладки з наближенням до нього зсередини (ззовні).

Зведення крайової задачі до системи інтегральних рівнянь. Задачу розв'язано методом розділення системи «пластини–накладки» на частини.

Для цього розглянуто окремо НДС основної пластини та широких накладок. Спочатку досліджено скінченну пластину S, на зовнішньому контурі якої діють навантаження (8.136), на внутрішніх замкнених контурах $\Gamma_m\,(m=\overline{1,N_p})$ задані стрибки напружень $\{-p_m(t)\}$ (8.138), а на берегах тріщини $L_k\,(k=\overline{1,N_t})$ – похідні стрибків переміщень (8.93), що записані в локальних системах координат $x_kO_ky_k$, віднесених до контурів тріщин

$$g_k'(t)=\frac{2Gh}{i(1+\kappa)}\frac{d}{dt}\left\{\left[u_k(t)+iv_k(t)\right]^+-\left[u_k(t)+iv_k(t)\right]^-\right\},\ t\in L_k,\quad k=\overline{1,N_t}\,. \tag{8.142}$$

Комплексні потенціали напружень в області пластини мають вигляд [84, 86, 108, 111]

$$\Phi_0(z)=\frac{1}{2\pi h}\left\{\int\limits_{L'}\frac{g'(t)}{t-z}dt-\frac{1}{1+\kappa}\int\limits_{\Gamma}\frac{p(t)}{t-z}ds\right\},\ z\in S\,; \tag{8.143}$$

$$\Psi_0(z)=\frac{1}{2\pi h}\left\{\int\limits_{L'}\left(\frac{\overline{g'(t)}}{t-z}\overline{dt}-\frac{\bar{t}g'(t)}{(t-z)^2}dt\right)+\frac{1}{1+\kappa}\int\limits_{\Gamma}\left(\frac{\kappa\overline{p(t)}}{t-z}+\frac{\bar{t}p(t)}{(t-z)^2}\right)ds\right\},$$

де $L'=L_0\cup L,\ \Gamma=\bigcup\limits_{m=1}^{N_p}\Gamma_m;\ p(t)=p_m(t),\ t\in\Gamma_m;\ g'(t)=g_k'(t),\ t\in L_k\,(k=\overline{0,N_t})$ (на контурі L_0 функція $g_0'(t)$ невідома); s – дугова абсциса точки $t\in\Gamma$. Співвідношення (8.143) розглядали як інтегральні зображення загального розв'язку задачі для скінченної пластини з тріщинами, вважаючи стрибки (8.142) невідомими. Задовольнивши за допомогою комплексних потенціалів (8.143) крайові умови (8.136), (8.137), отримали систему (N_t+1) СІР

$$\int\limits_{L'}\left\{K_{11}(t,t')g'(t)dt+L_{11}(t,t')\overline{g'(t)}d\bar{t}\right\}-\frac{M_0}{2i(\bar{t}')^2}\frac{\overline{dt'}}{dt'}+a_0\frac{ds'}{dt'}+$$
$$+\int\limits_{\Gamma}\left\{K_{13}(t,t')p(t)+L_{13}(t,t')\overline{p(t)}\right\}ds=\pi\mu(t');\quad t'\in L'\,, \tag{8.144}$$

де $\mu(t)=f_k(t),\ t\in L_k\,(k=\overline{0,N_t})$. Ядра $K_{ij},L_{ij}\,(i=1;j=1;3)$ визначають вирази

$$K_{ij}(t,t')=\frac{1}{2}\left\{\frac{a_{ij}}{t-t'}+\frac{b_{ij}}{\bar{t}-\bar{t}'}\frac{\overline{dt'}}{dt'}\right\};\ L_{ij}(t,t')=\frac{1}{2}\left\{\frac{c_{ij}}{\bar{t}-\bar{t}'}+\frac{d_{ij}(t-t')}{(\bar{t}-\bar{t}')^2}\frac{\overline{dt'}}{dt'}\right\}, \tag{8.145}$$

де $a_{11}=b_{11}=c_{11}=-d_{11}=1;\ a_{13}=c_{13}=-d_{13}=-1/(1+\kappa);\ b_{13}=\kappa/(1+\kappa)\,;\ \kappa=(3-\mu)/(1+\mu)$. До рівнянь (8.144) додані нульові функціонали (8.124), які забезпечують розв'язність СІР (для довільної правої частини) на зовнішньому контурі пластини L_0 [86]. Крім того, необхідно ще задовольнити N_t умов однозначності переміщень (8.58) за обходу усіх контурів тріщин L_k.

Для визначення НДС пружних накладок $S_m\,(m=\overline{1,N_p})$ записано інтегральні зображення відповідних комплексних потенціалів $\Phi_m(z),\Psi_m(z)$ через граничні значення напружень та переміщень на краях накладок [108, 111]:

$$\Phi_m(z)=\frac{1}{2\pi h_m}\int\limits_{\Gamma_m}\left\{\frac{q'_m(t)}{t-z}\frac{dt}{ds}-\frac{1}{1+\kappa_m}\frac{p_m(t)}{t-z}\right\}ds;\quad z\in S_m;\qquad(8.146)$$

$$\Psi_m(z)=\frac{1}{2\pi h_m}\int\limits_{\Gamma_m}\left\{\frac{1}{t-z}\left(\overline{q'_m(t)}\frac{\overline{dt}}{ds}-\frac{\kappa_m}{1+\kappa_m}\overline{p_m(t)}\right)-\frac{\bar{t}}{(t-z)^2}\left(q'_m(t)\frac{dt}{ds}+\frac{1}{1+\kappa_m}p_m(t)\right)\right\}ds.$$

Тут зусилля $p_m(t)$ означені виразами (8.140), а

$$q'_m(t)=\frac{2G_m h_m}{i(1+\kappa_m)}\frac{d}{dt}\left\{u_m^+(t)+iv_m^+(t)\right\},\quad t\in\Gamma_m,\ m=\overline{1,N_p},\qquad(8.147)$$

де $\kappa_m=(3-\mu_m)/(1+\mu_m)$, μ_m – коефіцієнт Пуассона m-ої накладки.

Тимчасово вважаючи, що на краях накладок задані переміщення (тобто функції $q'_m(t)$ відомі), розглянули співвідношення (8.147) як задані крайові умови на контурах накладок. Використавши інтегральні зображення (8.148), отримали N_p незалежних СІР другого роду:

$$\frac{\pi(1+\kappa_m)}{2i}q'_m(t')+\int\limits_{\Gamma_m}\left\{K_{22}(t,t')q'_m(t)dt+L_{22}(t,t')\overline{q'_m(t)}d\bar{t}\right\}+$$

$$+\int\limits_{\Gamma_m}\left\{K_{23}(t,t')p_m(t)+L_{23}(t,t')\overline{p_m(t)}\right\}ds+b_m\frac{ds'}{dt'}=0;\quad t'\in\Gamma_m\,(m=\overline{1,N_p}),\qquad(8.148)$$

де $b_m=\int\limits_{\Gamma_m}p_m(t)ds$; ядра $K_{ij},L_{ij}\,(i=2;j=2;3)$ визначені виразами (8.145), у яких

$$a_{22}=\kappa_m;\ b_{22}=c_{22}=-d_{22}=-1;\ a_{23}=b_{23}=\kappa_m/(1+\kappa_m);\ c_{23}=-d_{13}=-1/(1+\kappa_m).$$

Аналогічно, використовуючи інтегральні зображення комплексних потенціалів (8.143), (8.146), з умов спряження накладок і пластини (8.139), записаних у диференційній формі

$$d\{u_m(t)+iv_m(t)\}/dt=d\{u(t)+iv(t)\}/dt,\ t\in\Gamma_m;\quad m=\overline{1,N_p},\qquad(8.149)$$

отримали ще N_p інтегральних рівнянь

$$\int\limits_{L'}\left\{K_{31}(t,t')g'(t)dt+L_{31}(t,t')\overline{g'(t)}d\bar{t}\right\}+\int\limits_{\Gamma_m}\left\{K_{32}(t,t')q'_m(t)dt+L_{32}(t,t')\overline{q'_m(t)}d\bar{t}\right\}+$$

$$+\int\limits_{\Gamma_m}\left\{K_{33}(t,t')p_m(t)+L_{33}(t,t')\overline{p_m(t)}\right\}ds+b_m\frac{ds'}{dt'}=0;\quad t'\in\Gamma_m\,(m=\overline{1,N_p}),\qquad(8.150)$$

де ядра $K_{ij},L_{ij}\,(i=3;j=1;2;3)$ визначені виразами (8.145), у яких

$$a_{31}=\lambda_m\kappa/2;\ b_{31}=c_{31}=-d_{31}=-\lambda_m/2;\ a_{32}=-\kappa_m;\ b_{23}=c_{32}=-d_{32}=1\ ;$$
$$a_{33}=b_{33}=\lambda_m\kappa/(2+2\kappa)+\kappa_m/(1+\kappa_m);\ c_{33}=-d_{33}=\lambda_m/(2+2\kappa)+1/(1+\kappa_m)$$

при $t \in \Gamma_m$ і $a_{33} = b_{33} = -\kappa_m/(1+\kappa_m)$; $c_{33} = -d_{33} = -1/(1+\kappa_m)$ при $t \notin \Gamma_m$; $\lambda_m = G_m h_m/(Gh)$ – відносна жорсткість m-ої накладки (8.130).

Таким чином, крайову задачу (8.136)–(8.139) звели до розв'язування системи ($2N_p + N_t + 1$) інтегральних рівнянь (8.144), (8.148), (8.150) за N_t додаткових умов (1.58) відносно невідомих функцій $g'(t) = g_k'(t)$, $t \in L_k$ $(k = \overline{0, N_t})$; $q_m'(t)$; $p_m(t)$, $t \in \Gamma_m$ $(m = \overline{1, N_p})$. Зауважимо, що до лівих частин рівнянь (8.148), (8.150) додані функціонали у вигляді $b_m ds'/dt'$, які рівні нулю за виконання умов (8.141). Така зміна інтегральних рівнянь разом з умовами (1.58) та доданими нульовими функціоналами a_0, M_0 у рівнянні (8.144) забезпечують існування єдиного розв'язку отриманої системи інтегральних рівнянь за довільних їх правих частин.

Числові розв'язки. Система інтегральних рівнянь (8.144), (8.148), (8.150) містить СІР другого роду з позаінтегральними доданками. Числова схема її розв'язування така ж, як і попередніх, і базується на методі механічних квадратур з використанням відповідних інтерполяційних формул для апроксимації позаінтегральних доданків (значень функції $q_m'(t')$) [85, 86]. Задачу зводять до розв'язування системи лінійних алгебричних рівнянь відносно невідомих функцій у заданих вузлових точках. Із розв'язку останньої згідно з зображеннями (8.143), (8.146) знайдено відповідні значення комплексних потенціалів напружень, через які визначено розподіли напружень і переміщень як в основній пластині з тріщинами, так і у підкріпних накладках.

Розрахунки проведено для нескінченної пластини (контур L_0 відсутній) з однією ($N_t = 1$) прямолінійною тріщиною (8.133), тріщиною вздовж дуги параболи (8.125), кола (8.134) або півеліпса (8.135). Пластина підкріплена однією ($N_p = 1$) широкою накладкою різної форми (параметричні рівняння контурів накладок визначали співвідношення (8.126), (8.127)). Береги тріщини вільні або навантажені самозрівноваженими сталими зусиллями (8.137) ($f_1(t) = p_1 + iq_1 = \text{const}$). На нескінченності пластина розтягується взаємно перпендикулярними напруженнями p, q (напруження p напрямлені під кутом γ до осі Ox декартової системи координат xOy). Розраховували відносні величини КІН (8.82), КНП (8.83) та контактні зусилля у з'єднувальному шві за таких загальних параметрів задачі: $\mu = \mu_s = 0{,}3$; $h/h_s = 1$ (надалі всі величини з індексом s відносяться до накладки).

Одним із основних параметрів задачі про вплив підкріпної накладки на пластину з тріщиною є відносна жорсткість накладки (8.130) $\lambda_s = G_s h_s/(Gh)$ [108]. Її вплив на відносні КІН у вершинах параболічної тріщини (8.125) з відносним центральним прогином $\varepsilon_1 = \{0{,}4; 0{,}8\}$ ілюструє рис. 8.88. Розглянуто вертикальний розтяг пластини, підкріпленої круговою ($R/a = 2$) накладкою.

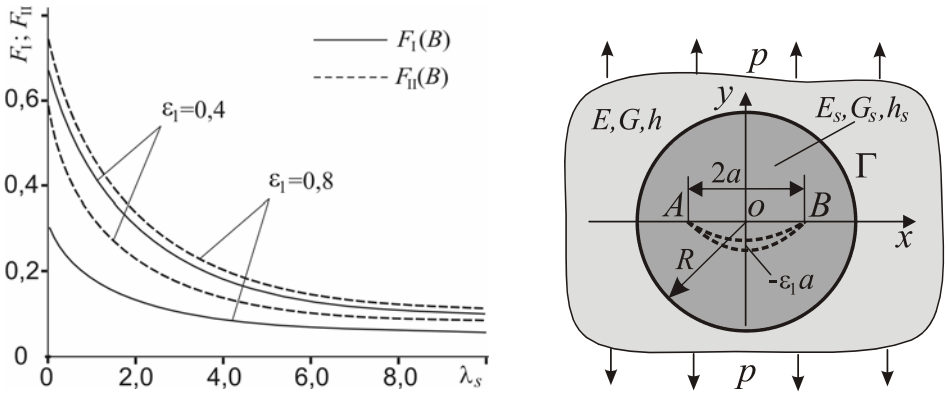


Рис. 8.88. Вплив відносної жорсткості кругової накладки на відносні КІН для параболічної тріщини з різним центральним прогином

За заданих на берегах прямолінійної тріщини сталих нормальних та дотичних напружень $p_1 = -p(1-i)$ встановлено вплив на відносні КІН відносної жорсткості еліптичної накладки λ_s для різних співвідношень півосей останньої $\varepsilon_2 = \{0,25; 0,5; 1,0; 2,0\}$ (рис. 8.89). Для цього способу навантаження суттєве зниження КІН маємо лише для сильно сплюснутих вздовж вертикальної осі еліптичних накладок.

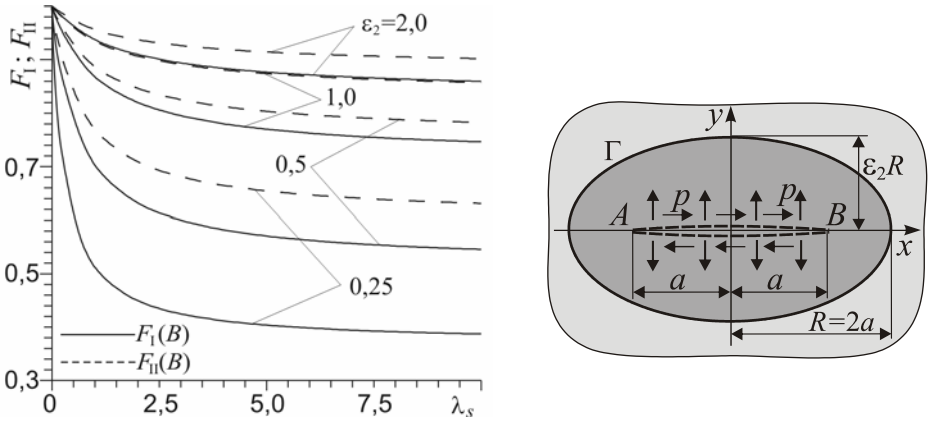


Рис. 8.89. Вплив вертикального видовження та відносної жорсткості еліптичної накладки на відносні КІН для навантаженої прямолінійної тріщини

Значно сильніший підкріпний ефект маємо від дії аналогічних накладок, коли тріщина вільна від навантажень, а пластина розтягується на нескінченності напруженнями p ($q = 0$; $\gamma = \pi/2$) (рис. 8.90). Тут форма накладки менш впливова, і для відносної її жорсткості $\lambda_s > 2$ спостерігаємо значне зниження відносних КІН [108].

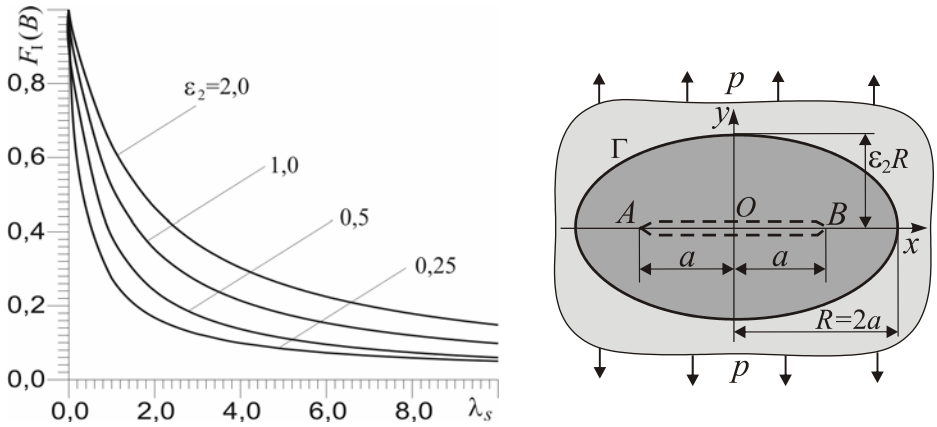


Рис. 8.90. Вплив відносної жорсткості та форми еліптичної накладки на зміну відносного КІН для прямолінійної тріщини у вертикально розтягнутій пластині

Мало впливає на НДС підкріпленої пластини з тріщиною відносний розмір накладки. Для заданих на берегах прямолінійної тріщини сталих нормальних та дотичних напружень $p_1 = -p(1-i)$ для центральних кругових накладок різних жорсткостей $\lambda_s = \{0,25; 0,5; 1,0; 2,0\}$ параметр R/a суттєво впливає на відносні КІН лише при $a < R < 2a$, коли з'єднувальний контур наближається до вершин тріщини (рис. 8.91). Великі накладки ($R > 5a$) незалежно від їх жорсткостей практично не підкріплюють пластину з тріщиною ($F_I, F_{II} \to 1$).

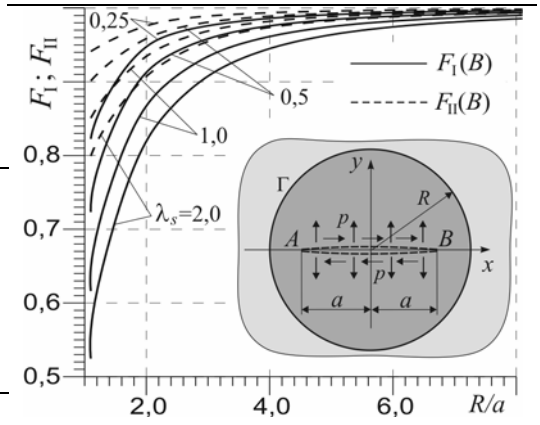


Рис. 8.91. Вплив відносного радіуса кругової накладки та її відносної жорсткості на КІН для навантаженої нормальними та дотичними напруженнями центральної прямолінійної тріщини

Для аналогічного підкріплення пластини з вільною тріщиною, коли пластина розтягується на нескінченності напруженнями p ($q = 0$; $\gamma = \pi/2$), отримано залежності відносних КІН від розміру кругової накладки та її відносної жорсткості (рис. 8.92*а*), а також від розміру і форми еліптичної накладки сталої відносної жорсткості $\lambda_s = 1$ (рис. 8.92*б*). За такого навантаження пластини із ростом відносного розміру накладки ($R/a > 5$) підкріпний ефект (на відміну від попереднього – рис. 8.91) зберігається, відносні КІН

$F_{\text{I}}(A) = F_{\text{I}}(B)$ стабілізуються, наближаючись до певних своїх асимптотичних значень (рис. 8.92*а*), менших за відповідні КІН для непідкріплених пластин приблизно у $k = (0,7\lambda_s + 1)$ разів [108].

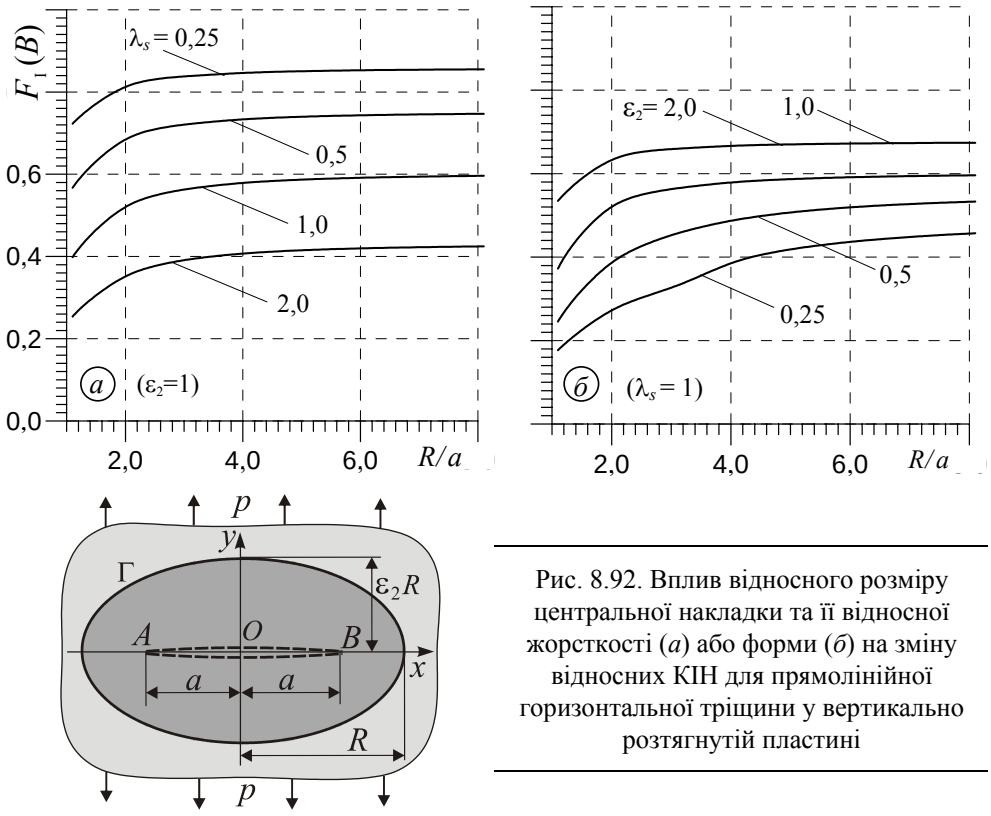


Рис. 8.92. Вплив відносного розміру центральної накладки та її відносної жорсткості (*а*) або форми (*б*) на зміну відносних КІН для прямолінійної горизонтальної тріщини у вертикально розтягнутій пластині

Таблиця 8.11

Вплив форми центральної тріщини на відносні КІН та КНП для пластини, підкріпленої еліптичною накладкою різної жорсткості

λ_s	Дуга кола			Парабола			Півеліпс		
	F_{I}	F_{II}	p^*	F_{I}	F_{II}	p^*	F_{I}	F_{II}	p^*
0,0001	0,7452	0,3726	1,0461	0,8157	0,3265	1,0250	0,3575	0,4609	1,3295
0,125	0,6557	0,2907	1,2374	0,7098	0,2506	1,2166	0,3453	0,3798	1,5268
0,250	0,5877	0,2339	1,4249	0,6305	0,1982	1,4049	0,3317	0,3221	1,7151
0,500	0,4903	0,1615	1,7893	0,5187	0,1320	1,7717	0,3046	0,2457	2,0720
1,000	0,3726	0,0903	2,4841	0,3873	0,0683	2,4725	0,2584	0,1647	2,7386
2,000	0,2552	0,0391	3,7900	0,2604	0,0244	3,7908	0,1960	0,0973	3,9871
4,000	0,1582	0,0126	6,2615	0,1590	0,0037	6,2856	0,1313	0,0523	6,3755

Таблиця 8.12

Вплив відносного центрального прогину криволінійної тріщини на відносні КІН та КНП для пластини, підкріпленої круговою накладкою

ε_1	Дуга кола			Парабола			Півеліпс		
	F_{I}	F_{II}	p^*	F_{I}	F_{II}	p^*	F_{I}	F_{II}	p^*
0,0	0,5251	0,0000	1,9045	0,5251	0,0000	1,9045	–	–	–
0,1	0,5190	0,0450	1,9057	0,5191	0,0445	1,9057	0,1822	0,2300	2,6461
0,2	0,5018	0,0871	1,9108	0,5036	0,0838	1,9100	0,1924	0,2304	2,5950
0,3	0,4762	0,1243	1,9224	0,4836	0,1152	1,9182	0,2011	0,2322	2,5414
0,4	0,4458	0,1555	1,9425	0,4638	0,1387	1,9285	0,2101	0,2349	2,4839
0,5	0,4133	0,1809	1,9711	0,4470	0,1556	1,9385	0,2198	0,2376	2,4250
0,6	0,3811	0,2008	2,0066	0,4337	0,1675	1,9466	0,2302	0,2400	2,3679
0,7	0,3506	0,2162	2,0477	0,4240	0,1760	1,9521	0,2411	0,2417	2,3150
0,8	0,3222	0,2279	2,0929	0,4170	0,1820	1,9552	0,2521	0,2427	2,2677
0,9	0,2964	0,2366	2,1409	0,4123	0,1863	1,9564	0,2629	0,2431	2,2263
1,0	0,2731	0,2430	2,1907	0,4091	0,1894	1,9560	0,2731	0,2430	2.1907

Таблиця 8.13

Вплив форми та відносної жорсткості накладки на відносні КІН та КНП з центральною параболічною тріщиною

$\lambda_s = G_s h_s/(Gh)$		0,001	0,125	0,250	0,500	1,000	2,000	4,000
Коло (8.126) ε_2=1	F_{I}	0,5360	0,4730	0,4230	0,3495	0,2598	0,1722	0,1033
	F_{II}	0,6197	0,5468	0,4888	0,4031	0,2982	0,1959	0,1159
	p^*	0,9529	1,0798	1,2078	1,4635	1,9748	2,9968	5,0404
Еліпс-1 (8.126) ε_2=0,5	F_{I}	0,5354	0,4260	0,3533	0,2635	0,1747	0,1044	0,0579
	F_{II}	0,6192	0,5020	0,4232	0,3243	0,2235	0,1397	0,0807
	p^*	0,9537	1,1842	1,4225	1,8606	2,7347	4,4390	7,7840
Еліпс-2 (8.126) ε_2=2	F_{I}	0,5362	0,4989	0,4663	0,4126	0,3357	0,2449	0,1592
	F_{II}	0,6199	0,5717	0,5302	0,4630	0,3695	0,2632	0,1671
	p^*	0,9525	1,0295	1,1071	1,2617	1,5698	2,1840	3,4097
Квадрат (8.127) [2R×2R]	F_{I}	0,5360	0,4797	0,4344	0,3665	0,2813	0,1946	0,1227
	F_{II}	0,6198	0,5510	0,4956	0,4125	0,3084	0,2043	0,1212
	p^*	0,9528	1,0691	1,1858	1,4178	1,8778	2,7885	4,5903
Прямо–кутник (8.127) [2R×R]	F_{I}	0,5355	0,4335	0,3643	0,2771	0,1884	0,1159	0,0660
	F_{II}	0,6193	0,5085	0,4324	0,3349	0,2329	0,1459	0,0836
	p^*	0,9536	1,1672	1,3782	1,7908	2,5943	4,1670	7.2872

Величини відносних КІН (8.82) $F_{\text{I}} = F_{\text{I}}(B) = F_{\text{I}}(A)$ і $F_{\text{II}} = F_{\text{II}}(B) = -F_{\text{II}}(A)$ та відносних КНП (8.83) $p^* = p^*(B) = p^*(A)$ для нескінченної пластини з криволінійною тріщиною вздовж дуги кола (8.134), параболи (8.125) або півеліпса (8.135) з відносним прогином $\varepsilon_1 = 0{,}5$ наведено у табл. 8.11 для різних значень відносної жорсткості λ_s центральної еліптичної накладки (вираз (8.126) при $\varepsilon_2 = 0{,}5$). Аналогічні результати наведено у табл. 8.12 для підкріпленої круговою накладкою ($\varepsilon_2 = 1$) сталої жорсткості ($\lambda_s = 1$) пластини з тріщиною різної форми та кривини. Розраховували для всебічного розтягу пластини на нескінченності напруженнями p (береги тріщин вільні від навантажень) за таких параметрів задачі: $R = 2a$; $\mu_s = \mu = 0{,}3$.

Залежності відносних КІН та КНП від форми та відносної жорсткості центральної підкріпної накладки наведені у табл. 8.13 для пластини з параболічною тріщиною ($\varepsilon_1 = 0{,}5$; $a = 2R/3$). Розрахунки виконано для вертикального розтягу пластини на нескінченності напруженнями p ($q = 0$; $\gamma = \pi/2$), береги тріщин вільні від навантажень.

Для підкріпленої центральною круговою або еліптичною накладкою пластини з прямолінійною тріщиною отримані результати для КІН узгоджуються з відомими [98].

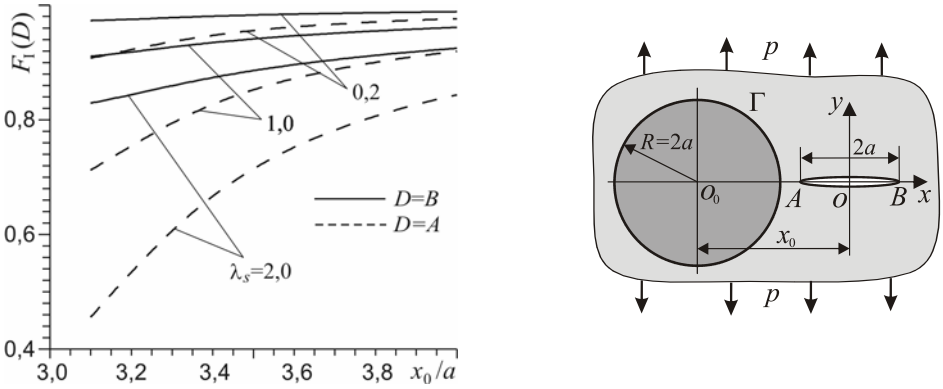


Рис. 8.93. Вплив горизонтального зміщення зовнішньої кругової накладки та її жорсткості на відносні КІН F_{I} у лівій (штрихові лінії) та правій (суцільні) вершинах прямолінійної тріщини

Розглянуто випадки зовнішнього розміщення тріщин відносно підкріпних накладок (рис. 8.93, 8.94). Для вертикально розтягнутої пластини з горизонтальною тріщиною зовнішня кругова накладка ($R = 2a$) понижує відносні КІН F_{I} в обох вершинах тріщини (рис. 8.93), однак для ближньої до накладки вершини (штрихові лінії) підкріпний ефект набагато сильніший. Тут на НДС підкріпленої пластини суттєво впливає відносна жорсткість накладки, а з горизонтальним наближенням накладки до тріщини КІН значно знижується у ближній вершині тріщини лише для досить жорстких накладок ($\lambda_s > 3$). Для всебічно розтягнутої пластини з фронтально зміщеною еліптичною накладкою ($\varepsilon_2 = 0{,}5$) відносно тріщини ($a = R$; $\varepsilon_1 = 0{,}5$) вздовж дуги півеліпса (8.135)

відносні КІН F_{I} змінюються мало (рис. 8.94*а*), однак відносні КІН F_{II} суттєво зменшуються з віддаленням накладки від тріщини (для $y_0/b \in [0,2;\ 1,5]$) (рис. 8.94*б*), що призводить до зростання відносного КНП (рис. 8.94*в*). Більш віддалені (y_0/b > 1,5) накладки, незалежно від їх жорсткостей, мало впливають на НДС пластини біля тріщини, КІН і КНП наближаються до своїх значень для непідкріпленої пластини із заданою тріщиною.

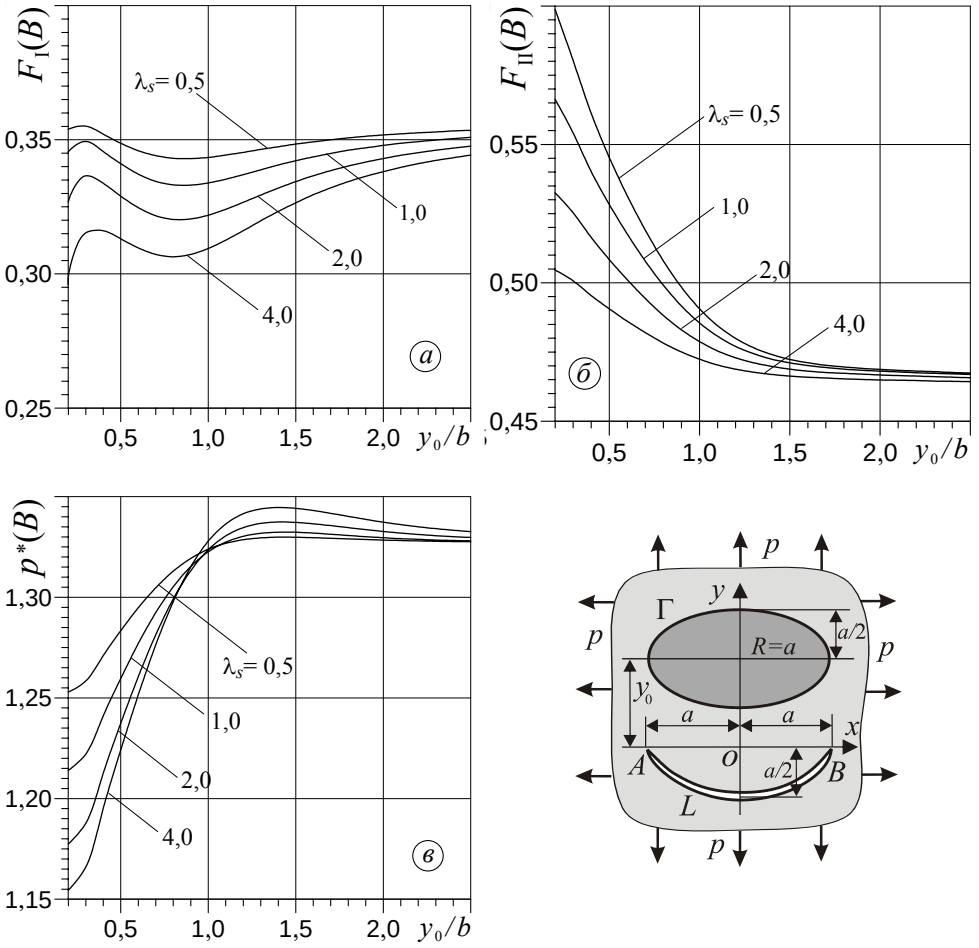


Рис. 8.94. Вплив фронтального зміщення зовнішньої еліптичної накладки за різних її жорсткостей на відносні КІН (*а,б*) у правій вершині еліптичної тріщини та відповідні їм КНП (*в*)

Вплив підкріпних накладок на відносні КІН та КНП для нахиленого одновісного розтягу пластини на нескінченності напруженнями p (q = 0; $\gamma \in [0;\pi/2]$) показано на рис. 8.95–8.97. Розглянуто підкріплення пластини з центральною прямолінійною тріщиною різними еліптичними накладками (ε_2 = {0,5; 1,0; 2,0}; R = 1,5a) зі сталою жорсткістю λ_s = 1 (рис. 8.95) та

круговими накладками ($R = 1{,}5a$) різної жорсткості $\lambda_s = \{0{,}125;\ 0{,}5;\ 2{,}0\}$ (рис. 8.96). Форма накладок суттєво впливає на відносні КІН F_{I} та відносне КНП для $\gamma \in [\pi/6; \pi/2]$ (рис. 8.95), а для майже горизонтального розтягу пластини ($\gamma \in [0; 0{,}2]$) з вертикально видовженою еліптичною накладкою ($\varepsilon_2 = 2$) стає можливим контакт берегів тріщини ($F_{\mathrm{I}} < 0$). Відносна жорсткість накладки залишається впливовим параметром на відносні КІН F_{I}, F_{II} і КНП у всьому діапазоні кутів нахилу γ розтягувальних напружень p на нескінченності (рис. 8.96).

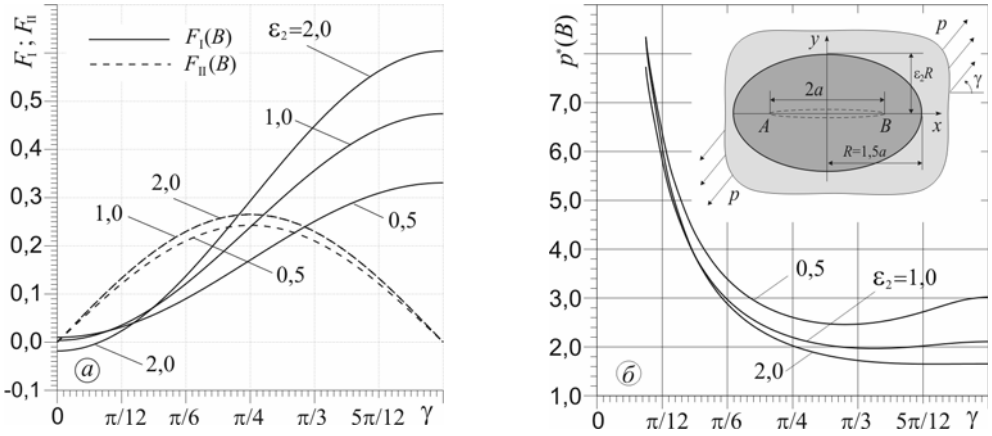


Рис. 8.95. Залежності відносних КІН (*а*) та КНП (*б*) за підкріплення різними еліптичними накладками в умовах нахиленого розтягу пластини на нескінченності

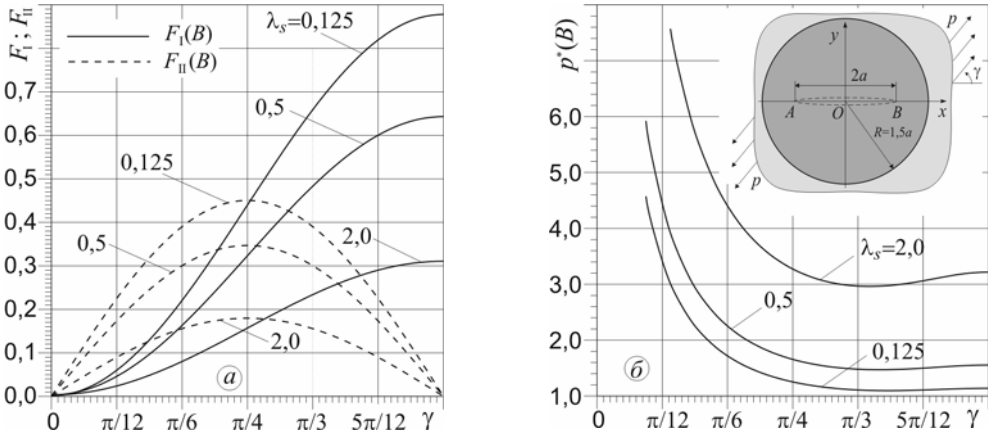


Рис. 8.96. Залежності відносних КІН (*а*) та КНП (*б*) за підкріплення круговими накладками різної жорсткості в умовах нахиленого розтягу пластини на нескінченності

Для аналогічно навантаженої пластини з нецентральною (відносно еліптичної накладки) параболічною тріщиною характер поведінки відносних КІН в обох її вершинах показано на рис. 8.97. Тут біля правої вершини тріщини $B = \omega_1(+1)$ можливий контакт берегів тріщини, бо для деяких кутів γ (діапазон яких міняється залежно від жорсткості накладки) $F_{\text{I}} < 0$. Розраховували для таких параметрів задачі: $z_0 = (0{,}6a;0)$; $\varepsilon_1 = 0{,}4$; $\varepsilon_2 = 0{,}5$; $R = 2a$.

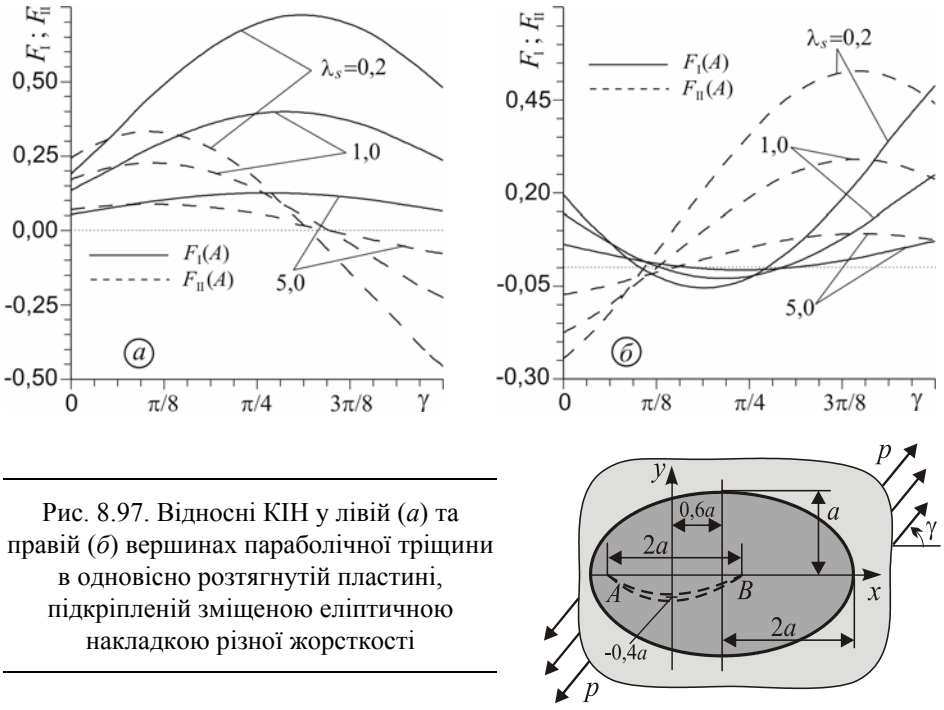


Рис. 8.97. Відносні КІН у лівій (*а*) та правій (*б*) вершинах параболічної тріщини в одновісно розтягнутій пластині, підкріпленій зміщеною еліптичною накладкою різної жорсткості

Під час числового розв'язування задач поряд із визначенням відносних КІН та КНП знаходили і відносні контактні зусилля на краю підкріпної накладки:

$$X_s^*(\theta) + iY_s^*(\theta) = p_s[\omega_2(\theta)]/ph_s = p_s(t)/ph_s\,,\ \theta \in [0;2\pi],\ t \in \Gamma\,, \qquad (8.151)$$

де зусилля $p_s(t)$ визначені співвідношеннями (8.140). Зокрема, за вертикального розтягу на нескінченності пластини з горизонтальною тріщиною обчислено величини $X_s^*(\theta)$ (табл. 8.14, значення в чисельнику) та $Y_s^*(\theta)$ (значення в знаменнику) для підкріплення пластини центральною еліптичною накладкою ($z_0 = (0;0)$; $\varepsilon_2 = 0{,}5$; $R = 1{,}25a$) або аналогічною горизонтально зміщеною ($z_0 = (-2{,}5a;\ 0)$) (табл. 8.15) за таких параметрів задачі: $\lambda_s = \{0{,}25;0{,}5;1{,}0;\ 2{,}0;4{,}0\}$ $\theta \in [0;\pi/2]$, $h = h_s$, $\mu = \mu_s = 0{,}3$.

Таблиця 8.14

Відносні КНП та відносні контактні зусилля на краю центральної ($z_0 = (0;0)$) еліптичної накладки, яка повністю покриває прямолінійну тріщину

λ_s	$p^*(A)/p^*(B)$	$X_s^*(\theta)/Y_s^*(\theta)$				
		$\theta = 0$	$\theta = \pi/8$	$\theta = \pi/4$	$\theta = 3\pi/8$	$\theta = \pi/2$
0,25	1,632 1,632	0,0028 0,0000	0,0401 0,2119	0,0602 0,4077	0,0332 0,4998	0,0000 0,5239
0,5	2,248 2,248	–0,0078 0,0000	0,0456 0,3175	0,0753 0,5883	0,0414 0,7109	0,0000 0,7422
1,0	3,454 3,454	–0,0307 0,0000	0,0356 0,4317	0,0745 0,7591	0,0408 0,8991	0,0000 0,9337
2,0	5,814 5,814	–0,0621 0,0000	0,0085 0,5391	0,0539 0,8923	0,0297 1,0330	0,0000 1,0667
4,0	10,459 10,459	–0,0925 0,0000	–0,0266 0,6277	0,0214 0,9815	0,0128 1,1132	0,0000 1,1440

Таблиця 8.15

Відносні КНП та відносні контактні зусилля на краю еліптичної накладки, яка знаходиться поза прямолінійною тріщиною ($z_0 = (-2{,}5a; 0)$)

λ_s	$p^*(A)/p^*(B)$	$X_s^*(\theta)/Y_s^*(\theta)$				
		$\theta = 0$	$\theta = \pi/8$	$\theta = \pi/4$	$\theta = 3\pi/8$	$\theta = \pi/2$
0,25	1,028 1,007	0,1427 0,0000	0,0055 0,1908	–0,0102 0,2396	–0,0083 0,2374	–0,0065 0,2291
0,5	1,050 1,012	0,2500 0,0000	0,0076 0,3300	–0,0202 0,4106	–0,0159 0,4057	–0,0116 0,3912
1,0	1,080 1,018	0,4023 0,0000	0,0076 0,5206	–0,0380 0,6386	–0,0284 0,6282	–0,0192 0,6053
2,0	1,116 1,026	0,5822 0,0000	0,0026 0,7348	–0,0643 0,8841	–0,0457 0,8649	–0,0284 0,8325
4,0	1,149 1,032	0,7552 0,0000	–0,0074 0,9287	–0,0949 1,0943	–0,0644 1,0647	–0,0372 1,0242

Для розглянутих конфігурацій конструкції ”пластина–тріщина–накладка” відносні контактні зусилля на деяких ділянках контурів накладок перевищують значення заданих розтягувальних напружень для пластини [108]. Це характерніше для жорстких накладок ($\lambda_s > 1$), що покривають тріщини (табл. 8.14), вершини яких наближаються до контурів цих накладок. З цього можна зробити висновок, що для оцінки граничного стану підкріпленої пластини з тріщиною необхідно (поряд з визначенням КНП) оцінювати контактні зусилля у з’єднувальних швах, які можуть перевищити допустимі значення, що зумовить руйнування самих з’єднувальних швів, тобто до додаткового послаблення пластини з тріщиною. Стискальні горизонтальні зусилля на кон-

турах заданих накладок пояснюють двовісністю напруженого стану накладок (врахуванням коефіцієнтів Пуассона накладок) навіть для заданого одновісного навантаження пластини на нескінченності.

8.5.4. Вплив податливості неперервного з'єднувального шва між накладкою та пластиною

Яким би жорстким не був матеріал з'єднувального шва, добитись ідеального неперервного контакту між пластиною і накладкою вздовж краю останньої дуже важко. Тому актуально визначити вплив податливості з'єднувального шва на НДС та граничну рівновагу підкріпленої пластини з тріщиною. Розглянуто модель пружного з'єднувального шва (по краю підкріпної накладки), матеріал якого працює на чистий зсув [33, 41, 45, 65, 67, 94, 96, 100, 101, 114–119]. Тут прийнято основні припущення розділу 8.5.3, за винятком умови рівності переміщень (8.139). Для податливих на зсув з'єднувальних швів умови спряження пластини з накладками включають силові рівноваги вздовж контурів накладок (8.138), (8.140) та умови сумісності переміщень [70, 72, 105, 110–112]

$$\{u_m(t)+iv_m(t)\}-\{u(t)+iv(t)\}=C_m p_m^0(t),\ t\in\Gamma_m, \tag{8.152}$$

де h_m^0, w_m^0, G_m^0, C_m – висота, ширина, модуль зсуву та податливість на зсув m-го з'єднувального шва :

$$C_m = h_m^0/(G_m^0 w_m^0); \tag{8.153}$$

$p_m^0(t)=\tau_x^0(t)+i\tau_y^0(t)$ – невідомі зсувні зусилля на поверхнях контакту у з'єднувальних швах (рис. 8.98), які рівні контактним зусиллям на краях накладок (8.140)

$$p_m^0(t)\equiv\left\{\tau_{xm}^0(t)+i\tau_{ym}^0(t)\right\}w_m^0=p_m(t),\ t\in\Gamma_m\ \ (m=\overline{1,N_p}). \tag{8.154}$$

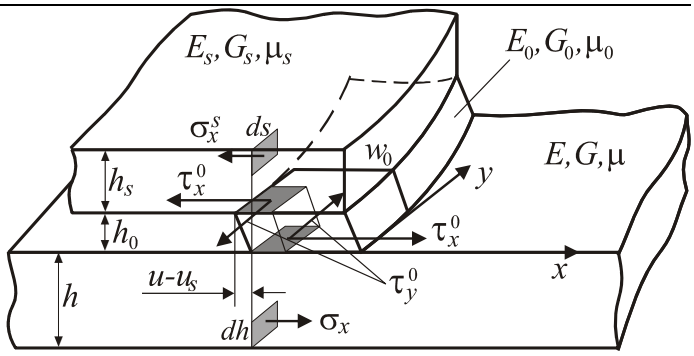


Рис. 8.98. Модель з'єднання пластини з накладкою вздовж пружної вузької смуги по краю накладки

Для розрахунків використовували умови сумісності переміщень (8.152), записані у диференційній формі

$$\frac{d}{dt}\left\{\left(u_m(t)+iv_m(t)\right)-\left(u(t)+iv(t)\right)\right\}=C_m\frac{d}{dt}\left\{p_m^0(t)\right\},\ m=\overline{1,N_p}\ , \qquad (8.155)$$

які мають фізичний зміст умов сумісності деформацій (на контурі m-го з'єднувального шва) у пластині та накладці.

Якщо $C_m = 0$, отримаємо умови ідеального неперервного з'єднання m-ої підкріпної накладки та пластини з тріщиною (8.139), (8.149).

Розглянуто загальне формулювання задачі (8.136)–(8.141) про податливі з'єднувальні шви. Задовольнивши нові умови спряження накладок з пластиною (8.154), (8.155), отримали систему інтегро-диференційних рівнянь [105, 111] (замість інтегральних рівнянь (8.150) для ідеального неперервного контакту)

$$\int_{L'}\left\{K_{31}(t,t')g'(t)dt+L_{31}(t,t')\overline{g'(t)d\bar{t}}\right\}+$$

$$+\int_{\Gamma_m}\left\{K_{32}(t,t')q_m'(t)dt+L_{32}(t,t')\overline{q_m'(t)d\bar{t}}\right\}+b_m\frac{ds'}{dt'}+$$

$$+\int_{\Gamma_m}\left\{K_{33}(t,t')p_m^0(t)+L_{33}(t,t')\overline{p_m^0(t)}\right\}ds+2\pi G_m h_m C_m\frac{d}{dt'}\left\{p_m^0(t')\right\}=0;\ t'\in\Gamma_m\ , \qquad (8.156)$$

де невідомі функції $g'(t)=g_k'(t),\ t\in L_k\ (k=\overline{0,N_t})$; $q_m'(t)$; $p_m^0(t),\ t\in\Gamma_m\ (m=\overline{1,N_p})$ та ядра $K_{ij}, L_{ij}\ (i=3;\ j=1;2;3)$ визначені відповідно виразами (8.142); (8.147); (8.154) та (8.145). Остаточно крайову задачу зведено до розв'язування системи (N_p+N_t+1) інтегральних рівнянь (8.144), (8.148) та N_p інтегро-диференційних рівнянь (8.156) за N_t додаткових умов (8.58) на контурах тріщин.

Розрахунки проведено для підкріпленої однією широкою накладкою (N_p = 1) нескінченної пластини (контур L_0 (рис. 8.87) відсутній) з однією тріщиною (N_t = 1). Розглянуто підкріпні накладки різних форм (8.126), (8.127), розмірів, відносних жорсткостей (8.130) з урахуванням відносної податливості з'єднувального шва:

$$c_0=\frac{G_s h_s}{R}\frac{h_0}{G_0 w_0}\ , \qquad (8.157)$$

де R – один із лінійних розмірів накладки, величини з індексами «0» і «s» відносяться до з'єднувального шва і накладки відповідно (рис. 8.98). Пластина на нескінченності двовісно розтягується напруженнями p і q, а береги тріщини навантажені самозрівноваженими зусиллями (8.137). Тріщина відносно накладки розташована довільно, однак їхні контури не перетинаються (накладка покриває тріщину повністю, або знаходиться поза нею – $L\cap\Gamma=\varnothing$). Обчислювали відносні величини: КІН (8.82) у вершинах тріщини, КНП (8.83), контактні зусилля (8.151) у з'єднувальному шві. Встановлено, що податливість з'єднувального шва (поряд з розташуванням тріщини відносно накладки та жорсткістю останньої) є одним з найвпливовіших параметрів на НДС та граничну рівновагу підкріпленої пластини з тріщиною [105, 111].

Відносні КІН та КНП для нескінченної пластини з криволінійною тріщиною вздовж дуги параболи (8.125) наведені на рис. 8.99 ($F_{\text{I}}(B) = F_{\text{I}}(A)$, $F_{\text{II}}(B) = -F_{\text{II}}(A)$, $p^*(B) = p^*(A)$, де A і B – ліва і права вершини Oy-симетричної тріщини) залежно від жорсткості центральної еліптичної накладки λ_s (8.130) для різних значень відносної податливості з'єднувального шва (8.157) $c_0 = \{0; 0,5; 1; 2; 4\}$. Розрахунки проведено для вертикально розтягнутої напруженнями p ($q = 0$; $\gamma = \pi/2$) пластини на нескінченності (береги тріщини вільні від навантажень) для параметрів задачі: $R = 2a$; $\varepsilon_2 = 0,5$; $\varepsilon_1 = 0,5$; $\mu_s = \mu = 0,3$. Для дуже м'яких підкріпних накладок ($\lambda_s \to 0$) отримані значення КІН збігаються з відомими [6, 86] для непідкріплених пластин з тріщинами.

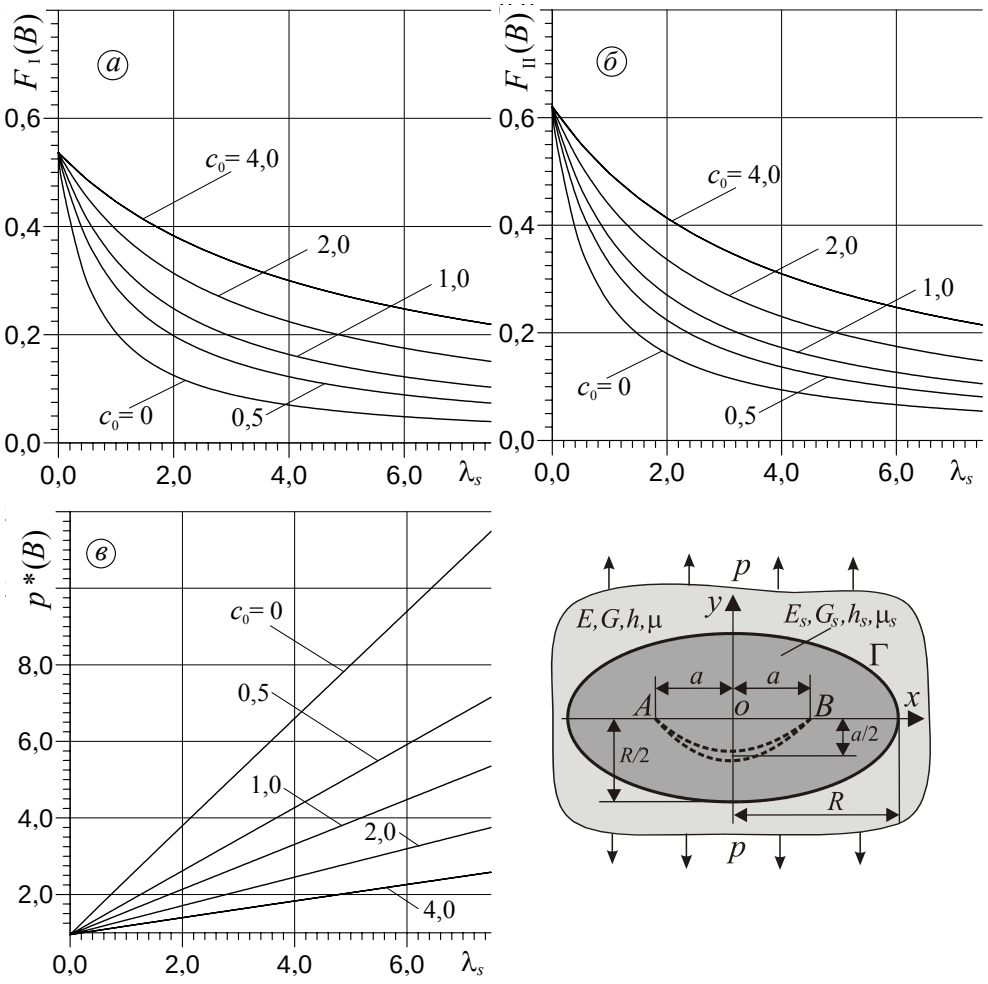


Рис. 8.99. Вплив на відносні КІН (*а, б*) та КНП (*в*) відносної жорсткості еліптичної накладки λ_s та податливості з'єднувального шва c_0

Для заданого навантаження розглянутої системи «пластина–тріщина–накладка» залежності відносних КНП від жорсткості накладки стають лінійни-

ми (рис. 8.99*в*) і їх можна апроксимувати співвідношеннями

$$p^*(D) = p_0^*(D) + k\lambda_s; \quad D = A, B, \tag{8.158}$$

де $k = k(c_0) = \text{const}$ (зокрема, для $c_0 = \{0;0,5;1;2;4\}$ маємо $k \approx \{1,55;0,91;0,59;0,37;0,22\}$), p_0^* – відносне КНП для заданої непідкріпленої пластини з тріщиною. Цікавим є те, що лінійність залежностей $p^*(\lambda_s)$ зберігається для довільних двовісних навантажень пластини на нескінченності (p, q, γ), різних відносних податливостей з'єднувальних швів c_0 та геометричних параметрів тріщин і накладок (a, ε_1, R, ε_2). Для підтвердження цього висновку розраховано відносні КНП для нахиленого одновісного розтягу пластини (p, $q = 0$, $\gamma = \pi/3$) з параболічною тріщиною ($\varepsilon_1 = 0,3$) (рис. 8.100*а*) та двовісного навантаження на нескінченності (p, $q = p/2$, $\gamma = \pi/3$) пластини з тріщиною по дузі півеліпса ($\varepsilon_1 = 0,4$) (рис. 8.100*б*). Пластини підкріплені еліптичними накладками ($R = 1,5a$, $\varepsilon_2 = 0,4$ – рис. 8.100*а*; $R = 1,5a$, $\varepsilon_2 = 0,7$ – рис. 8.100*б*) із з'єднувальними швами різних податливостей.

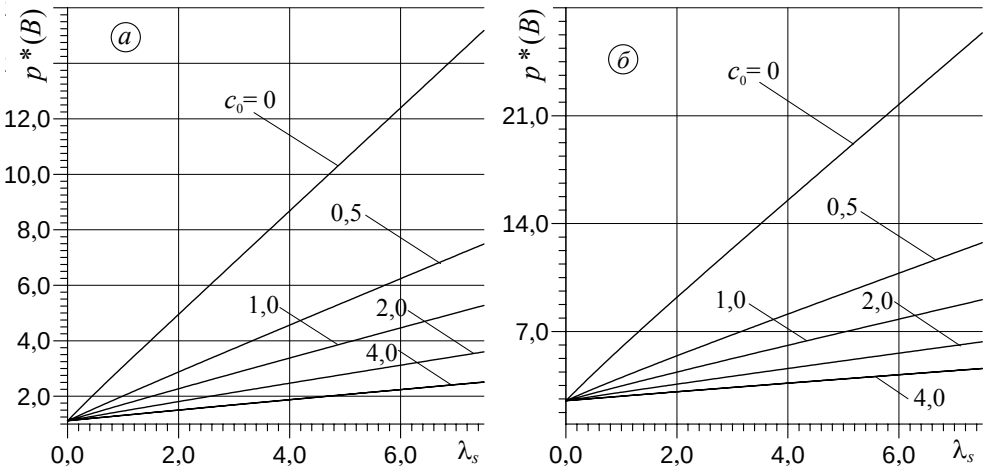


Рис. 8.100. Залежності відносних КНП з параболічною (*а*), або півеліптичною (*б*) тріщинами від жорсткості еліптичної накладки та податливості з'єднувального шва

Аналогічні результати впливу параметра c_0 на відносні КІН та КНП показано на рис. 8.101 для підкріпленої пластини з параболічною тріщиною ($\varepsilon_1 = 0,3$) різними еліптичними накладками ($R = 2a$, $\varepsilon_2 \in [0,2;2]$) сталої відносної жорсткості $\lambda_s = 2$. Ефективніше підкріплення (найвищі відносні КНП) цієї пластини вузькими накладками ($\varepsilon_2 < 1$) з малоподатливими ($c_0 < 1$) з'єднувальними швами (рис. 8.101*в*). З ростом параметра c_0 підкріпний ефект значно зменшується ($p^* < 2$) і ефективнішими стають вертикально видовжені накладки. Неврахування податливості з'єднувального шва (розгляд лише ідеального неперервного контакту по контуру накладки ($c_0 = 0$)) суттєво завищує реальний підкріпний ефект для пластини з тріщиною незалежно від жорсткості накладки чи її форми (рис. 8.99–8.101).

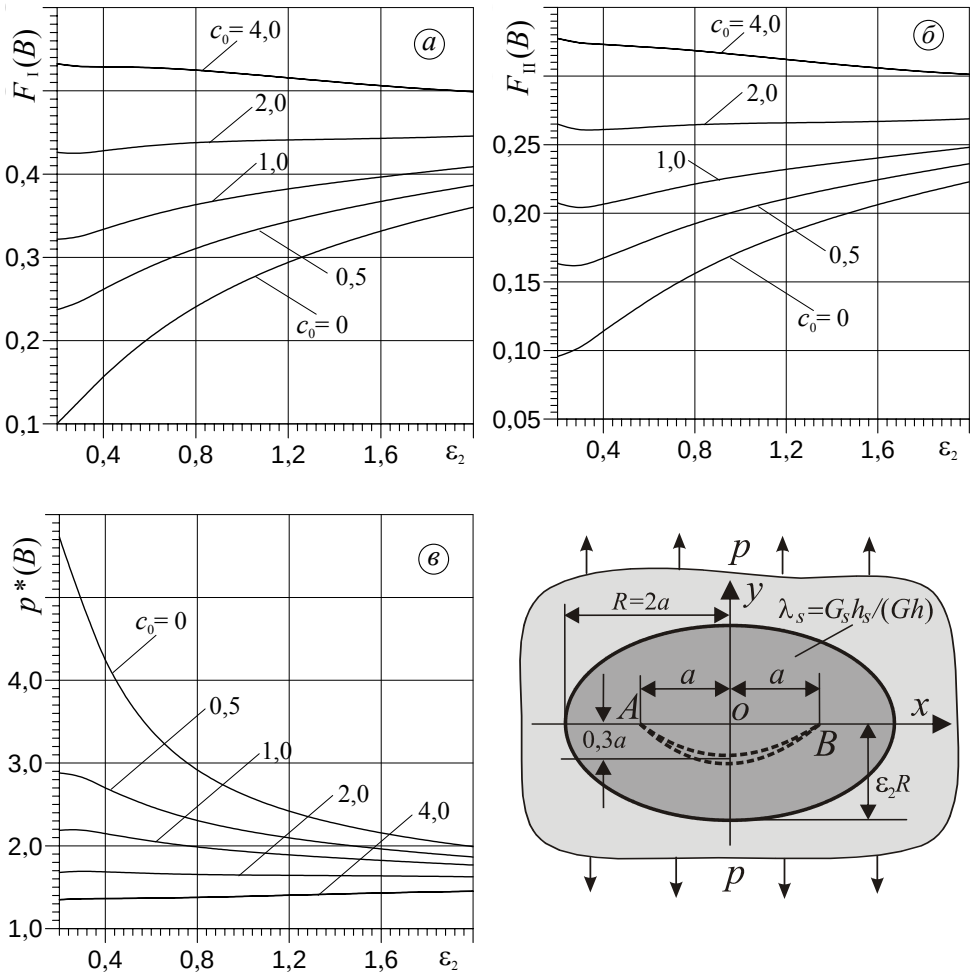


Рис. 8.101. Вплив на відносні КІН (*а, б*) та КНП (*в*) зміни вертикальної півосі еліптичної накладки та податливості з'єднувального шва

Мало впливає на НДС підкріпленої пластини з тріщиною відносний розмір накладки, що особливо характерно для податливіших з'єднувальних швів (рис. 8.102). Тут розглянуто центральну кругову накладку ($z_0 = (0;0)$; $\varepsilon_2 = 1$; $\lambda_s = 2$), яка покриває параболічну тріщину ($a < R$; $\varepsilon_1 = 0{,}5$). Із зростанням відносного розміру (R/a) накладки вплив податливості з'єднувального шва c_0 на відносні КНП значно зменшується (рис. 8.102*в*).

Знайдені тут КІН узгоджуються з їх відповідними для пластин з тріщинами, підкріплених приклепаними (вздовж відповідних замкнених контурів) накладками (розд. 8.5.1, 8.5.2), коли відстань між заклепками мала і стає сумірна із радіусом заклепок).

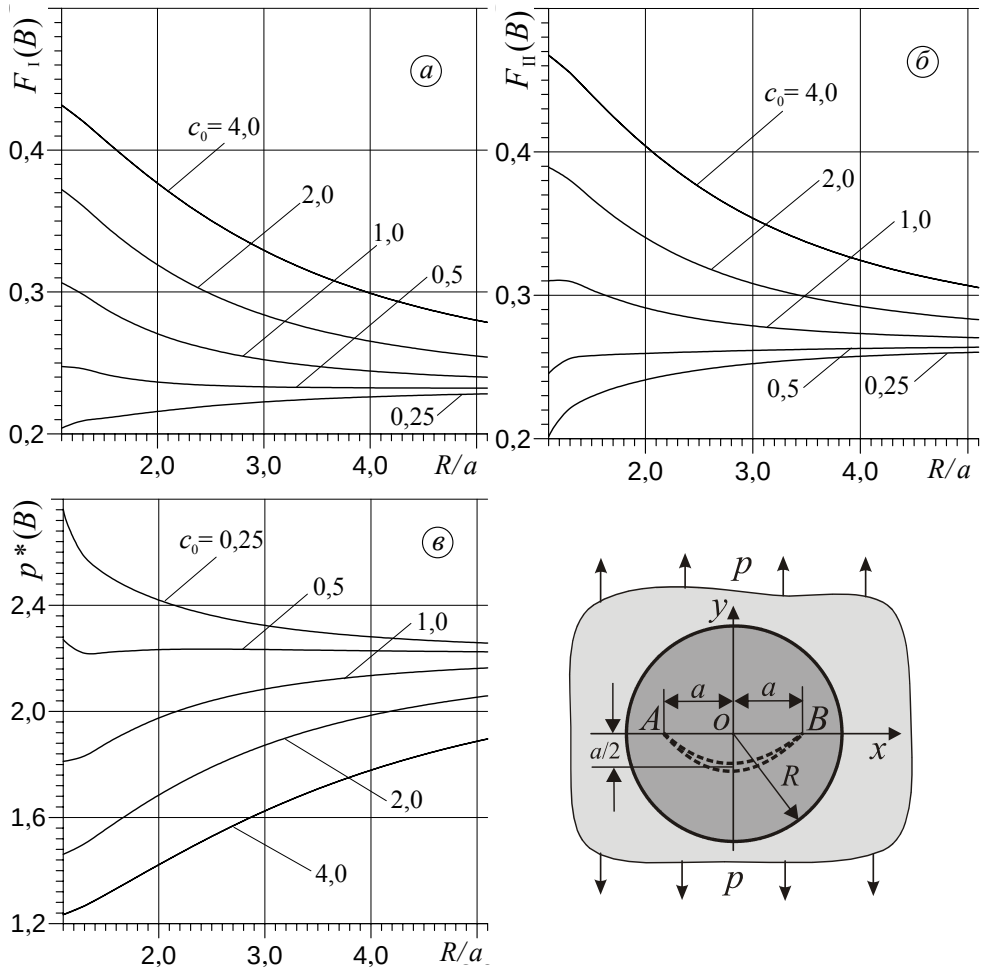


Рис. 8.102. Вплив відносного розміру кругової накладки та податливості з'єднувального шва на відносні КІН (*а, б*) та КНП (*в*) з параболічною тріщиною

Форма підкріпної накладки також незначно впливає на НДС та граничну рівновагу підкріпленої пластини з тріщиною, а з ростом податливості з'єднувального шва цей вплив ще слабший (рис. 8.103). Для малоподатливих швів ($c_0 < 0{,}5$) найкращий підкріпний ефект дають ті накладки, контури яких наближаються до берегів тріщини (рис. 8.103*в*, криві *3*, *4*). Досліджено одновісний розтяг пластини на нескінченності напруженнями p ($q = 0$) під кутом $\gamma = \pi/4$ до контуру прямолінійної тріщини. Пластина підкріплена однаковими за жорсткістю ($R = 2a$; $\lambda_s = 2$), але різними за формою (8.126), (8.127) накладками (еліптичною ($\varepsilon_2 = 2$) – криві *1*, круговою – криві *2*, еліптичною ($\varepsilon_2 = 0{,}5$) – криві *3*; прямокутною [$2R \times R$] – криві *4* або квадратною [$2R \times 2R$] – криві *5*) із з'єднувальними швами різних податливостей $c_0 \in [0;2]$. Розглянуті тут прямокутні та квадратні накладки мають гладкі контури (8.127) із закругленими кутами [113].

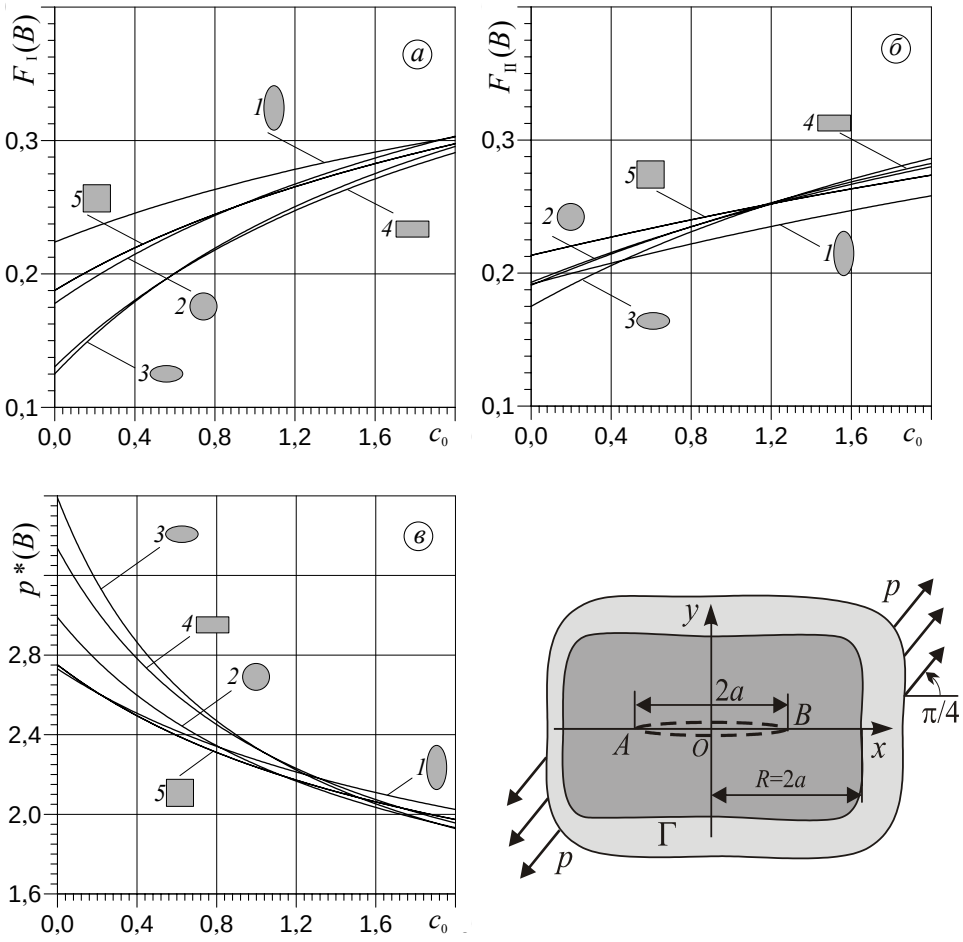


Рис. 8.103. Вплив податливості з'єднувального шва та форми накладки на відносні КІН (*а, б*) та КНП (*в*) з центральною прямолінійною тріщиною

Залежності відносних КІН та КНП від податливості з'єднувального шва квадратної (8.127) накладки та параметра кривини ($\varepsilon_1 = \delta/a$) параболічної тріщини (8.125) побудовано на рис. 8.104. З ростом параметра c_0 спостерігаємо незначне загальне підвищення КІН для усіх кривин тріщини (рис. 8.104*а,б*), однак, для заданої конструкції «пластина–тріщина–накладка» найнебезпечніші (з найнижчими значеннями відносних КНП) мало викривлені тріщини ($\varepsilon_1 \in [0,2;0,4]$) – рис. 8.104*в*). Тут пластина розтягнута на нескінченності вертикальним напруженням p ($q = 0$, $\gamma = \pi/2$) і підкріплена накладкою у формі криволінійного квадрата $[4a \times 4a]$ (8.127) (зі стороною $4a$) з відносною жорсткістю $\lambda_s = 1$.

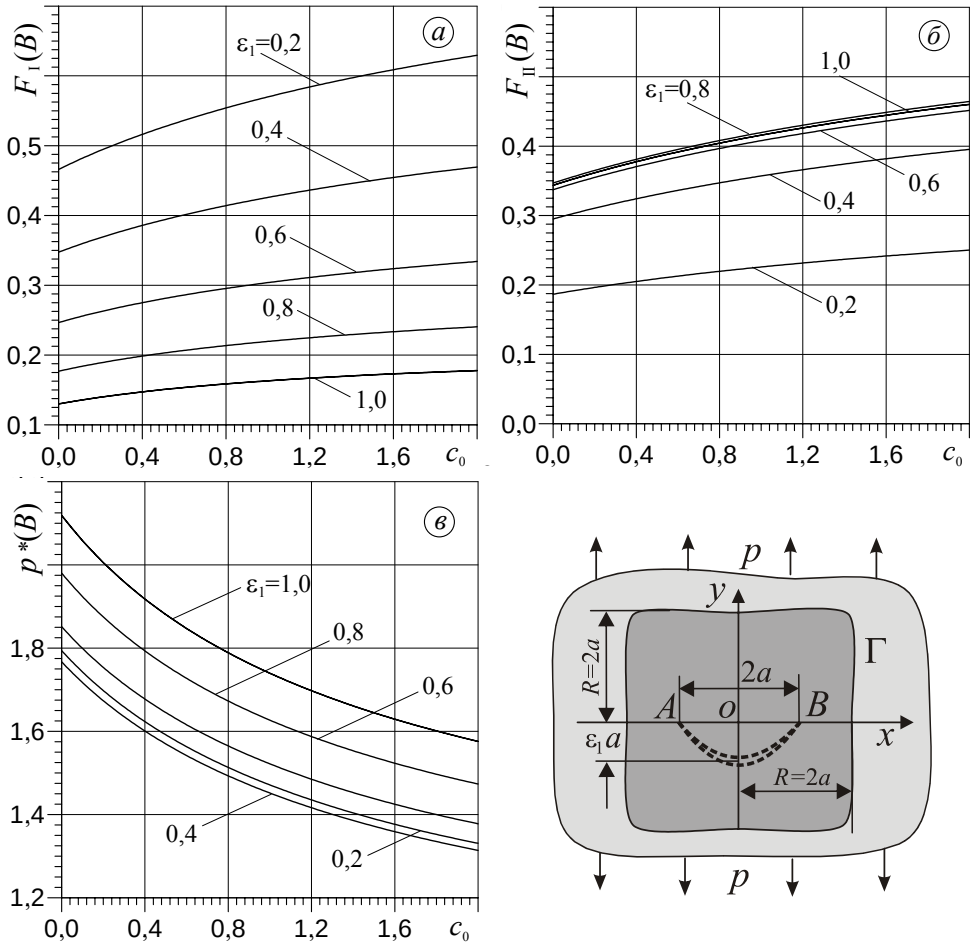


Рис. 8.104. Вплив податливості з'єднувального шва c_0 та параметра кривини центральної параболічної тріщини ε_1 на відносні КІН (*а, б*) та КНП (*в*).

Досліджено також випадки різного розміщення підкріпної накладки відносно тріщини за довільно нахиленого (під кутом $\gamma \in [0;\pi/2]$ до осі тріщини) одновісного навантаження пластини на нескінченності (рис. 8.105). Розглянуто чотири розташування кругової накладки (R = 1,5a; λ_s = 2) відносно горизонтальної прямолінійної тріщини завдовжки 2a. У першому випадку центральна накладка (z_0 = (0;0)) повністю покриває тріщину, а у трьох інших підкріпна накладка знаходиться поза тріщиною (z_0 = (2,6a; 0) – накладка з центром на продовженні тріщини; z_0 = (0; 1,6a) – фронтально розміщена накладка з центром на осі Oy; z_0 = (2a; 1,5a) – несиметричне бокове розміщення накладки). Обчислено відносні КІН (рис. 8.105*а,б*) в обох вершинах тріщини і відповідні їм відносні КНП (рис. 8.105*в*). Найкраще підкріплення пластини отримуємо за центральної накладки, а для фронтального і несиметрично бокового її розміщення існують діапазони кутів γ, за яких відносне КНП $p^* < 1$

(рис. 8.105*в*), тобто за такого навантаження накладка додатково послаблює пластину з тріщиною.

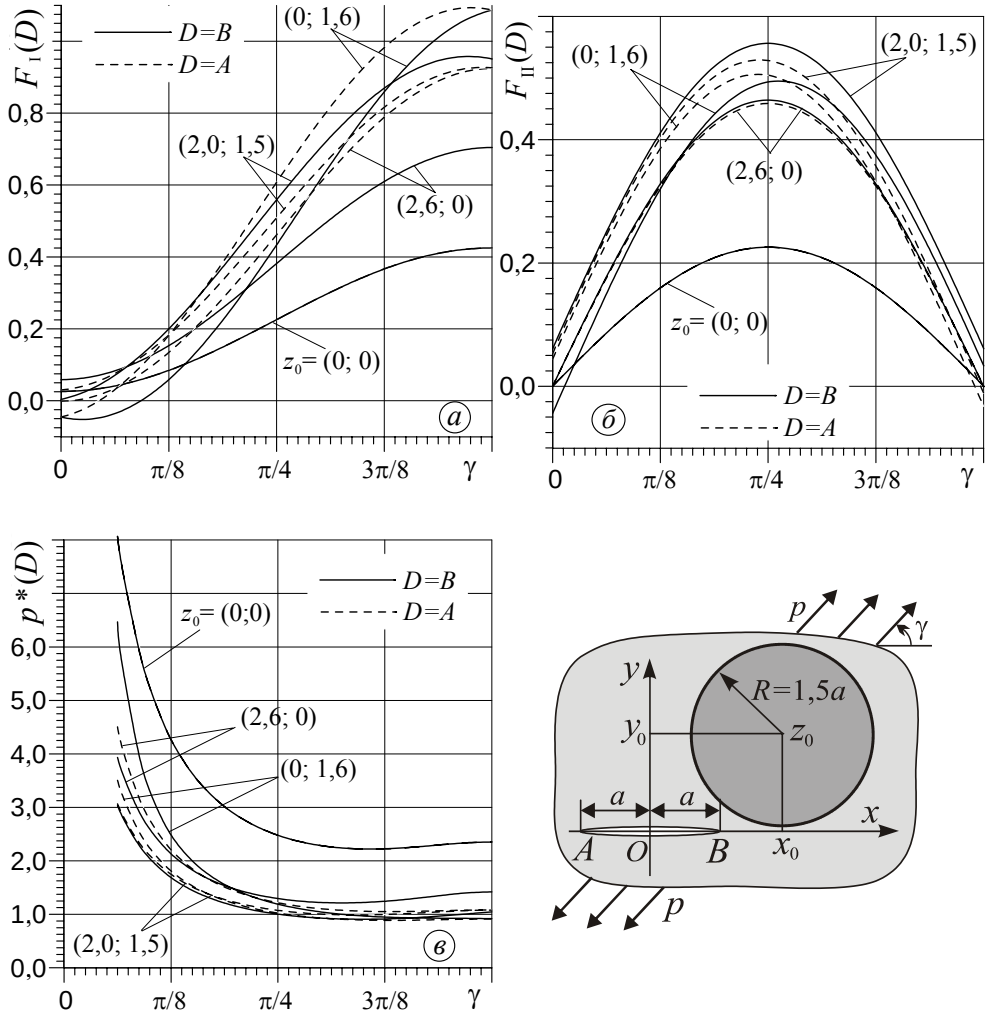


Рис. 8.105. Залежності відносних КІН (*а, б*) та КНП (*в*) від кута нахилу одновісного розтягу пластини на нескінченності для різних розташувань кругової накладки

Під час розв'язування задач обчислювали також відносні контактні зусилля (8.151) між пластиною та накладкою на контурі останньої. З ростом податливості з'єднувального шва c_0 максимальні значення контактних зусиль знижуються (рис. 8.106), однак, зміна цього параметра по-різному впливає на горизонтальні (рис. 8.106*а*) та вертикальні (рис. 8.106*б*) складові відносних зусиль $p_s^*(\theta) \equiv X_s^*(\theta) + iY_s^*(\theta)$. Тут розглянуто двовісний розтяг (напруженнями p, $q = p/2$ при $\gamma = \pi/2$) підкріпленої еліптичною накладкою (вираз (8.126) при $R = 1{,}2a$; $\varepsilon_2 = 0{,}5$; $\lambda_s = 4$) пластини з тріщиною по дузі параболи ($\varepsilon_1 = 0{,}5$).

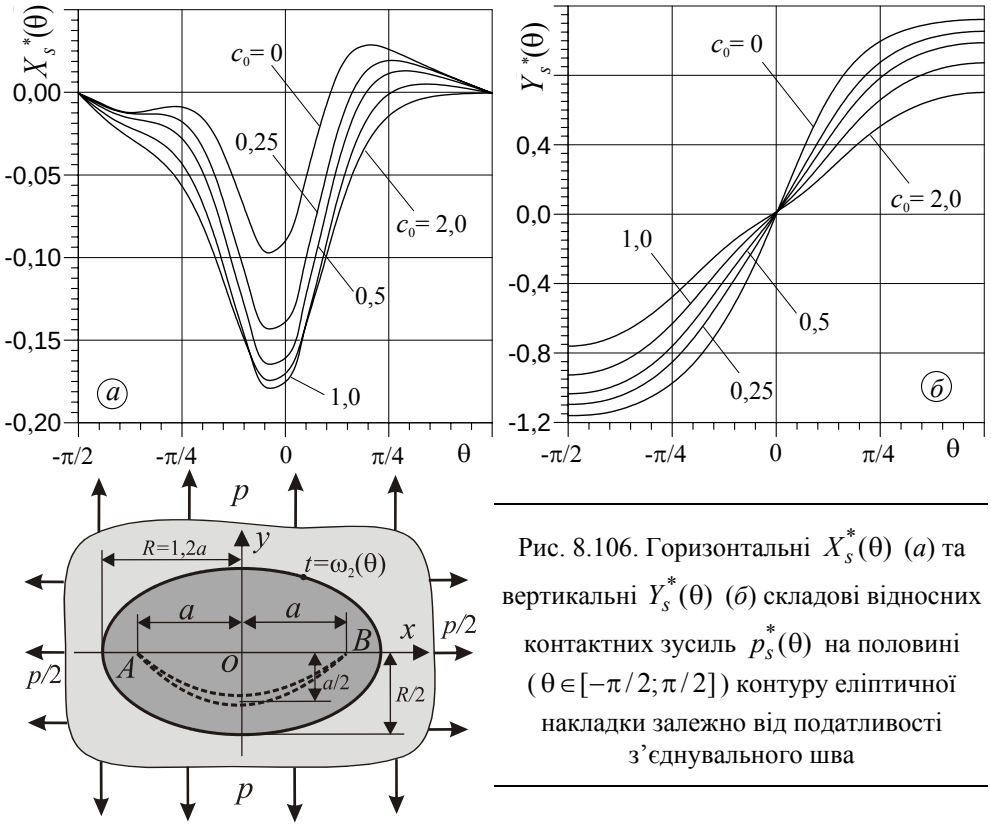
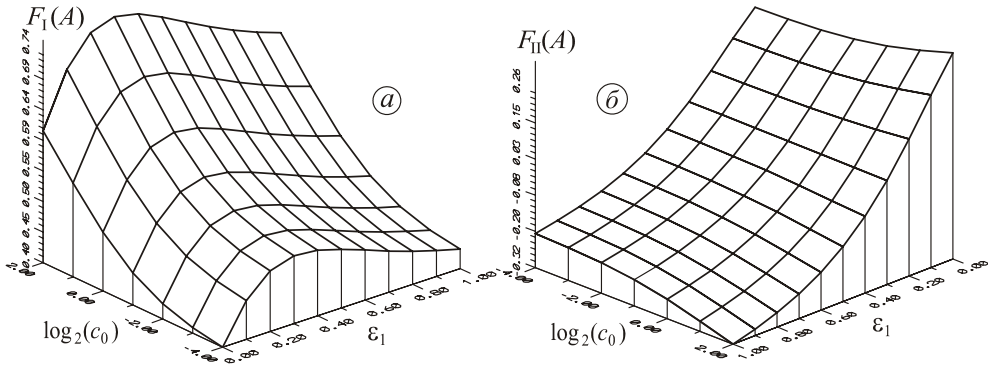


Рис. 8.106. Горизонтальні $X_s^*(\theta)$ (*а*) та вертикальні $Y_s^*(\theta)$ (*б*) складові відносних контактних зусиль $p_s^*(\theta)$ на половині ($\theta \in [-\pi/2; \pi/2]$) контуру еліптичної накладки залежно від податливості з'єднувального шва



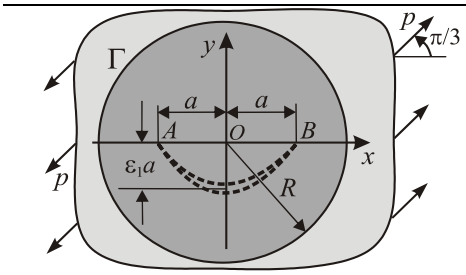


Рис. 8.107. Вплив відносної податливості з'єднувального шва c_0 кругової накладки та параметра кривини параболічної тріщини ε_1 на відносні КІН F_I (*а*), F_{II} (*б*) у лівій вершині тріщини $A = \omega_1(-1)$

Для порівняння впливів на підкріплену пластину податливостей неподатливого з'єднувального шва широкої накладки та заклепкового з'єднання приклепаної вздовж кругового контуру накладки (див. рис. 8.83) обчислені відносні КІН як функції параметра кривини параболічної тріщини ($\varepsilon_1 \in [0;1]$) та відносної податливості з'єднувального шва c_0 (рис. 8.107). Тут розглянуто одновісний розтяг напруженнями p ($q = 0$, $\gamma = \pi/2$) пластини, підкріпленої центральною круговою накладкою ($z_0 = (0; 0)$; $R = 2a$; $\varepsilon_2 = 1$; $\lambda_s = 4$). Враховуючи такі параметри, як податливість заклепкового з'єднання (8.129), відносна жорсткість заклепок (8.130) та відносна податливість з'єднувального шва (8.157), спостерігаємо якісно подібну поведінку КІН для вищезгаданих задач (див. рис. 8.107, рис. 8.83).

Для абсолютно м'яких накладок ($\lambda_s \to 0$) або дуже податливих з'єднувальних швів ($c_0 \to \infty$) отримано відомі числові результати для КІН для непідкріплених пластин з тріщинами [6, 85, 86].

8.6. ПРОГНОЗУВАННЯ ПЕРІОДУ ЗАРОДЖЕННЯ МАКРОТРІЩИНИ В ЗРАЗКАХ З КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРУЖЕНЬ

Під циклічним навантаженням елементи конструкцій, як правило, руйнуються в місцях концентрації напружень біля вирізів, галтелей, зварних швів тощо. Часто їх ресурс визначає період N_i до зародження втомної макротріщини. Основним фактором, від якого залежить час появи тріщини, є НДС в околі концентратора [120, 121]. За традиційного силового підходу [120] іноді важко визначити локальні напруження біля концентратора в елементі конструкції складної геометрії, а тим більше, коли існує декілька концентраторів, особливо за пружно-пластичних деформацій. Тому краще застосовувати деформаційні параметри, оскільки деформації можна не лише порахувати, а й виміряти безпосередньо [121].

Існує ряд методів (див. розд. 1.3.4.2), за якими можна оцінити локальні напруження і деформації в околі концентратора. Але вони дають задовільні результати лише за деформацій, менших 2 %; базуються на дослідженнях гладких зразків і також потребують знання розподілу напружень в околі концентратора. Відомі експериментальні методи визначення деформацій теж мають свої недоліки. Малогабаритні тензодавачі не можуть зафіксувати локальні деформації в околі дуже гострих вирізів; метод малобазисних сіток, навпаки, непридатний за великих радіусів концентратора, вимагає складного оптичного обладнання і малозастосовний до реальних конструкцій.

Нижче описано апробований на різних матеріалах експериментально-розрахунковий метод визначення розмаху пружної $\Delta\varepsilon_e^*$ та пружно-пластичної $\Delta\varepsilon^*$ локальних деформацій, обумовлених деформацією характеристичної зони передруйнування d^* у вершині концентратора (рис. 1.24), який базується на безпосередньому вимірюванні його розкриття δ по лінії, що проходить через

центр радіуса його вершини, із застосуванням давача переміщень [122]. Зауважимо, що при N_i = const величина $\Delta\varepsilon^*$ інваріантна відносно радіуса концентратора і геометрії зразка [123].

Випробовували зразки у вигляді смуг товщиною t = 4,4 мм, довжиною L_1 = 190 мм, L = 160 мм (рис. 8.108) із алюмінієвого сплаву В95пчТ2 ($\sigma_{0,2}$ = = 456 МПа, σ_B = 510 МПа, δ = 12 %, d^* = 0,1 мм для $N_i = 10^3$–10^6 циклів [124]). Зразки мають різноманітні бокові вирізи та отвори, розміри яких подано в табл. 8.16. Базову криву опору зародженню втомної макротріщини отримували на стандартних компактних зразках з базовим розміром W = 64 мм [123], за частоти 10 Гц і коефіцієнта асиметрії R = 0,05 циклу навантаження в лабораторному повітрі. За кількість циклів до зародження початкової макротріщини N_i брали таку, коли тріщина досягала довжини $a_i = d^*$ = 0,1 мм [120]. Пружну складову $\Delta\delta^e$ та повний розмах розкриття концентратора $\Delta\delta^t = \Delta\delta^e + \Delta\delta^p$ вимірювали за відомою методикою [123], а далі обчислювали пружну складову $\Delta\varepsilon_e^*$ та повний розмах $\Delta\varepsilon^*$ локальних деформацій за формулами (1.54) і (1.55), відповідно.

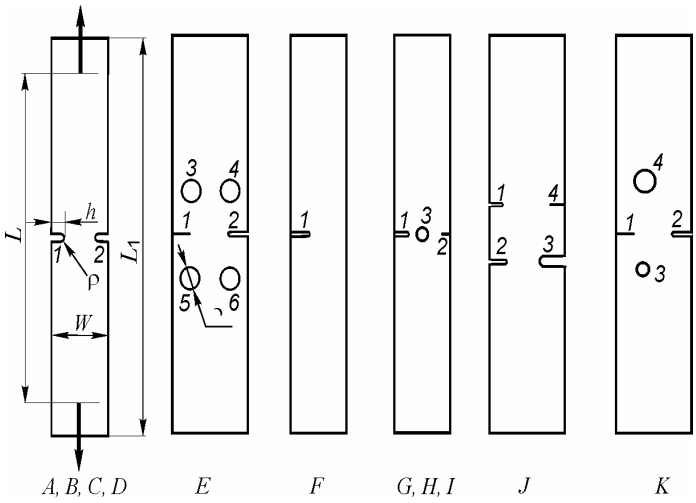


Рис. 8.108. Схеми випробуваних зразків

Таблиця 8.16

Геометричні характеристики зразків

Тип зразка	W, мм	№ вирізу чи отвору	ρ	h
			мм	
1	2	3	4	5
A	31	1 2	0,10 0,10	3,7 3,7
B	31	1 2	0,20 0,20	7,2 7,2

Продовження табл. 8.16

1	2	3	4	5
C	31	1 2	0,75 0,75	6,4 6,6
D	20	1 2	0,75 0,10	9,1 3,6
E	42	1 2 3 4 5 6	0,10 0,75 4,0 3,0 3,0 4,0	7,0 10,1 – – – –
F	22	1	0,75	9,8
G	31	1 2 3	0,75 0,10 1,50	8,3 4,0 –
H	31	1 2 3	0,1 0,1 1,35	3,8 3,7 –
I	31	1 2 3	0,2 0,2 3,0	5,3 5,3 –
J	41	1 2 3 4	0,65 0,75 3,00 0,10	8,1 10,1 15,0 5,7
K	41	1 2 3 4	1,5 0,1 2,0 5,0	18,5 9,6 – –

Побудовані за результатами випробувань стандартного компактного зразка з боковим вирізом залежності ($\Delta\varepsilon^*$, N_i) та ($\Delta\varepsilon_e^*$, N_i) є базовими для прогнозування періоду N_i в елементах конструкцій з концентраторами напружень (рис. 8.109). Залежність ($\Delta\varepsilon^*$, N_i) доволі точно можна описати співвідношенням [121]

$$\Delta\varepsilon^* = \varepsilon'_f (N_i)^m \ , \tag{8.159}$$

де для сплаву В95пчТ2 $\varepsilon'_f = 68{,}55$; $m = 0{,}454$. Звідки:

$$N_i = 10946(\Delta\varepsilon^*)^{-2{,}2} . \tag{8.160}$$

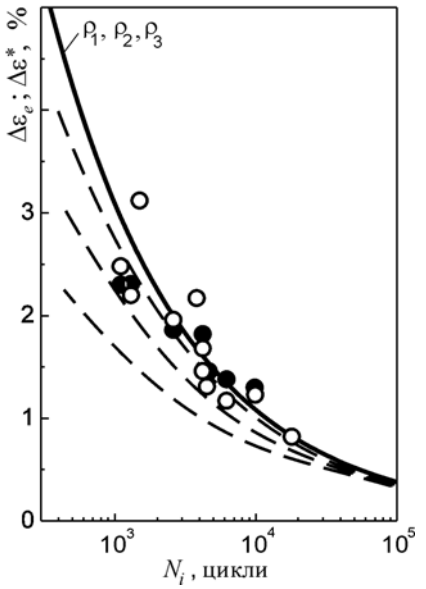


Рис. 8.109. Базова залежність кількості циклів N_i до зародження початкової макротріщини ($a_i = d^*$) від розмаху пружної складової $\Delta\varepsilon_e^*$ (штрихові лінії) та повного розмаху $\Delta\varepsilon^*$ (суцільна) локальної деформації для компактного зразка з вирізом ($\rho_1 = 0{,}1$ mm; $\rho_2 = 0{,}75$ mm; $\rho_3 = 4{,}0$ mm), а також порівняння прогнозованих (суцільна лінія) та експериментально-розрахунково встановлених (символи) даних для зразків довільної конфігурації: ● – $\Delta\varepsilon^*$ визначено безпосередньо за формулою (1.55); ○ – за апроксимаційною залежністю (8.161)

Оскільки величина $\Delta\varepsilon^*$ інваріантна відносно радіуса концентратора і геометрії зразка, то, вимірявши $\Delta\delta^t$ і порахувавши розмах $\Delta\varepsilon^*$ за формулою (1.55), для зразків довільної конфігурації (рис. 8.108) обчислили за співвідношенням (8.160) періоди $N_i^{\text{розр.}}$, які добре узгоджуються зі встановленими експериментально $N_i^{\text{експ.}}$ (табл. 8.17).

Таблиця 8.17

Порівняння розрахункових та експериментальних даних

Тип зразка	ρ, мм	$\Delta\varepsilon_e^*$, %	$\Delta\varepsilon^*$, %	B	k	$N_i^{\text{розр.}}\ 10^{-3}$, цикли		$N_i^{\text{експ.}}\ 10^{-3}$, цикли
						ф-ла (8.160)	ф-ла (8.163)	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
A	0,10 0,10	0,82 0,82	0,82 0,82	1,01 1,01	1,06 1,06	19,1	19,1 19,1	18
B	0,20 0,20	2,00 2,00	2,31	1,05 1,05	1,08 1,08	1,97	2,2 2,2	1,3
C	0,75 0,75	1,27 1,28	1,82	1,11 1,11	1,16 1,16	3,3	5,4 5,3	4,2
D	0,75 0,10	2,00 0,56	2,30	1,11 1,01	1,16 1,06	2	1,6 48,3	1,1
E	0,10 0,75	1,86 0,75	1,86	1,01 1,11	1,06 1,16	3,1	2,8 20,9	2,6
F	0,75	1,04	1,38	1,11	1,16	6,1	8,8	6,2

Продовження табл. 8.17

1	2	3	4	5	6	7	8	9
G	0,75 0,10 1,50	1,15 1,27 0,31	1,41	1,11 1,01 1,15	1,16 1,06 1,25	3,9	6,8 7 232	4,5
H	0,10 0,10 1,35	2,05 2,05 0,30	0,31	1,01 1,01 1,14	1,06 1,06 1,24	170	2,3 2,3 258	3,8
I	0,20 0,20 3,00	1,16 1,16 0,31	1,27	1,05 1,05 1,18	1,08 1,08 1,39	7,4	8 8 303	9,9
J	3,00 0,10 0,65 0,75	1,29 0,67 0,89 0,64	1,70	1,18 1,01 1,10 1,11	1,39 1,06 1,14 1,16	3,9	4 31 13,6 31	4,2
K	1,50 0,10 2,00 5,00	2,22 2,83 0,51 0,49	3,71	1,15 1,01 1,16 1,21	1,25 1,06 1,31 1,46	0,8	1 1,1 61 80	1,5

Після тривалого навантаження пластичну складову $\Delta\delta^p$ повного розмаху розкриття $\Delta\delta'$ зафіксувати неможливо (вона проявляється лише в перших циклах навантаження [123]), тобто встановити величину $\Delta\varepsilon^*$ стає проблематично. Тому прогнозувати тривалість періоду N_i доцільно за пружною складовою $\Delta\varepsilon_e^*$ повного розмаху локальної деформації, використовуючи певні апроксимаційні залежності, отримані експериментально. Аналіз даних (рис. 8.109) показав, що величини $\Delta\varepsilon_e^*$ та $\Delta\varepsilon^*$ при N_i = const пов'язані співвідношенням типу

$$\Delta\varepsilon^* = B(\Delta\varepsilon_e^*)^k, \tag{8.161}$$

де B та k – коефіцієнти, що залежать від радіуса концентратора ρ, оскільки величина $\Delta\varepsilon_e^*$ неінваріантна відносно нього (рис. 8.109). Зокрема, для сплаву В95пчТ2 маємо:

$$B = 1{,}13\rho^{0{,}046};\ k = 1{,}046 + 0{,}161\rho - 0{,}016\rho^2. \tag{8.162}$$

Тоді формула (8.160) набуде вигляду

$$N_i = 10946\left[B(\Delta\varepsilon_e^*)^k\right]^{-2{,}2}. \tag{8.163}$$

Тобто, у даному випадку процедура визначення довговічності на стадії зародження макротріщини така:

- на стандартному компактному зразку будуємо залежності ($\Delta\varepsilon_e^*$, N_i) та ($\Delta\varepsilon^*$, N_i) для різних радіусів ρ_j (j = 1, 2, 3 … n) вирізів (не менше трьох) і для даного матеріалу визначаємо коефіцієнти ε'_f, m, B і k базових залежностей (8.159) і (8.161).

- на зразку (елементі конструкції) довільної конфігурації вимірюємо розмахи лише пружної складової локальної деформації біля усіх вирізів, за формулою (8.163) встановлюємо величини $(N_i^{\text{розр.}})_j$ і вибираємо найменшу з них.

Такі значення $N_i^{\text{розр.}}$ добре узгоджуються з $N_i^{\text{експ.}}$ (табл. 8.17).

Таким чином, результати випробування зразків складної геометрії підтвердили правомірність використання запропонованого підходу. Маючи для заданого матеріалу залежності типу (8.160) або (8.163), можна з достатньою точністю спрогнозувати період N_i до зародження втомної макротріщини довжиною $a_i = d^*$ у конструкціях з концентраторами напружень на підставі замірів розмаху їх розкриття (пружної складової чи повного розмаху).

8.7. ПРОГНОЗУВАННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ЦИКЛІЧНО НАВАНТАЖУВАНИХ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ

Існують два основні підходи до аналізу втоми матеріалів і визначення довговічності N_f до руйнування елементів конструкцій. Перший – це визначення границі витривалості матеріалів шляхом побудови кривих втоми зразків конкретних матеріалів, тобто залежностей ($\Delta\sigma - N_f$) чи ($\Delta\varepsilon - N_f$), та розрахунок на цій основі допустимих напружень $\Delta\sigma$ чи деформацій $\Delta\varepsilon$ в елементі конструкції в заданих умовах експлуатації [125]. Другий – це встановлення періодів зародження N_i та розвитку N_p макротріщини в деформованому матеріалі і розрахунок довговічності N_f елемента конструкції в заданих умовах експлуатації, враховуючи, що $N_f = N_i + N_p$. Такий підхід дає змогу спостерігати за пошкодженістю елементів конструкції під час експлуатації, а також розраховувати їх залишковий ресурс [126, 127]. Тут важливо правильно вибирати параметри, що визначають НДС у тілі взагалі і в околі концентратора напружень зокрема та обирати моделі, які достовірно описують зародження і поширення тріщини.

Більшість відомих підходів визначення ресурсу ґрунтуються на кінетичних діаграмах втомного руйнування і враховують лише характеристики стадії росту тріщини. Для врахування періоду зародження тріщини на основі деформаційних критеріїв руйнування та концепції $\delta_к$-моделі запропоновано методи обчислення періодів N_i та N_p, які базуються на твердженні, що за тривалого циклічного навантаження зародження макротріщини та її ріст у деформованому матеріалі контролює максимальна розтягова деформація матеріалу ε_{max} [127–129]. Постулюють, що швидкість утворення одиниці поверхні втомної тріщини є однозначна функція локальної деформації під час і зародження макротріщини, і її росту, а структуру цієї функції встановлюють на стадії росту тріщини [129]. Однак тут не враховано, що на стадії росту

макротріщини проявляється ефект закриття, чого немає на стадії її зародження [130]. Крім того, з переходом від стадії зародження до поширення потрібний критерій довжини початкової макротріщини. Вважали [128, 129], що вона досягає межі пластичної зони в околі конструктивного концентратора напружень і надалі процеси в околі її вершини можна описати в межах лінійної механіки руйнування. Експериментально показано [130, 131], що цей перехід визначається розміром d^* характеристичної зони передруйнування, який набагато менший за розмір пластичної зони.

Нижче розглянуто метод визначення довговічності циклічно навантажуваних зразків з концентраторами напружень з допомогою уніфікованої моделі втомного руйнування [130, 132], яка розглядає тріщину як гострий виріз, а її ріст – як послідовність актів зародження. Процес зародження і поширення тріщини двопараметричний і за силового підходу визначається розмахом локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ та лінійним структурно-механічним параметром d^*, що є константою матеріалу для заданих умов випробовувань (див. розд. 1.3.5). Уніфікована модель дає можливість оцінити період N_i за діаграмою швидкостей росту втомної макротріщини (див. розд. 1.3.5.1).

Використовували зразки з алюмінієвого сплаву В95пчТ2 після гартування і старіння ($\sigma_{0,2}$ = 456 МПа, σ_B = 510 МПа, δ = 12 %, d^* = 0,1 мм). Досліджували компактні зразки (СТ) базового розміру W = 40 мм і завтовшки t = 4,4 мм з вирізами глибиною h і радіуса ρ = 0,75 та 1,9 мм та зразки-смуги (strip) завширшки W = 20 мм і завтовшки t = 4,4 мм із центральним отвором радіуса ρ = 1,6 та 2,5 мм за сталої амплітуди циклу навантаження з частотою 5...10 Гц і коефіцієнтом асиметрії R = 0,1 у повітрі. Зразки випробовували до повного руйнування, визначаючи період N_i до зародження макротріщини довжиною $a_i = d^*$, довговічність N_f до повного руйнування зразка і період поширення тріщини $N_p = N_f - N_i$.

За відомими методиками на СТ-зразках будували базові залежності ($\Delta\sigma_y^* - N_i$) на стадії зародження [130] та ($da/dN - \Delta K$) і ($da/dN - \Delta K_{eff}$) – на стадії поширення [126] тріщини (рис. 8.110 *а, б*). Для визначення розмаху локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$ спочатку обчислювали розмах номінальних $\Delta\sigma_{\text{nom}}$, потім для заданого радіуса вирізу ρ знаходили розмах максимальних напружень у вершині концентратора $\Delta\sigma_y(0)$ [14]. Для смуги з отвором використовували співвідношення $\Delta\sigma_y(0) = K_t \Delta\sigma_{\text{nom}}$, де K_t – теоретичний коефіцієнт концентрації напружень [133], а для компактного зразка розмах $\Delta\sigma_y(0)$ розрахували через КІН ΔK еквівалентної тріщини [14]. Далі, знаючи параметр d^* = 0,1 мм і функцію $f(x/\rho)$ розподілу напружень на продовженні вирізу [132], визначали розмах $\Delta\sigma_y^* = \Delta\sigma_y(0) \cdot f(x/\rho)$ при $x = d^*$ [14]. Величину $\Delta\sigma_y^*$ можна знайти також за співвідношенням $\Delta\sigma_y^* = K_f \Delta\sigma_{\text{nom}}$, де K_f – ефективний (циклічний) коефіцієнт концентрації напружень [134], який обчислюють за формулою (1.44).

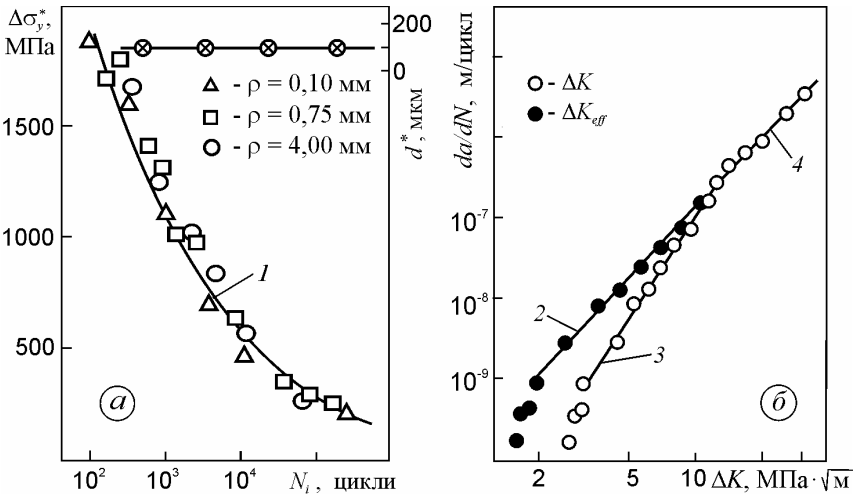


Рис. 8.110. Базові залежності $\Delta\sigma_y^* - N_i$ (*а*) та $da/dN - \Delta K$ і $da/dN - \Delta K_{eff}$ (*б*)
для алюмінієвого сплаву В95пчТ2:
лінія *1* – розрахунок за рівнянням (8.164); *2* – (8.166); *3* – (8.165 а); *4* – (8.165 б)

Для визначення розмахів ΔK і ΔK_{eff} використовували стандартні K-тарувальні криві та відому експериментальну методику оцінки закриття вершини тріщини [126].

Отриману базову залежність ($\Delta\sigma_y^* - N_i$) для сплаву В95пчТ2 описували аналітично рівнянням Басквіна (крива *1* на рис. 8.110 *а*)

$$\Delta\sigma_y^* N_i^{0,28} = 7704 \ , \tag{8.164}$$

а базові залежності ($da/dN - \Delta K$) і ($da/dN - \Delta K_{eff}$) – рівнянням Паріса (лінії *2, 3* і *4* на рис. 8.110 *б*):

$$da/dN = 3{,}65\cdot10^{-12}(\Delta K)^{4,42}, \text{ якщо } 3 < \Delta K \le 12, \tag{8.165 а}$$

$$da/dN = 2{,}48\cdot10^{-10}(\Delta K)^{2,79}, \text{ якщо } 12 < \Delta K \le \Delta K_{fc}, \tag{8.165 б}$$

$$da/dN = 4{,}4\cdot10^{-11}(\Delta K_{eff})^{3,31}, \text{ якщо } 2 < \Delta K_{eff} < 12. \tag{8.166}$$

Для алюмінієвих сплавів типу В95пчТ1(Т2, Т3) існує перелом на середній ділянці діаграми швидкостей росту втомної макротріщини [135], тому аналітично її характеризують рівняння (8.165 а) і (8.165 б).

Експериментально визначені періоди N_i, N_p та N_f подано в табл. 8.18. Під час розрахунків повну довговічність зразка описували залежністю, в якій на основі уніфікованої моделі чітко розмежовано головні стадії втоми [136]:

$$N_f = N_i + N_p = N_i\big|_{a=d^*} + \int_{d^*}^{a_c} da \ / \ f(\Delta K) \, , \tag{8.167}$$

де період N_i можна встановити за базовою залежністю (8.164) або за допомогою уніфікованої моделі за залежністю (8.166). Тому, задавши певний рівень локальних напружень $\Delta\sigma_y^*$, розрахункові періоди зародження тріщини визначали двома способами:

1) на підставі базової діаграми, яка інваріантна відносно геометрії зразка [130], за співвідношенням (8.164) маємо:

$$N_i^I = \left(C \Big/ \Delta\sigma_y^*\right)^{1/m} = \left(7704 \Big/ \Delta\sigma_y^*\right)^{3,57}; \qquad (8.168)$$

2) згідно з уніфікованою моделлю (див. розд. 1.3.5) за співвідношенням $\Delta K_{eff} = 0,886\Delta\sigma_y^*\sqrt{d^*}$ на підставі залежності (8.166) розраховували швидкість *da/dN* поширення тріщини і за формулою $N_i = d^*/(\,da/dN)$ встановлювали період N_i^{II} до зародження тріщини довжиною $a_i = d^* = 0,1$ мм. Цю процедуру можна записати так:

$$N_i^{II} = d^* \Big/ \left[4,4\cdot 10^{-11}\left(0,886\Delta\sigma_y^*\sqrt{d^*}\right)^{3,31}\right]. \qquad (8.169)$$

Період N_p росту тріщини до повного руйнування зразка, коли заданий розмах навантаження ΔP, розраховували за формулою

$$N_p = \int_{a_i}^{a_c} da \;\Big/\; f\left[\Delta K\left(\Delta P, a\right)\right], \qquad (8.170)$$

де функцію $f\,[\Delta K(\Delta P,\, a)]$ визначають рівняння (8.165 а) і (8.165 б) та K-тарувальні криві для заданої геометрії зразка. Тут інтеграл рахували методом трапецій, використовуючи табличний процесор Microsoft Excel. Поточні значення КІН для компактного зразка і смуги обчислювали за відомою методикою [126], підставляючи їх у співвідношення (8.165). Інтегрували з кроком-приростом тріщини $\Delta a = 0,05$ мм від величини $a_i = d^* = 0,1$ мм до a_c, тобто до моменту, коли розмах ΔK досягав критичного значення для даного матеріалу ($\Delta K_{fc} = 35,2$ МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$). Сума розрахованих періодів зародження N_i^{I} або N_i^{II} і поширення N_p тріщини визначала повну розрахункову довговічність N_f^{I} або N_f^{II} відповідно (табл. 8.18). Враховуючи співвідношення (8.167), (8.168), (8.169) та (8.170), можна записати такі вирази для довговічності циклічно навантажуваних елементів конструкцій з концентраторами напружень, виготовлених із алюмінієвого сплаву В95пчТ2:

$$N_f^I = N_i^I + N_p = \left(7704 \Big/ \Delta\sigma_y^*\right)^{3,57} + \int_{d^*}^{a_c} da \;\Big/\; f\left[\Delta K\left(\Delta P, a\right)\right], \qquad (8.171)$$

або

$$N_f^{II} = N_i^{II} + N_p = d^* \Big/ \left[4{,}4 \cdot 10^{-11} \left(0{,}886 \Delta\sigma_y^* \sqrt{d^*} \right)^{3{,}31} \right] + \int_{d^*}^{a_c} da \Big/ f\left[\Delta K\left(\Delta P, a \right) \right]. \quad (8.172)$$

Зіставлення розрахункових та експериментальних значень показує, що ця методика, використовуючи обидва способи розрахунку, досить точно передбачає періоди зародження та поширення тріщини і, як наслідок, загальну довговічність зразка (див. табл. 8.18). Другий спосіб дав дещо занижені значення періоду зародження, порівняно з експериментальними, і різниця між ними зростає з переходом від мало- до багатоциклової області втоми (рис. 8.111). В результаті у багатоцикловій області отримуємо прогнозовані значення з деяким запасом довговічності зразків (до 38 %).

Таблиця 8.18

Порівняння довговічностей зразків, отриманих експериментально та розрахунково

Тип зразка	ρ, мм	h, мм	ΔP, кН	$\Delta\sigma_{nom}$, МПа	K_t	K_f	$\Delta\sigma_y^*$, МПа
СТ	0,75	22,6	1,62	250	3,9	3,17	792
		9,2	2,70	116	5,5	4,35	515
		17,3	1,40	119	4,7	3,73	451
		18,0	0,90	92	4,4	3,56	328
		14,6	1,04	69	5,0	4,00	280
	1,9	13,4	4,23	253	3,4	2,92	767
		8,8	4,50	187	3,6	3,10	602
		9,3	2,79	120	3,6	3,09	386
		10,4	2,07	98	3,5	3,06	311
Смуга з отвором	1,6	–	13,95	195	2,6	2,27	450
		–	12,60	171	-//-	- // -	394
		–	9,90	134	-//-	- // -	310
		–	8,82	119	-//-	- // -	276
		–	8,10	110	-//-	- // -	253
	2,5	–	15,30	232	2,4	2,17	514
		–	10,30	157	-//-	- // -	347
		–	9,00	136	-//-	- // -	302
		–	8,55	130	-//-	- // -	287

Продовження табл. 8.18

Тип зразка	ρ, мм	Експеримент, цикли $\cdot 10^{-3}$			Розрахунок, цикли $\cdot 10^{-3}$				
		N_i	N_p	N_f	N_i^{I}	N_i^{II}	N_p	N_f^{I}	N_f^{II}
СТ	0,75	4,5	1,5	6	3,6	3,7	1,6	5,2	5,3
		12,5	8	20,5	16,9	15,2	11,1	28	26,3
		26	12,3	38,3	27,4	23,6	13,6	41	37,2
		109	33	142	85,9	67,2	31	116,9	98,2
		195	50,5	245,5	151,7	113,1	58,6	210,3	171,7
	1,9	4	0,38	4,38	4,05	4,08	0,52	4,57	4,6
		9,5	1,7	11,2	9,67	9,1	2,09	11,76	11,19
		55	11,7	66,7	48,1	39,4	10,1	58,2	49,5
		110	18,4	128,4	104,8	80,5	19,1	123,9	99,6
Смуга з отвором	1,6	32,8	5,6	38,4	30,8	26,22	5,65	36,45	31,87
		43	6	49	44,5	36,7	8,36	52,86	45,06
		102	13	115	105,9	81,3	16,6	122,5	97,9
		135	24	159	160,6	119,1	23,07	183,67	142,17
		191	26	217	218,2	157,7	29,3	247,5	187
	2,5	18	3,3	21,3	17,1	15,3	2,92	20,02	18,22
		69	6,4	75,4	69,94	55,58	5,98	75,92	61,56
		118	12,8	130,8	115,7	88,1	11,7	127,4	99,9
		173	10,6	183,6	139,1	104,4	12,7	151,8	117,1

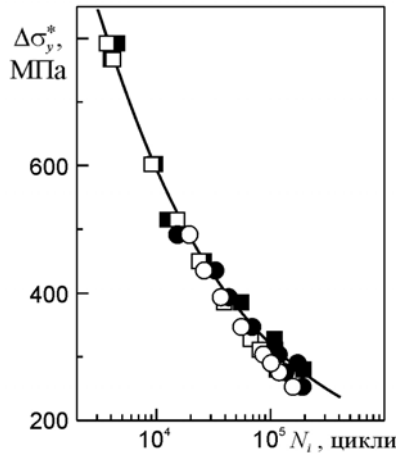


Рис. 8.111. Порівняння періодів N_i до зародження макротріщини, отриманих експериментально (■,●) та розрахунково: лінія – за формулою (8.168): □,○ – за формулою (8.169) для компактних зразків (□, ■) та смуг з отвором (○, ●)

Таким чином, на підставі запропонованої уніфікованої моделі втомного руйнування з єдиних позицій можна прогнозувати довговічність циклічно навантажуваних елементів конструкцій з геометричними концентраторами напружень на різних стадіях їх втоми, базуючись лише на діаграмах циклічної тріщиностійкості, встановлених на стадії росту макротріщини. При цьому такий прогноз дає дещо менші значення довговічності порівняно з експериментальними, тобто отримуємо певний запас живучості елемента конструкції.

ЛІТЕРАТУРА до розділу 8

1. *Замула Г.Н., Иерусалимский К.М.* Анализ расчетных методов оценки прочности авиационных конструкций / Тр. центрального аэродинамического ин-та. – 1998. – Вып. 2631. – С. 81–92.
2. *Дмитриев В.Г., Чижов В.М.* Основы прочности и проектирование силовой конструкции летательных аппаратов. – М.: ЦАГИ, 2005. – 414 с.
3. *ГОСТ 25.101-83.* Расчеты и испытания на прочность. Методы схематизации случайных процессов нагружения элементов машин и конструкций и статистического представления результатов. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 26 с.
4. *Стрижиус В.Е.* Уравнение кривой усталости при квазислучайном нагружении элементов продольного набора крыла неманевренного самолета // Ученые записки ЦАГИ. – 1988. – **XXIX**, № 3–4. – С. 144–152.
5. *Стрижиус В.Е.* Исследование закономерностей суммирования усталостных повреждений при сложном программном нагружении элементов крыла транспортного самолета // Там же. – 2006. – **XXXVII**, № 1–2. – С. 106–115.
6. *Механика* разрушения и прочность материалов: Справ. пос. в 4-х т. / Под общ. ред. В.В. Панасюка. – К.: Наук. думка, 1988–1990. – Т. 2: Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами / М. П. Саврук. – 1988. – 620 с.
7. *Емельянов С.И.* Использование методов линейной механики разрушения для обработки результатов испытаний на остаточную прочность // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – № 1. – С. 24–28.
8. *Bowie O.L.* Analysis of an infinite plate containing radial cracks originating at the boundary of an internal circular hole // J. Math. and Phys. – 1956. – **35**, № 1. – P. 60–71.
9. *Burck L.H., Rau C.A.* fatigue crack propagation from small holes in linear arrays // Int. J. Fract. – 1973. – **2**, № 1. – P. 43–51.
10. *Newman J.C.* Jr. An improved method of collocation for the stress analysis of cracked plates with various shaped boundaries // NASA Technical Note TND-6367. – 1971.
11. *Carmwright D.J., Parker A.P.* Opening mode stress intensity factors for cracks in pin-loads joist // Int. J. Fract. – 1982. – **18**, № 1. – P. 65–78.
12. *Определение* напряженно-деформированного состояния и условий зарождения усталостных трещин в прямоугольной пластине с отверстием / В.В. Панасюк, Г.С. Иваницкая, О.П. Осташ и др. // Физ.-хим. механика материалов. –1983. – № 5. – С. 70–77.
13. *Панасюк В.В., Иваницкая Г.С., Осташ О.П.* Напряженно-деформированное состояние образцов, применяемых для исследования зарождения и роста трещин // Пробл. прочности. – 1991. – № 10. – С. 9–17.

14. *Panasyuk V.V., Ivanitska V.V., Ostash O.P.* A new approach to the determination of the macrocrack nucleation period near a stress concentrator // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1993. – **16**, № 4. – P. 453–464.

15. *Newman J.C.* Jr. Stress-intensity factors and crack-opening displacements for round compact specimens // Int. J. Fract. – 1981. – **17**, № 6. – P. 567–578.

16. *Доценко А.М.* К вопросу об определении коэффициента интенсивности напряжений в полосе с центральным отверстием // Сб. работ по выносливости авиационных конструкций. Тр. ЦАГИ. – М.: ЦАГИ, 1972. – Вып. 1417. – С. 37–41.

17. *Karlsson A.* Stress intensity factors for crack emanating at holes // SAAB-SCANIA AB Report FKVH RO-3267 and Linkoping Institute of Technology Report № 96, Linkoping, 1977.

18. *Karlsson A., Backlund J.* Summary of SIF design graphs for crack emanating from circular holes // Int. J. Fract. – 1978. – **14**, № 6. – P. 589–596.

19. *Панасюк В.В.* Про одну просторову задачу теорії пружності для ізотропного тіла з еліптичною тріщиною // Прикл. механіка. – 1962. – **8**, № 3. – С. 248–257.

20. *Irwing G.R.* The crack extension force for a part through crack in a plate // Trans. ASME: J. Appl. Mech. – 1962. – **29**, № 4. – P. 651–654.

21. *Newman J.* A review and assessment of stress intensity factors for surface cracks. Part-through crack fatigue life prediction // ASTM STP687. – Philadelphia Pa., 1979. – P. 16–42.

22. *Newman J., Raju I.* An empirical stress intensity factor equation for the surface crack // Engng. Fract. Mech. – 1981. – **15**. – P. 185–192.

23. *Newman J., Raju I.* Stress intensity factor equations for cracks in three dimensional finite bodies // ASTM STP791. – Philadelphia Pa., 1983. – P. 238–265.

24. *Hall L.R., Shah R.C., Engstrom W.L.* Fracture and fatigue crack growth behavior of surface flaws and flaws originating at fastener holes // Technical Report, AFFDL-TR-74-47. – Air Force Flight Dynamics Laboratory, Wright-Patterson Air Force, Ohio, 1974.

25. *Shah R.C.* Stress intensity factors for through and part-through crack originating at fastener holes // Mechanics of Crack Growth. ASTM STP 590. – Philadelphia Pa., 1976. – P. 429–459.

26. *Kullgren T.E., Smith F.W.* Part-elliptical cracks emanating from open and loaded holes in plates // Trans ASME: J. Eng. Mater. and Technol. – 1979. – **101**, № 1. – P. 12–17.

27. *Smith S.H.* Fatigue crack growth behaviour of C-5A wing control points // Baltelle's Columbus Laboratories Technical Report ASD-TR-74-18. – 1974.

28. *Broek D.* Applicability of fracture toughness data of surface flaws and to corner crack at holes // Nat. Aerospace Inst. Report TR 71033, Amsterdam, 1971.

29. *Broek D.* Cracks at structural holes MCIC-75-25 // Metals and Ceramic Information Center, Columbus, 1975. – 44 p.

30. *Hall L.R., Finger R.W.* Fracture and fatigue growth of partially embedded flaws // Technical report AFFDL-TR-70-144. – 1970. – P. 235–262.

31. *Health B.J., Grandt A.F.* Jr. Stress intensity factors for coalescing and single corner flaws along a hole bore in a plate // Engng. Fract. Mech. – 1984. – **19**, № 4. – P. 665–673.

32. *Sorensen A.* Some design considerations for tear resistant airplane structures // Institute of the Aeronautical Sciences, Preprint № 618. – New York, 1956.

33. *Swift T.* Fracture analysis of adhesively bonded cracked panels // J. Eng. Mater. Technol. – 1978. – **100**. – P. 10–15.

34. *Rich T.P., Ghassem M.M., Cartwright D.J.* Fracture diagrams for cracked stiffened panels // Eng. Fract. Mech. – 1985.– **21**, № 5. – P. 37–49.

35. *Каландия А.И.* Математические методы двумерной упругости. – М.: Наука, 1973. – 304 с.

36. *Партон В.З., Морозов Е.М.* Механика упруго-пластического разрушения. – М.: Наука, 1974. – 416 с.

37. *Григолюк Э.И., Толкачев В.М.* Контактные задачи теории пластин и оболочек. – М.: Машиностроение, 1980. – 411 с.

38. *Черепанов Г.П.* Механика разрушения композитных материалов. – М.: Наука, 1983. – 296 с.

39. *Vogt F.* The load distribution in bolted or riverted joints in light-alloy structures // RAE Report No. SME 3300, Oct. 1944, Royal Aircraft Establishment, Farnborough, or NACA TM 1135.

40. *Budiansky B., Wu Tai Tl.* Transfer of load to a sheet from a rivet-attached stiffener // J. of Mathematics and Physics. – 1961. – **40**, № 2. – P. 142–162.

41. *Lubkin J.L., Lewis L.C.* Adhesive shear flow for an axially-loaded finite stringer bonded to an infinite sheet // Quart. J. Mech. and Appl. Math. – 1970. – **33**, № 4. – P. 521–533.

42. *Swift T.* Development of the fail-safe design features of the DC-10 // ASTM Symp. on Damage Tolerance in Aluminium Aircraft Structures. – Toronto, 21–26 June, 1970.

43. *Черепанов Г.П., Рыбаков Л.С.* К расчету клепанных панелей // Прикл. механика. – 1977. – **13**, № 8. – С. 3–7.

44. *Barrois W.* Stresses and displacements due to load transfer by fasteners in structural assemblies // Eng. Fract. Mech. – 1978. – **10**, № 1. – P. 115–176.

45. *Максименко В.Н., Фильштинский Л.А.* Передача нагрузки от ребра жесткости к анизотропной оболочке в случае наличия между ними склеивающего слоя // Прикл. механика. – 1978. – **14**, № 8. – С. 64–69.

46. *Greif R., Sanders J.L.* The effect of a stringer on the stress in a cracked sheet // J. Appl. Mech. – 1965. – **32**, № 1. – P. 59–66.

47. *Каландия А.И.* К задаче об усилении пластинок // Тр. Тбилис. матем. ин-та АН Груз. ССР. – 1967. – **33**. – С. 45–56.

48. *Lakshmikantham C.* Analysis of cracks in wide orthotropic plate with longitudinal stiffeners // Trans. ASME. – 1974. – E40, № 4.

49. *Агаян К.Л.* Об одной контактной задаче для бесконечной пластины с трещиной, усиленной упругими накладками // Изв. АН Арм. ССР. Сер. Механика. – 1976. – **29**, №4. – С. 3–15.

50. *Жоржолиани Г.Т.* Задача растяжения пластинки, усиленной ребром жесткости // Тр. Тбилис. матем. ин-та. – 1983. – **73**. – С. 82–87.

51. *Yahsi O.S., Erdogan F.* A note on the cracked plates reiforced by a line stiffener // Eng. Fract. Mech. – 1983. – **18**, № 6. – P. 1211–1215.

52. *Theocaris P.S., Bardzokas D.* Reinforcement of a cracked plate by a loaded strip-inclusion // Ing. - Arch. – 1985. – **55**, № 1. – P. 45–56.

53. *Theocaris P.S., Bardzokas D.* The influence of a finite stringer on the stress intensities around cracks in plates // Eng. Fract. Mech. – 1981. – **14**, № 2. – P. 493–506.

54. *Terada H., Nakajima T.* Analysis of stress intensity factor of a crack approaching welding beam // Int. J. Fract. – 1985. – **27**, № 2. – P. 83–90.

55. *Chu C.-C.* Arbitrarily oriented cracks in a reinforced sheet // J. Appl. Mech. – 1985. – **52**, № 3. – P. 13–18.

56. *Загорский И.А., Максименко В.Н.* Оценка развития трещины в оребренных панелях // Пробл. прочности. – 1991. – № 3. – С. 63–68.

57. *Romauldi J.P., Frasier J.T., Irwin G.R.* Crack-extension-force near a riveted stiffener // NRL, Memorandum Report N4956. – October, 1957.

58. *Bloom J.M., Sanders J.L.* The effect of a riveted stringer on the stress in a cracked sheet // J. Appl. Mech. – 1966. – **33**, № 3. – P. 561–570.

59. *Черепанов Г.П., Мирсалимов В.М.* О воздействии ребер жесткости на развитие трещины // Изв. АН Азер. ССР. Сер. физ.-техн. и матем. наук. – 1969. – № 1. – С. 7–11.

60. *Poe C.C.* Stress-intensity factors for a cracked sheet with riveted and uniformly spaced stringers // NASA TR R-358. – 1971. – 62 p.

61. *Swift T.* The effects of fastener flexibility and stiffener geometry on the stress intensity in stiffened cracked sheet // Prospects Fract. Mech. (Leyden). – 1974. – P. 419–436.

62. *Переславцев Е.Г.* Расчет коэффициентов интенсивности напряжений в вершинах трещин для подкрепленного листа, содержащего ряд трещин вдоль одной прямой // Тр. ЦАГИ. – 1979. – Вып. 1988. – 20 с.

63. *Переславцев Е.Г.* Расчет коэффициентов интенсивности напряжений для прямолинейных трещин, расположенных вблизи края подкрепленной панели // Моск. ин-т инженеров гражд. авиации. – М., 1983. – 46 с. – (Деп. в ЦНТИ ГА 14.09.83, №181 га Д83).

64. *Шкараев С.В.* Напряжение около трещины у края подкрепленной пластины // Физ.-хим. механика материалов. – 1985. – **21**, №6. – С. 93–94.

65. *Arin K.* A note on the effect of lateral bending stiffness of stringers attached to a plate with a crack // Eng. Fract. Mech. – 1975. – **7**, № 1. – P. 173–179.

66. *Dowrick G., Cartwright D.J.* Biaxial stress effects in a reinforced cracked sheet // J. Strain Anal. Eng. Des. – 1984. – **19**, №1. – P. 61–69.

67. *Erdogan F., Arin K.* A sandwich plate with a part-thought and a debonding crack // Eng. Fract. Mech. – 1972. – **4**, № 3. – P. 449–458.

68. *Блум Д.М.* Влияние клепанного стрингера на напряжение в листе с круговым вырезом // Прикл. механика: Тр. амер. общества инж.-механиков – 1966. – **33**, №1. – С. 186–188.

69. *Саврук М.П., Кравець В.С.* Підкріплення тонкої пластини з тріщинами системою паралельних стрингерів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1994. – **30**, № 1. – С. 96–105.

70. *Саврук М.П., Кравець В.С.* Плоскі задачі теорії пружності для підкріплених пластин з тріщинами // Там же. – 1995. – **31**, № 3. – С. 68–83.

71. *Кравець В.С.* Напружено-деформований стан і гранична рівновага підкріплених накладками пластин з тріщинами: Автореф. дис. … канд. фіз.-мат. наук. – Львів, 1996. – 18 с.

72. *Саврук М.П., Кравець В.С.* Підкріплення пластин з тріщинами пружними накладками // Пр. Наук. т-ва ім. Шевченка. Т. 1: Геологія, геофізика, хемія, біохемія, матеріалознавство, механіка матеріалів. – Львів: Наук. т-во ім. Шевченка, 1997. – С. 494–512.

73. *Саврук М.П., Кравець В.С.* Підкріплення пластин з тріщинами двома системами взаємно перпендикулярних стрингерів // Прикл. механика. – 1998. – **34**, № 7. – С. 64–72.

74. *Кравець В.С.* Напружений стан підкріпленої стрингерами пластини з тріщиною вздовж заклепкового шва / Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів і конструкцій / Під заг. ред. О.Є. Андрейківа, Й.Й. Лучка. – Львів: Каменяр, 1998. – С. 477–485.

75. *Кравець В.С.* Вплив розривів приклепаних стрингерів на пружну та граничну рівновагу пластини з тріщиною // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – **35**, № 3. – С. 39–47.

76. *Кравець В.С.* Про вплив розривів приклепаних стрингерів на міцність підкріпленої пластини з тріщиною // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій (вип. 2): в 3-х т. / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: Каменяр, 1999. – Т. 2. – С. 290–294.

77. *Кравець В.С.* Вплив розірваних стрингерів на напружений стан пластини з отвором // Тези доп. всеукр. конф. ”Сучасні проблеми механіки”, Львів, 5–8 грудня 2005р. – Львів, 2005. – С. 43–44.

78. *Creager M., Liu A.F.* The effect of reinforcements on the slow stable tear and catastrophic failure of thin metal sheet // AIAA Paper. – 1971. – P. 71–113.

79. *Harris G.H., Ojalvo J.U., Hooson R.E.* Stress and deflection analysis of mechanically fastened joints // AFFDL – TR-70-49, Wright-Patterson AFB, Ohio, May 1970.

80. *Rooke D.P., Cartwright D.J.* Stress intensity factors for collinear crack in a stiffened sheet // Int. J. Fract. – 1975. – **14**, № 2. – P. 61–64.

81. *Ivanits'ka G.S., Kravets'V.S., Semenets'O.I.* Reifocement of a cracked plate by a system of parallel stringers // Advancedy in Fracture Resistance in Materials. – New Delhi: Tata McGraw – Hill Publ., 1996. – V.1. – P. 347–354.

82. *Мирсалимов В.М.* Некоторые задачи конструкционного торможения трещины // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – **22**, № 1. – С. 84–88.

83. *Dowrick G., Cartwright D.J., Rooke D.P.* The effects of repair patches on the stress distribution in a cracked sheet // Numer. Methods Fract. Mech. Proc. 2nd Int. Conf. – Swausea. – 1980. – P. 763–775.

84. *Мусхелишвили Н.И.* Некоторые основные задачи математической теории упругости. – М.: Наука, 1966. – 707 с.

85. *Панасюк В.В., Саврук М.П., Дацышин А.П.* Распределение напряжений около трещин в пластинах и оболочках. – К.: Наук. думка, 1976. – 443 с.

86. *Саврук М.П.* Двумерные задачи упругости для тел с трещинами. – К.: Наук. думка, 1981. – 324 с.

87. *Саврук М.П., Осив П.Н., Прокопчук И.В*. Численный анализ в плоских задачах теории трещин. – К.: Наук. думка, 1989. – 248 с.

88. *Панасюк В.В.* Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.

89. *Черепанов Г.П.* Механика хрупкого разрушения. – М.: Наука, 1974. – 640 с.

90. *Кравець В.С.* Напружений стан підкріпленої стрингерами пластини з отвором // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: ФМІ НАН України, 2004. – С. 181–186.

91. *Переславцев Е.Г.* Расчет коэффициентов интенсивности напряжений для трещин, расположенных в зоне подкрепленного отверстия, и коэффициентов концентрации напряжений на контуре отверстия // Моск. ин-т инженеров гражд. авиации. – М., 1983. – 98 с. – Деп. в ЦНТИ ГА 14.09.83, №180 га Д83.

92. *Максименко В.Н., Приказчик Л.И., Хан Ю.Н.* Влияние приклепанных стрингеров на напряженное состояние в анизотропной пластине с эллиптическим отверстием или трещиной // Прочность и колебания авиац. конструкций. – Казань: КАИ, 1984. – С. 10–15.

93. *Максименко В.Н.* Влияние приклепанных ребер жесткости на развитие трещин возле отверстия // ПМТФ. – 1988. – № 2. – С. 133–140.

94. *Гришин В.И., Бегеев Т.К.* Коэффициенты интенсивности напряжений в пластине с центральной поперечной трещиной, усиленной накладками из композитного материала // Механика композит. материалов. – 1986. – № 4. – С. 696–700.

95. *Lee K.L., Kim O.W.* Stress intensity factor for shet-reinforced and cracked plate subjected to remote normal stress // Eng. Fract. Mech. – 1998. – **61**. – P. 461–468.

96. *Arin K., Barnes R.A.* A circular plate attached to another cracked plate through circumferential welding // Proc. Int. Conf. Fract. Mech. and Technol. – Hong Kong, 1977. – **2**. - P. 1213–1226.

97. *Chen Yi-Heng.* A finite notched plate stiffened by a smaller circular disk // Int. J. Eng. Sci. – 1988. - **26**, № 2. – P. 127–133.

98. *Chen Yi-Heng, Hans-Georg Hanh.* Interaction of a stiffener with a crack in an anisotropic sheet // Eng. Fract. Mech. – 1989. – **33**, № 6. – P. 887–895.

99. *Bardzokas D., Exadaktylos G.E., Anastaselos G.* The effect of stringers and patches on the stress intensities around cracks in plates // Ibid. – 1996. – **55**, № 6. – P. 935–955.

100. *Chandra Rames, Guruprasad K.* Numerical estimation of stress intensity factors in patched cracked plates // Ibid. – 1987. – **27**, № 5. – P. 559–569.

101. *Young A., Cartwright D.J., Rooke D.P.* The boudary element method for analysing repair patches on cracked finite sheets // Aeron. J. – 1988. – **92**, № 920. – P. 416–421.

102. *Ong C.Z., Shen S.B.* Some results on metal and composite patch, reinforcement of aluminum honeucomb panel // Theor. Appl. Fract. Mech. – 1991. – **16**, № 2. – P. 145–153.

103. *Tarn J.-Q., Shek K.-L.* Analysis of cracked plates with a bonded patch // Eng. Fract. Mech. – 1991. – **40**, № 6. – P. 1055–1065.

104. *Саврук М.П., Кравець В.С.* Вплив приклепаної широкої накладки на напруження в пластині з тріщинами // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – **34**, № 1. – С. 37–46.

105. *Savruk M.P. and Kravets V.S.* The solutions of elasticity problems for cracked plates stiffened by patches. In: Fracture from Defects. – Proceedings of the 12th Bienniel Conference on Fracture – ECF 12 – Sheffild: – EMAS Publishing, 1998. – V.2. – P. 1005–1010.

106. *Кравець В.С.* Вплив податливості дискретного з'єднання на підкріплену широкою накладкою нескінченну пластину з тріщиною // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій / За заг. ред. О.Є. Андрейківа, Й.Й. Лучка. – Львів: Каменяр, 2000. – С. 114–122.

107. *Кравец В.С.* О влиянии подкрепляющей пластинки на распределение напряжений в листе с трещиной // Механика и физика разрушения композитных материалов и конструкций. Тез. докл. 1 Всесоюз. симп., Ужгород, 21–23 сент. 1988. – Ужгород, 1988. – С. 43.

108. *Саврук М.П., Кравець В.С.* Напружений стан підкріпленої накладкою пластини з тріщиною // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1991. – **27**, № 4. – С. 33–40.

109. *Кравец В.С.* Влияние подкрепляющей накладки эллиптической формы на упругое состояние пластины с трещиной // Тр. XVI науч. конф. молодых ученых Ин-та механики АН УССР, Киев, 21-24 мая 1991 г. – К.: Ин-т механики АН УССР, 1991. – Ч.1. – С. 107–111. – Деп. в ВИНИТИ 12.11.91, № 4259-В91.

110. *Кравец В.С., Саврук М.П.* Упругое равновесие пластин с отверстиями и трещинами, подкрепленных широкими накладками // VII Всесоюз. съезд по теорет. и прикл. механике, Москва, 15–21 авг. 1991г. (Аннотации докл.). – М., 1991. – С. 206.

111. *Саврук М.П., Кравец В.С.* Влияние подкрепляющих накладок на распределение напряжений в пластинах с трещинами // Прикл. механика. – 1993. – **29**, № 3. – С. 48–55.

112. *Саврук М.П., Кравець В.С.* Розв'язування задач про підкріплення пластин з тріщинами пружними накладками методом сингулярих інтегральних рівнянь // Тези доп. міжнар. симпоз. "Методи дискретих особливостей в задачах математичної фізики", Харків, 24–26 травня 1993р. – С. 334–335.

113. *Савин Г.Н.* Распределение напряжений около отверстий – К.: Наук. думка, 1968. – 888 с.

114. *Ратвани М.М.* Исследование напряжений в клеевых слоистых конструкциях, ослабленных трещинами // Ракет. техника и космонавтика. – 1979. – **17**, № 9. – С. 77–85.

115. *Максименко В.Н., Павшок В.Н.* Влияние приклеенных накладок на интенсивность напряжений в вершинах трещин в анизотропной пластине // Прикл. механика. – 1989. – **25**, № 5. – С. 69–75.

116. Analytical estimation of stress intensity factors in patched cracked plates / *R. Chandra, M.V. Murthy, T.S. Ramamurthy, A.K. Rao.* // Engng. Fract. Mech. – 1985. – **21**, № 3. – P. 479–494.

117. *Jones R., Calliman R.J.* Finite element analysis of patched cracks // J. Struc. Mech. – 1979. – **7**, № 2. – P. 107–130.

118. *Sanders J.L.* Effect of a stringer of the stress concentration due to a crack in a thin sheet // NASA Nechn. Rep., R-13. – 1959. – P. 1–10.

119. *Sethuraman R., Maiti S.K.* Determination of mixed mode stress intensity factors for a crack-stiffened panel // Engng. Fract. Mech. – 1989. – **33**, № 3. – P. 355–369.

120. *Осташ О.П., Панасюк В.В., Костик Є.М.* Уніфікована модель зародження та росту втомних макротріщин. Ч. 1: Застосування силових параметрів механіки руйнування матеріалів на стадії зародження тріщини // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 1. – С. 7–21.

121. *Осташ О.П., Панасюк В.В., Костик Є.М.* Уніфікована модель зародження та росту втомних макротріщин. Ч. 2: Застосування деформаційних параметрів механіки руйнування матеріалів на стадії зародження тріщини // Там же. – 1998. – № 3.– С. 55–66.

122. *Чепіль Р.В., Осташ О.П., Маковійчук І.Р.* Прогнозування періоду зародження макротріщини в зразках з концентраторами напружень // Там же. – 2002. – № 3. – С. 58–62.

123. *Деформаційний* підхід до оцінки періоду зародження та росту втомної макротріщини / В.В. Панасюк, О. П. Осташ, Є. М. Костик, Р. В. Чепіль // Там же. – 1995. – № 5. – С. 7–21.

124. *Визначення* розміру зони передруйнування як параметра процесу втоми матеріалів / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, І.Р. Маковійчук, Р.В. Чепіль // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій (вип. 2): в 3-х т. / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: Каменяр, 1999. – Т. 1. – С. 114–117.

125. *Прочность* материалов и элементов конструкций в экстремальных условиях / Под ред. Г.В. Писаренко. – К.: Наук. думка, 1980. – Т. I. – 531 с., Т. II. – 767 с.

126. *Механика* разрушения и прочность материалов: Справ. пос. в 4-х т. / Под общ. ред. В.В. Панасюка. – К.: Наук. думка, 1988–1990. – Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин и др. – 1990. – 680 с.

127. *Панасюк В. В.* Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.

128. *Андрейкив А.Е., Дарчук А.И.* Усталостное разрушение и долговечность конструкций. – К.: Наук. думка, 1992. – 183 с.

129. *Андрейкив А. Е.* Расчетная модель для определения периода зарождения усталостной макротрещины // Физ.-хим. механика материалов. – 1976. – № 6. – С. 27–30.

130. *Осташ О.П., Панасюк В.В.* К теории зарождения и роста усталостных трещин // Там же. – 1988. – № 1. – С. 13–21.

131. *Осташ О.П.* Определение периода зарождения усталостной макротрещины у концентраторов напряжений // Там же. – 1990. – № 4. – С. 55–60.

132. *Ostash O.P., Panasyuk V.V.* A unified approach to fatigue macrocrack initiation and propagation // Int. J. Fatigue. – 2003. – **25**, № 8. – P. 703–708.

133. *Peterson R. E.* Stress concentration design factors. – New Jork: John. Wiley, 1974.

134. *Ostash O.P., Panasyuk V.V.* Fatigue process zone at notches // Int. J. Fatigue. – 2001. – **23**, № 7. – P. 627–636.

135. *Низкотемпературная* циклическая трещиностойкость высокопрочных алюминиевых сплавов на стадиях зарождения и роста трещины / О.П. Осташ, Е.М. Костык, В.Г. Кудряшов и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1990. – № 3. – С. 40–49.

136. *Прогнозування* довговічності циклічно навантажуваних елементів конструкцій / О.П. Осташ, Р.В. Чепіль, В.В. Віра, В.Т. Жмур-Клименко // Там же.– 2005. – № 4. – С. 39–44.

РОЗДІЛ 9

РЕСУРС АВІАЦІЙНИХ КОНСТРУКЦІЙ ПІСЛЯ ДОВГОТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

9.1. ПРОБЛЕМИ СТАРІЮЧИХ ЛІТАКІВ

Більшість літаків типу АН-12, АН-24, ТУ-134, ТУ-154, ИЛ-62, ИЛ-76 тощо розраховані на 15–20 років експлуатації, проте окремі з них мають термін служби 25–40 років, тобто проектні ресурси перевищено більш як вдвічі [1, 2]. У зв'язку з цим виникає проблема обґрунтування методології продовження ресурсу старіючих літаків. Для підтримання льотної придатності парку таких літаків, продовження терміну їх служби необхідні спеціальні роботи, щоб підвищити міцність, витривалість, корозійну тривкість та опір КР авіаконструкцій. Треба, щоб у межах встановленого часу (льотні години, кількість польотів, роки експлуатації) пошкодження елементів конструкцій внаслідок втоми, корозії тощо не викликали аварійну або катастрофічну ситуацію. Тому слід змінити ідеологію забезпечення ресурсу літаків. По-перше, відмовитися від принципу безпечного ресурсу (safe-life), який передбачає відсутність втомних тріщин в експлуатації. Вважали (як виявилося, невиправдано), що достатньо час напрацювання, встановлений лабораторно, поділити на "хороший" коефіцієнт η (за формулою (1.2), див. розд. 1.1) і тріщин в експлуатації не буде. По-друге, необхідно реформувати систему капітальних ремонтів літаків. Такі зміни ідеології призвели до аналізу допустимості пошкод (damage tolerance) авіаконструкцій: визначення швидкості росту можливих дефектів в основних елементах конструкції, залишкової міцності, періодичності оглядів. В результаті коректують перелік робіт під час технічного обслуговування літака, встановлюють критичні місця і методи НК. Отримані дані є базою для заміни капітальних ремонтів на контрольно-відновні. Такий підхід, зокрема, зумовлював можливість експлуатації літаків АН-32 за технічним станом [1]. В основі такої експлуатації лежить періодична (один раз протягом 2–3 років) ревізія характеристик ресурсу, яка включає:

- аналіз умов експлуатації і навантаженості групи літаків;
- аналіз даних випробувань у лабораторії;
- дослідження технічного стану кожного примірника літака;
- аналіз досвіду експлуатації парку літаків даного типу.

Результатом цих досліджень є уточнення переліку робіт під час технічного обслуговування літака: деталізація переліку оглядів, замін і ремонтів елементів конструкції і обладнання.

Для підтримання льотної придатності і продовження ресурсу літаків:

- аналізують фактичні умови експлуатації, у тому числі спектр навантажень і характеристик середовища;
- оцінюють дані випроб на втому конструкції літака;
- розраховують витривалість, ріст тріщин, залишкову міцність, витрати ресурсу;
- аналізують досвід експлуатації літаків даного типу і фактичний технічний стан конкретного літака.

Незважаючи на великий об'єм обов'язкових розрахунків, пріоритетне значення мають натурні експериментальні дослідження. Наприклад, АНТК "Антонов" володіє однією з найбільших у Європі лабораторією міцності, в якій можна проводити статичні, втомні, віброакустичні і динамічні натурні випробування літаків, у тому числі найпотужніших у світі АН-124 (рис. 9.1). Дані про час напрацювання лідерів парку літаків типу АН-12 і АН-24 свідчать (табл. 9.1), що кількість циклів навантаження в лабораторних умовах набагато перевищує проектний ресурс літаків.

Таблиця 9.1

Ресурс літаків типу "Антонов" на стадіях проектування, випробувань і експлуатації

Тип літака	Ресурс			
	призначений	фактичний	стендовий	економічно доцільний
АН-12	12 000 год	40 000 год, 15 000 польотів, 41 рік	47 480 польотів	45 000 год, 16 000 польотів, 45 років
АН-24	20 000 год, 10 років	56 000 год, 44 000 польотів, 34 роки	129 800 польотів	62 000 год, 45 000 польотів, 40 років
АН-32	20 000 год, 15 000 польотів	6 500 год, 5 600 польотів, 16 років	42 600 польотів	40 років

Це гарантує ефективне функціонування конструкції літака протягом призначеного ресурсу. Під час втомних випробувань виявляють критичні місця конструкції, в яких можливе зародження тріщин; опрацьовують методи НК і призначають типи приладів для контролю конструкції в експлуатації; виконують ремонти конструкції та перевіряють їх ефективність. Як правило, випробовують на витривалість протягом двох проектних ресурсів. Після цього додатково до тріщин, що зародилися, в конструкцію вносять вирізи і досліджують ріст тріщини та визначають залишкову міцність. Особливо цінну інформацію дають лабораторні випробування літаків після довготривалої експлуатації.

Іншим важливим напрямком є розрахунок НДС критичних місць конструкції і аналіз її навантаженості в експлуатації. Це важливо для правильної інтерпретації результатів досліджень, забезпечення точності розрахунків на живучість, розробки переліку робіт з технічного обслуговування в експлуатації. Для оцінки навантаженості конструкції використовують експлуатаційні дані про параметри польоту (злітна вага, вага вантажу, висота, тривалість і тип польоту), а також про повторюваність перевантажень у центрі тяжіння конкретного літака. На їх підставі, враховуючи досвід експлуатації літаків даного типу, розробляють розрахункові методики оцінки залишкового ресурсу авіаконструкцій, базуючись на сучасних вимогах нормативно-технічних документів (FAR-25, AC 25.571) про допустиму пошкоджуваність.

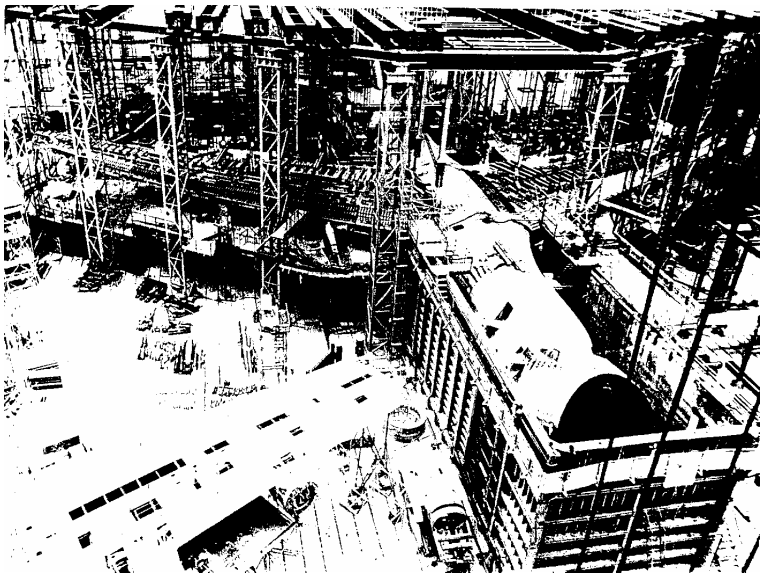


Рис. 9.1. Натурні випробування літака АН-124

Необхідно виділити чотири проблеми старіючих літаків, які вимагають уваги під час експлуатації:

- непридатність конструкції до контролю;
- низька тріщиностійкість старих матеріалів порівняно зі сучасними;
- можливість КР;
- небезпека множинного пошкодження.

Перші дві проблеми – це наслідок донедавна застосовуваного принципу безпечного ресурсу, який не вимагав конструктивно-технологічних заходів для поліпшення доступу під час огляду конструкції і забезпечення сповільненого росту дефектів. Для вирішення першої з них постійно вдосконалюють програми оглядів, враховуючи досвід експлуатації парку літаків і результати лабораторних випробувань. Зокрема, кожен літак типу “Антонов” з терміном

служби більше 20 років оглядає комісія в складі: експерт з міцності і ресурсу, спеціалісти з НК і зі систем радіоелектронного обладнання. Такий контроль проводять кожні 2–3 роки, а для літаків з терміном служби понад 30 років – кожні 1–2 роки.

Встановлено, що зі збільшенням терміну експлуатації зростає розкид даних про витривалість, швидкість росту тріщин і в'язкість руйнування авіаційних матеріалів. Крім цього, старі матеріали порівняно зі сучасними менш тріщиностійкі, тобто критичні розміри тріщин у старих матеріалах менші, що зумовлює вищі вимоги до якості оглядів конструкції. Детальніше деградацію властивостей матеріалів розглянемо нижче.

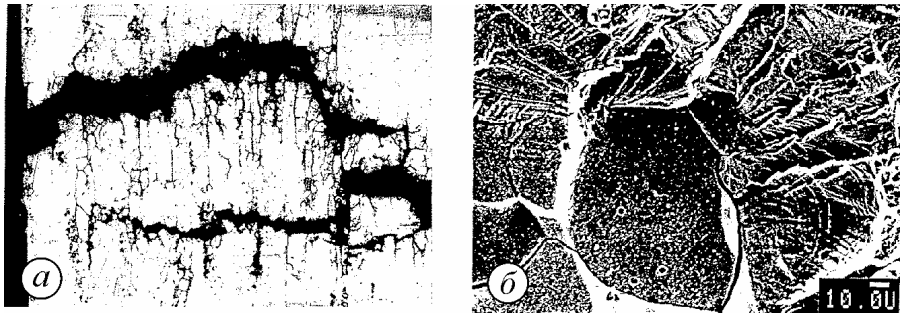


Рис. 9.2. Корозійно-механічне руйнування матеріалу пояса лонжерона літака АН-12 з терміном служби 28 років:

а – втомні тріщини, пороутворення та розшарування структури; *б* – межі зерен і фасетки відколу

Для старіючих літаків особливо важливою є проблема корозії і КР. По-перше, ніколи не проектували літаки, враховуючи корозію, тобто в конструкцію не закладали надлишок товщини матеріалу під можливі корозійні втрати металу. По-друге, не кожен антикорозійний засіб достатньо ефективний; більшість з них непрозорі і липкі, що зумовлює накопичення бруду і погіршення умов для огляду. Під впливом довкілля в окремих критичних місцях конструкції розвивається приповерхнева розшаровувальна корозія (exfoliation). Складніше явище – корозія під напруженням (stress corrosion), виявлення якої потребує висококваліфікованого використання засобів НК. На рис. 9.2 показано приклад руйнування матеріалу пояса лонжерона літака АН-12. Тут спостерігається взаємодія втомного руйнування і КР, що вимагає розроблення спеціальних критеріїв оцінки міцності і ресурсу конструкції старіючих літаків з такими пошкодами.

Це особливо стосується множинного пошкодження (multiple–site damage). Швидкість його поширення значно вища, а передбачуваність набагато нижча, порівняно з одиночним дефектом [3], особливо за циклічних навантажень (рис. 9. 3). Встановлено [1], що у разі множинного пошкодження після тривалої експлуатації крила літака АН-24 (рис. 9.4) руйнівними були напруження усього 250 МПа. Також показано [4], що в цих умовах критичні довжини

тріщин зменшуються на порядок (рис. 9.5); КІН у момент руйнування обшивки крила зі сплавів Д16Т і В95Т1 рівний 0,4...0,5 K_c, де K_c – в'язкість руйнування панелі з одиничним дефектом [2].

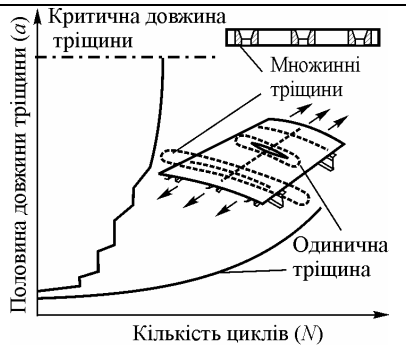


Рис. 9.3. Кінетика одиничної і множинних втомних тріщин в обшивці літака

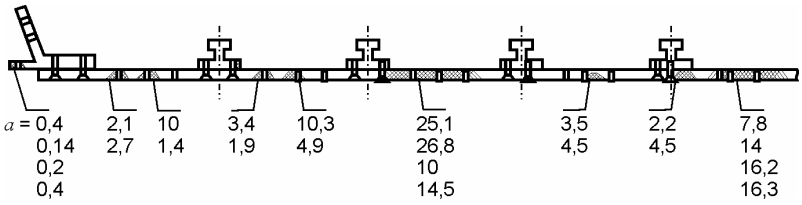


Рис. 9.4. Множинні пошкодження крила літака АН-24.

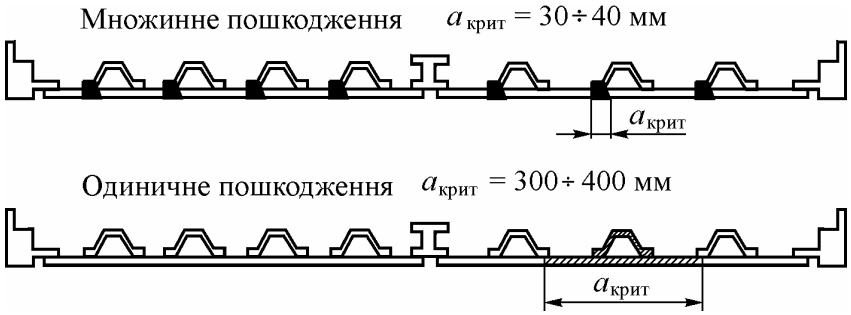


Рис. 9.5. Порівняння критичного розміру тріщини у статично навантажуваній нижній поверхні крила зі сплаву Д16Т за одиничного і множинного пошкоджень

Таким чином, обґрунтування залишкового ресурсу літаків після довготривалої експлуатації є комплексна, ще до кінця не вирішена проблема, окремі завдання якої можна зобразити у вигляді структурної схеми (рис. 9.6), дещо модифікованої проти поданої раніше [5]. Більшість з цих завдань сьогодні успішно вирішують, а окремі вже розв'язані, оскільки стосуються оцінок та розрахунків ще на стадії проектування. У цій монографії зупинимося детальніше на завданні 2.3 (див. схему на рис. 9.6), оскільки залишковий ресурс авіаконструкцій можна надійно оцінити тільки на підставі характерис-

тик міцності, витривалості і тріщиностійкості, що властиві конструкційним матеріалам у заданий момент часу їх служби. Тому необхідно знати поправкові коефіцієнти, які встановлюють, наскільки змінилися ці характеристики проти вихідних (у стані постачання) властивостей матеріалів.

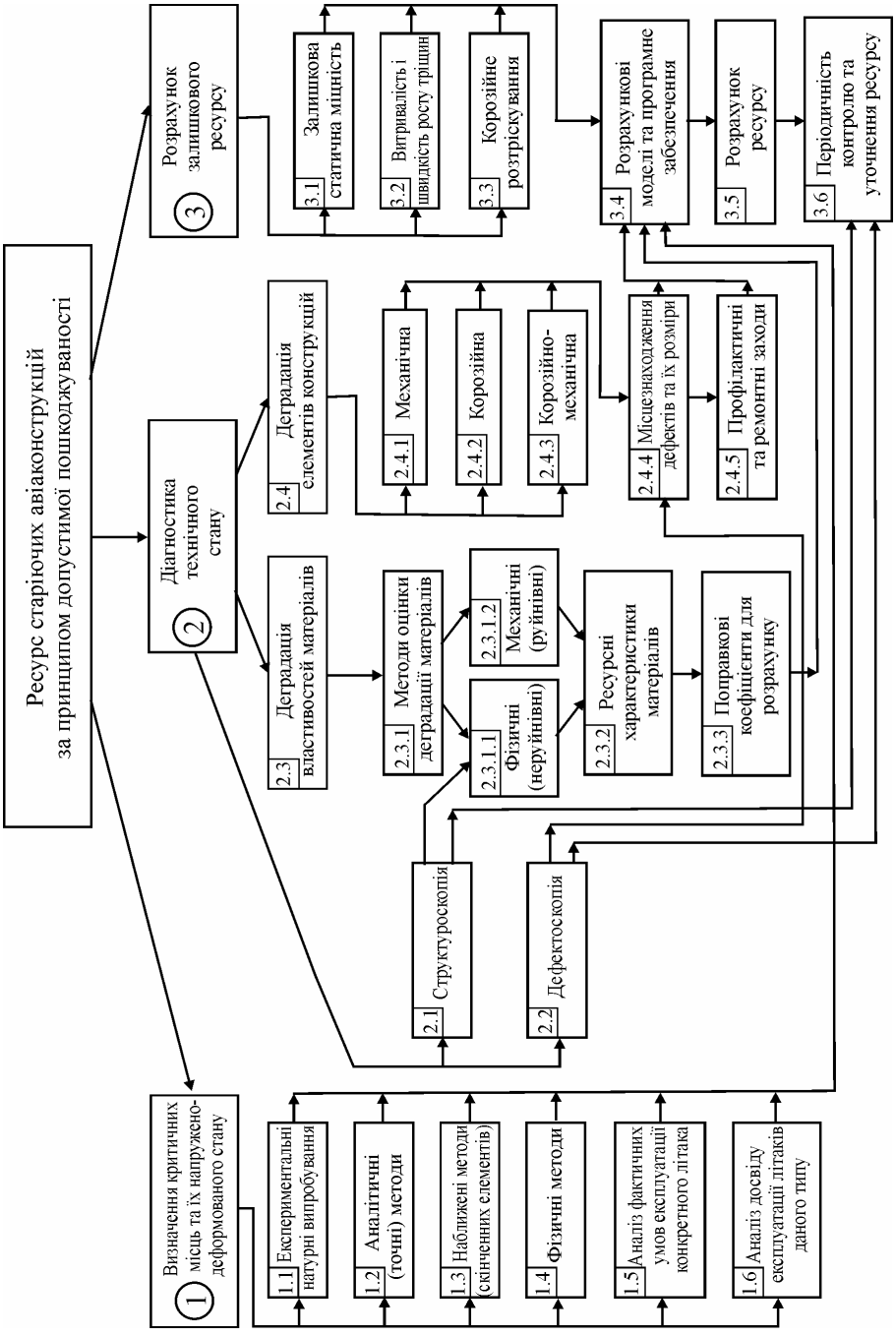


Рис. 9.6. Структурна схема визначення залишкового ресурсу авіаконструкцій після довготривалої експлуатації

Оцінюючи технічний стан і залишковий ресурс об'єктів тривалої експлуатації, необхідно розрізняти поняття деградації конструкційних матеріалів чи елементів конструкції. *Деградація конструкційного матеріалу* – це зміни під час тривалої експлуатації його структурно-фазового стану і мікроструктурної пошкоджуваності (пори, мікротріщини), які знижують функціональні (службові) характеристики матеріалу.

Деградація елемента конструкції – це накопичення корозійних (загальна і міжкристалітна корозія) та механічних і корозійно-механічних (макротріщини) дефектів, які зумовлюють падіння його несучої здатності. Оцінюють це явище засобами дефектоскопії, тобто встановлюють місцезнаходження, кількість і розміри дефектів. Надалі деякі з них усувають під час ремонту, а інші враховують, визначаючи НДС елемента конструкції з тріщиною і його залишковий ресурс.

Деградацію властивостей конструкційних матеріалів на сьогодні практично не враховують, визначаючи залишковий ресурс елементів конструкцій. Його, як правило, розраховують за результатами дефектоскопічного контролю і вихідними (як на стадії проектування) механічними характеристиками матеріалів. Проте, залежно від технології їх виробництва і умов експлуатації (характеру механічних навантажень, агресивності експлуатаційного середовища тощо), ці характеристики можуть змінюватися. Деградацію властивостей конструкційних матеріалів оцінюють руйнівними і неруйнівними методами. Першими на основі випробувань т. зв. зразків-свідків чи зразків, вирізаних з тривало експлуатованих елементів конструкцій, встановлюють істинні ресурсні характеристики матеріалів і відповідні поправкові коефіцієнти для розрахунку залишкового ресурсу. Крім цього, на відповідних зламах зразків вивчають мікромеханізми руйнування, а фізичними методами мікроаналізу структурно-фазового стану встановлюють причини зміни механічних характеристик і механізму руйнування.

У багатьох випадках вищевказаний підхід застосувати неможливо, тому вживають неруйнівні методи діагностики стану матеріалів, зокрема металографію і стуктуроскопію. Структуроскопія – це встановлення мікроструктурних і механічних параметрів матеріалів за вимірами їх структурно-чутливих фізичних властивостей, наприклад, питомої електропровідності, коерцитивної сили, магнітної проникності, термоелектрорушійної сили тощо. Такий підхід значною мірою якісніший, а для кількісних оцінок необхідно встановлювати кореляційні залежності між фізичними і структурно-механічними характеристиками матеріалів. При цьому структуроскопія відіграє особливу роль для моніторингу деградації властивостей матеріалів у конструкціях тривалої експлуатації і встановленні періодичності їх контролю.

9.2. ДЕГРАДАЦІЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛІВ

Деградація матеріалів у конструкціях тривалої експлуатації в літературі висвітлена вкрай незадовільно. На сьогодні відсутні загальноприйняті та експериментально перевірені критерії, які б ґрунтувалися на певних механічних чи фізичних властивостях матеріалів і надійно встановлювали ступінь деградації конструкційних матеріалів та падіння (або стабільність) їх ресурсних характеристик. Вважають [6], що стандартні механічні властивості ($\sigma_{0,2}$; σ_B; δ; ψ) слабо змінюються під час експлуатації. Перспективніші тут характеристики статичної і циклічної тріщиностійкості [6, 7], зокрема інтенсивність зміни J-інтеграла [6] і ефективний пороговий розмах КІН $\Delta K_{th\ eff}$ [7]. Дослідження пластин з центральною тріщиною зі сплаву Д16Т, вирізаних із старих і нових конструкцій літаків, показали [8], що параметр K_c змінюється у діапазоні 69...140 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$. Верхні значення властиві неексплуатованим матеріалам підвищеної чистоти, а нижні отримані на зразках, вирізаних із старих конструкцій, і можуть бути обумовлені старою технологією виробництва сплавів і різними експлуатаційними факторами. В праці [9] порівняно діаграми швидкостей росту втомної тріщини, отримані на зразках товщиною 3,5...4 мм з пресованих панелей сплаву Д16чТ у вихідному стані і сплаву Д16Т після напрацювання 10 років в умовах експлуатації (16 600 польотів, 15 600 год), а також сплаву В95пчТ1 у вихідному стані і після натурних випробувань у лабораторії (143450 модельованих польотів). Зафіксовано після напрацювання двократне підвищення (сплав Д16Т) або пониження (сплав В95пчТ1) швидкості росту тріщини у низькоамплітудній і практично її незмінність у високоамплітудній областях діаграми (рис. 9.7). Незначний негативний вплив напрацювання на витривалість пластин з отвором (рис. 9.8) зауважено також у праці [1].

Показано [10], що експлуатація протягом 9,5 років зварних конструкцій з алюмінієвого сплаву АМг6 під напруженням 120…130 МПа в агресивному робочому середовищі практично не змінила характеристики ЦТ металу в різних зонах зварного з'єднання порівняно з вихідним.

Випробування на витривалість авіаційних конструкцій виявили суттєвіший вплив напрацювання [2]. Встановлено (рис. 9.9), що довговічність крила літака після експлуатації може становити 30...80% від довговічності нового крила ($N_{\text{експл.}}$ – кількість польотів в експлуатації; ΔN – кількість циклів навантаження на стенді, який моделює політ, до руйнування крила старого літака; $N_{\text{вих.}}$ – кількість циклів стендових випробувань крила нового літака). Отримані закономірності пов'язано з пришвидшеним зародженням і поширенням вищерозглянутого множинного пошкодження внаслідок тривалої експлуатації, яка також спричиняє зниження характеристик тріщиностійкості матеріалів обшивки крила літака [2]. Встановлено також (рис. 9.10), що

порівняно з матеріалами у вихідному стані в'язкість руйнування до 20 % нижча, а швидкість росту втомної тріщини у 1,5–3,5 рази вища в матеріалах старих літаків з терміном служби понад 20 років.

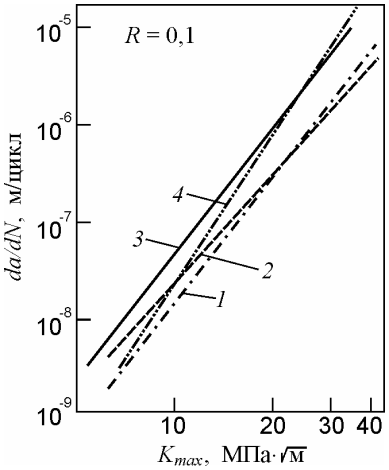


Рис. 9.7.

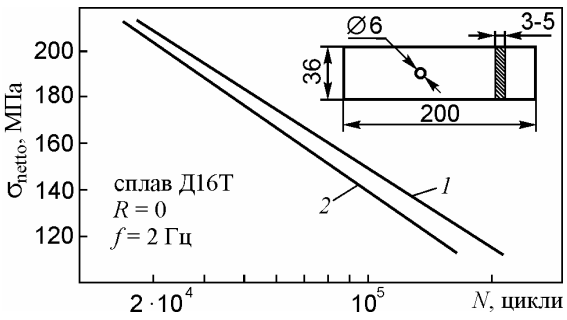


Рис. 9.8.

Рис. 9.7. Вплив напрацювання на швидкість росту втомних тріщин у пресованих панелях: *1* – сплав Д16чТ у вихідному стані; *2* – після напрацювання; *3* – сплав В95пчТ1 у вихідному стані; *4* – після напрацювання

Рис. 9.8. Витривалість зразків з конструктивним концентратором напружень матеріалу у вихідному стані (лінія *1*) та після експлуатації 25 років (лінія *2*)

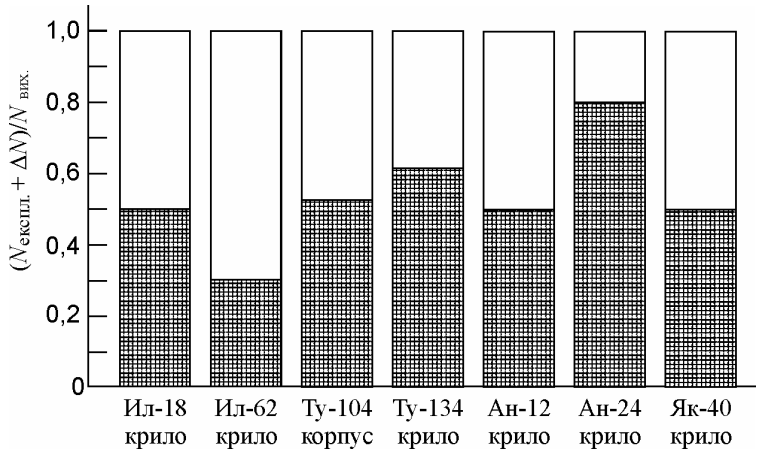


Рис. 9.9. Відносна довговічність крила нових (світле поле) і старіючих (темне) літаків

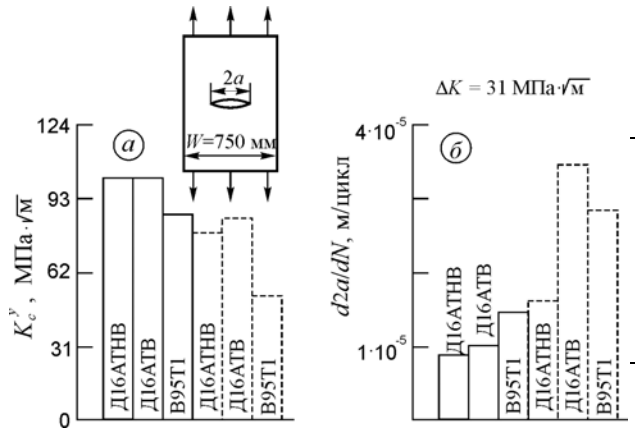


Рис. 9.10. Тріщиностійкість за статичного (*а*) і циклічного (*б*) навантажень алюмінієвих сплавів у вихідному стані (суцільне поле) і після експлуатації 20 років (штрихове)

Стандартні механічні характеристики слабочутливі до зміни тонкої структури алюмінієвих сплавів. Показано [11], що для низькоміцного алюмінієвого сплаву, легованого 3% Mg, величини $\sigma_{0,2}$; σ_B і твердість *HV* за Віккерсом не залежать від часу старіння до 5000 год в інтервалі температур 353...433 К. Для середньоміцного алюмінієвого сплаву, легованого 4% Mg і 1% Mn, параметри σ_B і *HV* в цих умовах також незмінні, проте значення $\sigma_{0,2}$ монотонно зменшується на 10 % за температури старіння 393 К і на 30 % – за 433 К.

Таким чином, розраховуючи залишковий ресурс старіючих літаків, необхідно враховувати деградацію властивостей конструкційних матеріалів, проте методологія такого підходу ще не розроблена. Проблема тепер ось у чому: для встановлення поправкових коефіцієнтів під час розрахунку ресурсу (задача 2.3.3, див. рис. 9.6) потрібно визначити, які з механічних характеристик авіаційних матеріалів найчутливіші до деградації матеріалів, а також, за якими мікроструктурними особливостями та фізичними характеристиками матеріалів можна діагностувати цей процес.

9.3. ДЕГРАДАЦІЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ ТИПУ Д16Т

Експлуатаційну деградацію досліджували на матеріалі обшивки літака АН-24 (сплав Д16Т), що експлуатувався понад 25 років (45870 год, 31950 польотів). За вихідний стан (постачання) взято матеріал (сплав Д16чТ), що виготовлений у сучасних умовах виробництва і може мати дещо відмінні проти виготовленого 25–30 років тому (сплав Д16Т) характеристики. Тому їх порівняння має певну умовність і для цього використано літературні дані для сплавів типу Д16 в стані постачання.

Для моделювання деградації сплаву Д16чТ у лабораторних умовах, виходячи з умов експлуатації літаків, вважали, що структурні зміни в матеріалі під час експлуатації можуть спричинити у першу чергу два фактори: термоак-

тивоване старіння внаслідок сонячного нагріву або тепловиділення двигунів, а також термодеформаційне, коли до нагріву додається вплив механічних напружень внаслідок турбулентності повітряних потоків та навантажень на етапах зліт–посадка. Температуру нагріву вибрано в інтервалі 20…190ºС, що відповідає температурам природного і штучного старіння сплавів типу Д16Т. Циклування матеріалу при заданій температурі здійснювали за циклічно-розтягальних (R = 0,1) номінальних напружень 80 МПа протягом N = 100 000 циклів навантаження з частотою 5…10 Гц. Механічні напруження вибрано приблизно рівними половині границі витривалості гладкого зразка зі сплаву типу Д16Т.

Характеристики короткочасової міцності і пластичності. Розглянемо зміну стандартних механічних характеристик сплаву Д16чТ після змодельованої деградації (табл. 9.2). Границя його міцності у стані постачання знаходиться на рівні 445…460 МПа. Якщо у цьому стані матеріал піддати циклічним навантаженням (нациклуванню) за нормальної температури, то границя міцності практично не змінюється. Зі зростанням температури попереднього нагріву до 100ºС спостерігається тенденція до її зниження як для матеріалу після нагріву, так і після нагріву та циклування: ці значення знаходяться на рівні 445…455 і 435…450 МПа відповідно. Після нагріву до 190ºС границя міцності далі знижується (425…440 МПа), тоді як для сплаву, що зазнає нагріву та циклування, вона в межах розкиду даних, що відповідала 100ºС (440…445 МПа). Таким чином, після модельної деградації нагрівом границя міцності сплаву знижується на 20 МПа, тоді як за нагріву з циклуванням залишається практично сталою. Якщо порівняти значення границі міцності сплаву Д16чТ після модельної деградації і експлуатованого сплаву Д16Т (див. табл. 9.2), то бачимо, що значення останнього на 40 МПа вищі. Цю невідповідність можна пов’язти, як наголошувалось вище, з різною технологією виробництва листів із сплавів Д16чТ і Д16Т.

Таблиця 9.2

Зміна характеристик короткочасової міцності і пластичності сплавів Д16чТ і Д16Т після змодельованої і експлуатаційної деградації

Матеріал		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	*HRB*	H_μ^{50}, ГПа
Стан постачання		320...325	445...460	18...20	57...63	1,23
Після нагріву до	100°С	325...330	445...455	20...22	55...65	–
	190°С	290...295	425...440	21...24	50...65	1,10
Після нациклування ($N = 10^5$, $\Delta\sigma_{nom}$ = 80 МПа) при	20°С	320...325	440...460	18...21	55...65	–
	100°С	320...325	435...450	13...17	58...70	–
	190°С	370...380	440...445	7...8	65...74	1,40
Після експлуатації 25 років (сплав Д16Т)		360...365	490...500	10...11	55...60	1,53

Примітка: усереднені значення H_μ^{50} визначено на поверхні зразків без плакувального шару.

Значення границі текучості сплаву Д16чТ після попереднього нагріву та нагріву з циклуванням при 20 та 100ºС однакові і знаходяться на рівні 320…325 МПа (табл. 9.2). Подальший нагрів (190ºС), як і для границі міцності, спричинює її зниження до 295…300 МПа, а після нагріву з циклуванням при 190ºС отримуємо протилежну тенденцію – зростання до 370…375 МПа, тобто до значень, що характеризують експлуатований матеріал (360…365 МПа).

Зниження границь міцності та текучості на 8…10% для сплаву Д16чТ після попереднього нагріву до температур 100 та 190ºС спричинило ріст його пластичності: відносне видовження зросло на 15 і 25% відповідно. Для сплаву, що зазнавав нагріву до 190ºС з циклуванням за незмінної границі міцності та зросту границі текучості на 15%, відносне видовження зменшилось більш як вдвічі і становило 7…8% проти 18…22% у вихідному стані. Як і для границі текучості, ці значення сумірні із характеристикою пластичності експлуатованого сплаву, що становить 10…11 % (табл. 9.2).

Що стосується твердості, то для неї характерний широкий діапазон розкиду даних. Та все ж певні тенденції можна зауважити (табл. 9.2). Для сплаву, підданому попередньому нагріву до 100ºС, вона залишається незмінною і після нагріву до 190ºС дещо знижується внаслідок розширення нижньої межі розкиду даних. Твердість сплаву після нагріву з циклічними навантаженнями незначно зростає з підвищенням температури від 20 до 190ºС. Порівняння цих даних з отриманими для експлуатованого сплаву показує їх узгодження, окрім нагріву та циклування при 190ºС. Мікротвердість також слабо реагує на модельну і експлуатаційну деградацію сплаву (табл. 9.2). Отримано (подібно до зміни твердості *HRB*) лише певну тенденцію до зростання (на 14 %) мікротвердості сплаву після його модельної деградації. Проте, на відміну від твердості *HRB*, мікротвердість сплаву після експлуатації також зростає і навіть дещо перевищує величину H_{μ}^{50} для сплаву після змодельованої деградації.

Отже, границя міцності та твердість виявилися слабочутливі до деградаційних змін сплаву після довготривалої експлуатації. Натомість, характеристики пластичності сплаву, зокрема відносне видовження, досить чутливі. Крім цього, експлуатаційну деградацію стандартних механічних властивостей алюмінієвого сплаву Д16Т в обшивці літака можна змоделювати в лабораторних умовах багатоцикловим навантаженням ($N = 10^5$ циклів при $\Delta\sigma_{nom} = 80$ МПа $\approx 0{,}5\Delta\sigma_w$, де $\Delta\sigma_w$ – границя витривалості гладкого зразка сплаву типу Д16Т) за температури його штучного старіння (до 190ºС).

Характеристики циклічної тріщиностійкості. ЦТ визначали за відомою методикою, оцінюючи також закриття втомної макротріщини і значення ΔK_{eff} (див. розд. 1.3.3) на дискових компактних зразках з крайовою тріщиною (базовий розмір $W = 40$ мм, товщина $t = 1$; 1,65; 2,0 мм) за частоти циклів 5...10 Гц і коефіцієнта асиметрії $R = 0{,}1$ у повітрі та 3,5%-му водному розчині NaCl при 20ºС.

Зразки сплаву Д16Т, що вирізані з обшивки літака, який знаходився у експлуатації понад 25 років, демонструють порогову ΔK_{th} та критичну ΔK_{fc}

ЦТ рівною 3,6 і 38 МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$ відповідно, що є майже на рівні характеристик ЦТ сплаву Д16чТ в стані постачання (табл. 9.3). Порівняння діаграми швидкостей росту тріщини експлуатованого матеріалу з літературними даними показує (рис. 9.11), що вона знаходиться у смузі розкиду даних сплавів типу Д16 у стані постачання. Таким чином, важко оцінити вплив багаторічної експлуатації сплаву Д16Т за відсутності вихідних даних.

Таблиця 9.3

Зміна характеристик циклічної тріщиностійкості сплавів Д16чТ і Д16Т після змодельованої і експлуатаційної деградації

Матеріал		$\Delta K_{th\,eff}$	ΔK_{th}	ΔK_{fc}
		МПа$\cdot\sqrt{\text{м}}$		
Стан постачання		2,0 / 1,8	4,1 / 3,7	45 / 45
Після нагріву до	100ºС	–	3,8	43
	190ºС	–	3,6	43
Після нациклування ($N = 10^5$, $\Delta\sigma_{nom} = 80$ МПа) при	20ºС	–	3,2	44
	100ºС	–	3,2	43
	190ºС	1,2	3,0	35
Після експлуатації 25 років (сплав Д16Т)		1,5 / 1,1	3,6 / 2,1	38 / 35

Примітка: у чисельнику дані, отримані на повітрі; в знаменнику – в корозивному середовищі (3,5% р-н NaCl).

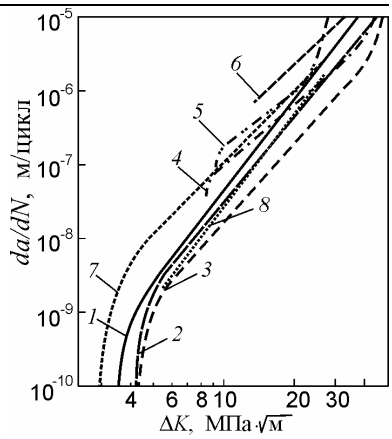


Рис. 9.11. Порівняння діаграм швидкостей росту втомних макротріщин для сплавів типу Д16Т після експлуатаційної деградації та в стані постачання (власні та літературні дані):

1 – експлуатований; *2* – стан постачання; *3* – [12]; *4* – [13]; *5* – [14]; *6* –[15]; *7* – [16, 17]; *8* – [9]

Порівняння характеристик сплаву Д16чТ після модельної деградації показало (табл. 9.3), що за деградації тільки нагрівом не вдається досягнути помітних змін ЦТ матеріалу. Коли ж моделювати її нагрівом з циклічним навантаженням, то отримуємо падіння порогової і критичної ЦТ лише за температури нагріву 190ºС. Якщо порівнювати ці дані з ЦТ експлуатованого сплаву (рис. 9.12), то можемо зауважити, що за такої модельної деградації досягнуто

нижчих порогів втоми ΔK_{th} алюмінієвого сплаву Д16чТ, тобто навіть перевершено структурні зміни після експлуатаційної деградації сплаву Д16Т. У високоамплітудній області діаграми ($da/dN > 10^{-6}$ м/цикл) негативний вплив модельної і експлуатаційної деградації стає сумірним (рис. 9.12), що дає, порівняно зі станом постачання, пришвидшення росту втомної тріщини у 2–2,5 рази і узгоджується з даними інших досліджень (див. рис. 9.10).

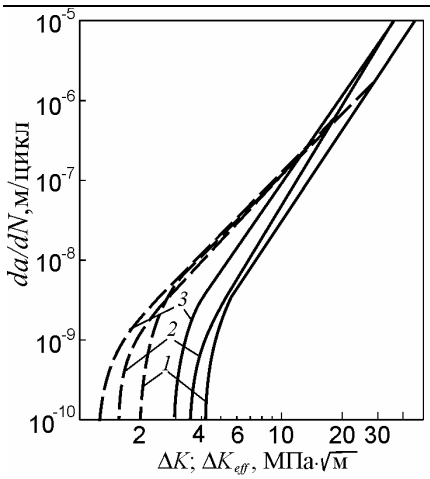


Рис. 9.12. Порівняння номінальних da/dN–ΔK (суцільні лінії) і ефективних da/dN–ΔK_{eff} (штрихові) діаграм швидкостей росту втомних макротріщин сплавів у стані постачання (криві *1*), після модельної деградації циклуванням при 190ºС (криві *2*) та експлуатаційної деградації (криві 3)

Ефективна порогова ЦТ є дієвим інструментом для оцінки деградації матеріалів [18]. Порівнянням ефективних порогів ЦТ сплавів у стані постачання, після модельної деградації циклуванням при 190ºС та довготривалої експлуатації (рис. 9.12 і табл. 9.3) встановлено, що ефективний поріг $\Delta K_{th\,eff}$ у модельно деградованому матеріалі знижується на 40%, а в експлуатованому – на 25% порівняно зі станом постачання.

Мікроструктурні зміни в сплавах Д16чТ і Д16Т пов'язані, очевидно, зі старінням і виділенням дисперсних вторинних фаз, котрі підвищують структурну гетерогенність матеріалу. Це повинно сильніше проявлятися на його опорі втомному руйнуванню в корозивному середовищі, ніж в лабораторному повітрі. Порівняння кінетичної діаграми для експлуатованого матеріалу з відповідними літературними даними для сплавів типу Д16Т у стані постачання, отриманих у 3,5%-му NaCl, показує (рис. 9.13), що вона знаходиться лівіше, особливо, що стосується її порогових значень. Під впливом корозивного середовища порогова ΔK_{th} та критична ΔK_{fc} тріщиностійкість експлуатованого сплаву падає на 42 і 8% відповідно; для сплаву в стані постачання порогова тріщиностійкість знижується на 10%, а критична нечутлива до дії середовища. Ефективне порогове значення $\Delta K_{th\,eff}$ експлуатованого сплаву у 3,5%-му NaCl знижується на 27%, у стані постачання – на 10% (див. табл. 9.3). Таким чином, деградація алюмінієвих сплавів особливо небезпечна за тривалої експлуатації літаків в умовах морського клімату.

Суттєва зміна механічних характеристик сплаву Д16чТ спостерігається тільки після модельної деградації внаслідок термодеформаційного старіння,

тобто основну роль відіграють механічні напруження. Тому деградація властивостей матеріалів повинна у першу чергу проявлятися в локальних зонах біля конструктивних концентраторів напружень (отворів, галтелей, зварних швів тощо), що вимагає розробки спеціальних методів і засобів для її вивчення в таких локальних зонах.

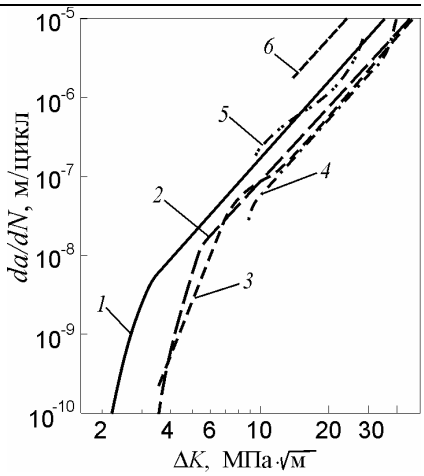


Рис. 9.13. Порівняння діаграм швидкостей росту втомних макротріщин, отриманих у 3,5 %-му р-ні NaCl, для сплавів типу Д16Т після експлуатаційної деградації та у стані постачання (власні та літературні дані):
1 – експлуатований;
2 – стан постачання;
3 – [12]; *4* – [13]; *5* – [14]; *6* – [15]

Аналіз отриманих результатів показує (рис. 9.14), що частина механічних характеристик, зокрема границі текучості та міцності, змінюються несуттєво як під час експлуатаційної, так і модельної деградації. Часто ці зміни пов'язані тільки з деяким поліпшенням цих характеристик. Коефіцієнт β, який описує відношення характеристик деградованого і вихідного матеріалу, більший одиниці (рис. 9.14). Зміни твердості експлуатованого та модельно деградованих сплавів, хоча і мають протилежні тенденції, але кількісно незначні.

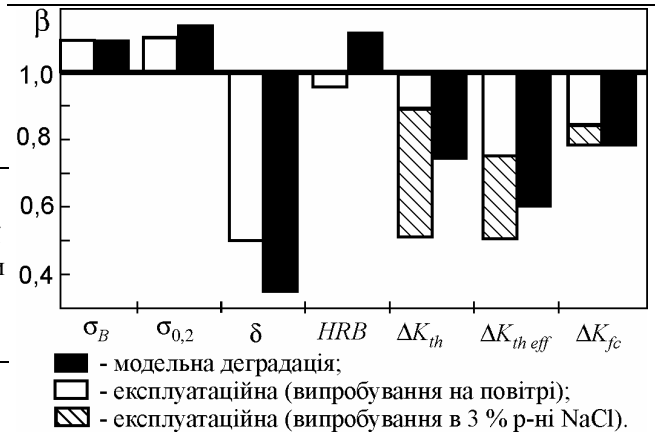


Рис. 9.14. Вплив модельної і експлуатаційної деградації на механічні характеристики сплавів Д16чТ і Д16Т

Значення решти досліджених характеристик понижуються. Зокрема, відносне видовження на повітрі та ефективний поріг ЦТ у корозивному середовищі для експлуатованого сплаву знижуються вдвічі. Отже, деградацію алю-

мінієвих сплавів після довготривалої експлуатації доцільно оцінювати за такими характеристиками: відносним видовженням δ і ефективним порогом втоми $\Delta K_{th\ eff}$. Отриманий результат повністю узгоджується з даними досліджень деградації сталей енергетичного обладнання тривалої експлуатації [18]. Крім цього, треба брати до уваги той факт, що в корозивних середовищах деградація матеріалу має негативніші наслідки, ніж на повітрі. Проте за змінами окремих механічних характеристик матеріалів важко оцінити їх вплив на залишковий ресурс елементів конструкцій.

9.4. ДЕГРАДАЦІЯ МАТЕРІАЛІВ І ДОВГОВІЧНІСТЬ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ

Згідно з уніфікованою моделлю втомного руйнування отримано співвідношення (див. розд. 1.3.4)

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{d^* / \rho_{eff}}}, \tag{9.1}$$

$$a_i = d^*, \tag{9.2}$$

$$\Delta K_{th\ eff} = 0.886(\Delta\sigma_y^*)_{th}\sqrt{d^*}, \tag{9.3}$$

які дають підставу стверджувати, що розмір d^* зони передруйнування – це базовий структурно-механічний параметр матеріалів. Він обумовлює руйнування на ранніх стадіях втоми (коефіцієнт концентрації циклічних напружень K_f); умови формування макротріщини (початкову довжину a_i, коли починається її пришвидшений ріст); граничні умови для поширення макротріщини (ефективний поріг втоми $\Delta K_{th\ eff}$). Зі зменшенням параметра d^*, викликаним, наприклад, деградацією властивостей матеріалу під час тривалої експлуатації [19], зростає небезпека руйнування, оскільки згідно з залежностями (9.1)–(9.3) величина K_f збільшується, а a_i та $\Delta K_{th\ eff}$ знижуються. Такі міркування є підґрунтям для методики оцінки деградації конструкційних матеріалів в об'єктах тривалої експлуатації за параметром d^*, оскільки його значення повинні відтворювати вплив структурних змін матеріалів в експлуатаційних умовах. За формулою (9.3) це можна пов'язати з ефективністю методики оцінки водневої деградації матеріалів за допомогою параметра $\Delta K_{th\ eff}$ [18].

Вищеописаним методом ТЕРС (див. розд. 6.6) встановлено значення d^* для досліджуваних сплавів в стані постачання та після модельної і експлуатаційної деградації (табл. 9.4). Результати випробувань зразків з вирізами і тріщинами найперше дають відповідь на фундаментальне питання (див. розд. 1.3.4), що параметр d^* є характеристикою матеріалу, оскільки практично не залежить від геометрії концентратора у всіх досліджених варіантах сплавів (табл. 9.4). По-друге, модельна і експлуатаційна деградація зумовлюють по-

мітне зниження параметра d^* проти його вихідного значення для матеріалу в стані постачання. По-третє, за параметром d^* модельна деградація сплаву Д16чТ багатоцикловим навантаженням при 190ºС практично відповідає експлуатаційній. Враховуючи це і беручи до уваги залежність (9.3), отримуємо обґрунтування характеру зміни ефективного порога втоми $\Delta K_{th\,eff}$ внаслідок модельної та експлуатаційної деградації і його підвищеної чутливості до цих процесів (див. розд. 9.3). Таким чином, параметр d^* додається до переліку характеристик матеріалу, найчутливіших до його деградації під час тривалої експлуатації (рис. 9.15).

Таблиця 9.4

Порівняння розміру *d зони передруйнування в зразках сплавів Д16чТ і Д16Т**

Матеріал		d^*, мкм			
		зразки з втомною тріщиною	зразки з вирізом радіусом ρ, мм		
			0,14	0,75	1,9
Стан постачання		205	205	210	215
Після нациклування ($N = 10^5$, $\Delta\sigma_{nom} = 80$ МПа) при	20ºС	195	205	215	195
	100ºС	180	180	185	190
	190 С	145	140	140	140
Експлуатація 25 років (сплав Д16Т)		150	145	150	155

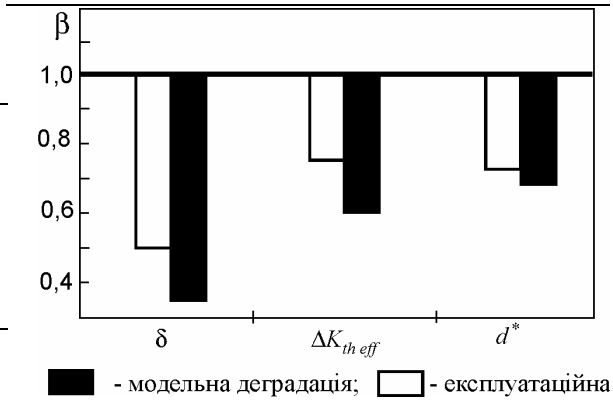


Рис. 9.15. Чутливість характеристик матеріалів до їх деградації під час тривалої експлуатації (порівняння з даними для матеріалу в стані постачання)

Для оцінки впливу окремих механічних і структурних характеристик матеріалів на залишковий ресурс елементів конструкцій на основі вищезгаданої уніфікованої моделі втомного руйнування запропоновано новий метод визначення довговічності елементів конструкцій (див. розд. 8.7), пов'язаний з деградацією властивостей конструкційних матеріалів.

Ця модель враховує періоди зародження (N_i) і росту (N_p) втомної макротріщини, тому її можна застосувати для розрахунку довговічності $N_f = N_i + N_p$ циклічно навантажуваних елементів конструкцій з концентраторами напру-

жень за залежністю (8.167). Зауважимо, що ця залежність включає комплекс параметрів, чутливих до деградації матеріалів, зокрема характеристики ЦТ, структурно-механічний параметр d^* матеріалу, коефіцієнт концентрації циклічних напружень K_f, залежний від d^*. Розрахунок базується на номінальній (da/dN–ΔK) і ефективній (da/dN–ΔK_{eff}) діаграмах швидкостей росту втомної макротріщини (див. розд. 8.7). Використовували отримані на СТ-зразках базові залежності: для сплаву Д16чТ у стані постачання, встановлені на повітрі і у 3,5 %-му NaCl; після змодельованої (циклуванням при 190ºС) деградації сплаву Д16чТ (на повітрі), а також для експлуатованого сплаву Д16Т (на повітрі та у 3,5 %-му NaCl), які описують рівняння Паріса (табл. 9.5).

Розраховували для зразків-смуг із центральним отвором завширшки W = = 30 мм, товщиною t = 2 мм та радіусом вирізу ρ = 2,5 мм за двох рівнів номінальних напружень $\Delta\sigma_{nom}$ = 100 та 200 МПа. Ці зразки є типові для випробувань в авіаційній галузі і забезпечують значення теоретичного коефіцієнта концентрації напружень K_t = 2,6.

Таблиця 9.5

Вплив змодельованої та експлуатаційної деградації на довговічність зразків з алюмінієвих сплавів Д16чТ і Д16Т

Матеріал	Середовище	d^*, мкм	K_f	Залежності для ділянки Паріса	$\Delta\sigma_{nom}$, МПа	N_i	N_p	N_f
						цикли		
Стан постачання	Повітря	205	2,25	$da/dN = 2{,}8\cdot10^{-10}(\Delta K_{eff})^{2{,}65}$ $da/dN = 4{,}0\cdot10^{-12}(\Delta K)^{3{,}91}$	100 200	45700 7700	31800 2010	77500 9710
	3,5 % NaCl	205	2,25	$da/dN = 3{,}0\cdot10^{-10}(\Delta K_{eff})^{2{,}54}$ $da/dN = 2{,}8\cdot10^{-11}(\Delta K)^{3{,}33}$	100 200	46800 8060	22400 2060	69200 10120
Змодельована деградація	Повітря	140	2,30	$da/dN = 5{,}04\cdot10^{-10}(\Delta K_{eff})^{2{,}42}$ $da/dN = 2{,}02\cdot10^{-12}(\Delta K)^{3{,}62}$	100 200	33090 6200	14600 970	47690 7170
Експлуатаційна деградація	Повітря	150	2,29	$da/dN = 3{,}7\cdot10^{-10}(\Delta K_{eff})^{2{,}48}$ $da/dN = 8{,}8\cdot10^{-13}(\Delta K)^{4{,}59}$	100 200	42900 7300	25300 970	68200 8670
	3,5 % NaCl	150	2,29	$da/dN = 6{,}3\cdot10^{-10}(\Delta K_{eff})^{2{,}58}$ $da/dN = 5{,}2\cdot10^{-11}(\Delta K)^{3{,}34}$	100 200	22700 3790	12060 980	34760 4770

Аналіз даних (табл. 9.5) свідчить, що в лабораторному повітрі довговічність N_f смуг з центральним отвором, яка у певному наближенні моделює заклепкові з'єднання обшивки фюзеляжу літака, при $\Delta\sigma_{nom}$ = 100 МПа для сплаву Д16чТ після змодельованої деградації зменшується на 38 %, для експлуатованого сплаву Д16Т – на 12 %; у корозивному середовищі експлуатаційна деградація зменшує довговічність на 50 % (вдвічі). Таким чином, розроблена на основі уніфікованої моделі втомного руйнування матеріалів методика розрахунку періоду N_f до руйнування циклічно навантажуваних елементів конструк-

ції дає змогу кількісно оцінювати вплив деградації конструкційних матеріалів на довговічність виробів тривалої експлуатації за структурно-механічним параметром d^* та характеристиками ЦТ матеріалу. Видно (рис. 9.16), що деградація сплаву Д16Т після 25 років експлуатації незначно зменшує довговічність модельних зразків на повітрі, що обґрунтовує надійність експлуатації літаків у нормальних умовах понад призначений ресурс. Проте в корозивному середовищі її вплив суттєвіший і навіть переважає негативний вплив модельної деградації під час випроб на повітрі (рис. 9.16), що вимагає використання понижувальних коефіцієнтів (η = 1,5…2,0) для оцінки залишкового ресурсу літаків в умовах морського клімату (підвищеної вологості).

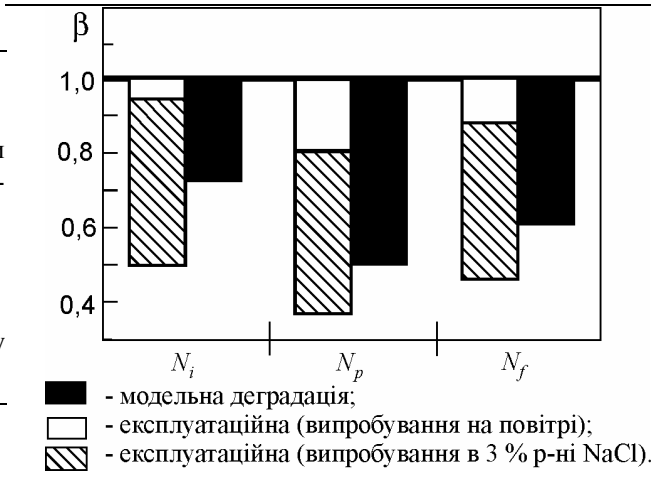


Рис. 9.16. Зміна періодів N_i до зародження і N_p поширення втомної макротріщини та довговічності N_f до руйнування зразків після модельної (сплав Д16чТ) і експлуатаційної (сплав Д16Т) деградації відносно даних, отриманих для сплаву у стані постачання

9.5. ОЦІНКА ДЕГРАДАЦІЇ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ЇХ ФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

Оцінити деградацію матеріалів руйнівними методами вдається не завжди. Це стосується у першу чергу об’єктів, що знаходяться в експлуатації. Тоді потрібно застосовувати неруйнівні методи і засоби контролю (див. розд. 6), ґрунтуючись на встановленому зв’язку між структурним станом, механічними властивостями матеріалу та його структурно-чутливими фізичними характеристиками, зокрема ПЕП (неферомагнітні матеріали), магнітною проникністю і коерцитивною силою (феромагнітні матеріали), термоелектрорушійною силою (різні металічні матеріали) тощо.

Узагальнення відомих у літературі даних про зв’язок механічних характеристик і ПЕП сплавів типу Д16 показує (див. розд. 6.4.3), що зміни в структурі сплаву за нагріву, внаслідок чого падає його міцність σ_B і зростає пластичність δ, супроводжуються підвищенням ПЕП σ (рис. 6.114 *б*). Ріст σ спостерігається за зменшенням твердості НВ (рис. 6.111) і міцності σ_B як у свіжозагартованому, так і зістареному станах (рис. 6.112 *в*) сплавів типу Д16. Подібні

тенденції зміни цих характеристик отримано після модельної деградації сплаву Д16чТ нагрівом до 190ºС (рис. 9.17, світлі символи).

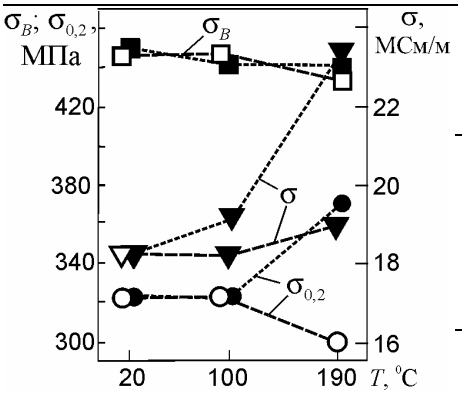


Рис. 9.17. Кореляційна залежність характеристик міцності ($\sigma_{0,2}$; σ_B) і питомої електропровідності (σ) сплаву Д16чТ після змодельованої деградації нагрівом (○, □, ▽) і нагрівом з циклуванням (●, ■, ▼)

Таблиця 9.6

Зміна ПЕП сплавів Д16чТ і Д16Т після змодельованої і експлуатаційної деградації

Матеріал		ПЕП, МСм/м
Стан постачання		18,5...18,7 17,5...17,8
Після нагріву до	100ºС	18,3...18,5 –
	190ºС	18,9...19,1 18,0...18,2
Після нациклування ($N = 10^5$, $\Delta\sigma_{nom} = 80$ МПа) при	20ºС	18,3...18,6 –
	100ºС	18,7...19,2 –
	190ºС	23,3...23,5 18,6...18,8
Після експлуатації 25 років (сплав Д16Т)		18,1...18,3 18,1...18,3

Примітка: у чисельнику дані для зразків з плакованого листа; в знаменнику – після зняття плакованого шару.

Якісно протилежні залежності зафіксовано після термодеформаційного старіння сплаву Д16чТ внаслідок нациклування при 190 ºС, яке (як показано в розд. 9.3 і 9.4) найкраще моделює експлуатаційну його деградацію. Тут (табл. 9.6; рис. 9.17, темні символи) зростанню ПЕП відповідає зміцнення матеріалу (за величиною $\sigma_{0,2}$), а також деяке підвищення твердості *HRB* (табл. 9.2). Таким чином, знеміцнення сплаву Д16чТ після нагріву і зміцнення після нагріву з циклуванням підвищує його ПЕП, тобто зростання фізичної характеристики є індикатором зміни службових властивостей сплаву. Треба зауважити, що у разі знеміцнення ріст ПЕП невеликий і суттєвий зі збільшенням

границі текучості (рис. 9.17). При цьому знижуються величини δ, $\Delta K_{th\,eff}$ і N_f, що свідчить про негативний вплив модельної деградації на довговічність і службові властивості сплаву Д16чТ, який можна зафіксувати за ПЕП (рис. 9.18). Зокрема, зменшенню довговічності N_f зразків на 38% після змодельованої деградації відповідає зростання ПЕП на 28 %.

Щодо відповідних даних для сплаву Д16Т після експлуатаційної деградації можна відмітити таке: механічні характеристики δ, $\Delta K_{th\,eff}$ і N_f, які свідчать про негативний вплив деградації, також зменшуються, хоча менше порівняно з модельною деградацією, але ПЕП σ експлуатованого матеріалу знаходиться на рівні сплаву Д16чТ у стані постачання (рис. 9.18). Це можна пов'язати лише з тим, що сплав Д16Т у вихідному стані (до експлуатації) мав меншу, ніж Д16чТ, ПЕП (σ ≈ 16 МСм/м згідно з рис. 6.106 і 6.109), яка після тривалої експлуатації зросла до 18,3 МСм/м.

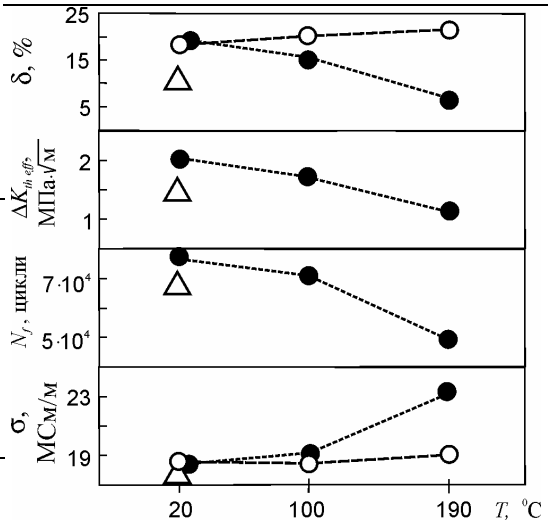


Рис. 9.18. Зміна механічних (δ, $\Delta K_{th\,eff}$, N_f) і фізичної (σ) характеристик алюмінієвих сплавів Д16чТ і Д16Т після модельної нагрівом (○), нагрівом з циклуванням (●) та експлуатаційної (△) деградації

Для забезпечення корозійної тривкості листів із алюмінієвих сплавів типу Д16 їх поверхню плакують тонкими (~ 0,1…0,3 мм) листами чистого алюмінію, що впливає на їх фізичні характеристики. Цей вплив є меншим за вихрострумового вимірювання ПЕП, оскільки на вибраних робочих частотах структуроскопів (див. розд. 6.4) інформацію отримуємо від шару металу на глибині до кількох міліметрів. Під час вимірювання контактної ТЕРС за методикою, описаною в розд. 6.6, вплив плакувального шару є визначальним, тому ТЕРС сплаву Д16чТ після модельної і сплаву Д16Т після експлуатаційної деградації встановлювали на боковій поверхні і в торці зразків.

Як показали результати вимірювання, на поверхні зразків (табл. 9.7) ТЕРС виявилася нечутливою до модельної деградації сплаву, що може бути наслідком впливу плакувального шару. Зниження ТЕРС на поверхні зразків сплаву після експлуатації може бути зумовлене різними особливостями технології виготовлення листів сучасного сплаву Д16чТ і старого Д16Т.

Таблиця 9.7

Зміна ТЕРС сплавів Д16чТ і Д16Т після змодельованої і експлуатаційної деградації

Матеріал		ТЕРС, -μV	
		бокова поверхня	торець
Стан постачання		28…35	52…56
Після нагріву до	100ºС	32…35	51…54
	190ºС	28…34	53…55
Після нациклування ($N = 10^5$, $\Delta\sigma_{ном} = 80$ МПа) при	20ºС	30…34	48…52
	100ºС	32…35	51…54
	190ºС	30…33	58…62
Після експлуатації 25 років (сплав Д16Т)		22…24	54…58

Вимірювання в торці зразків показали (табл. 9.7), що існує певна тенденція зростання (на 4…11 %) ТЕРС після експлуатаційної і змодельованої циклуванням при 190ºС деградації, коли механічні характеристики сплаву Д16чТ (Д16Т) змінюються на 30…50 % (рис. 9.17 і 9.18).

Таким чином, ТЕРС значно слабше реагує на структурні зміни в об'ємі матеріалу після деградації, ніж ПЕП, яка змінюється на 28 % (табл. 9.6). Крім цього, враховуючи, що в реальних умовах експлуатації вимірювання фізичних характеристик сплавів типу Д16Т можливе, як правило, через плакувальний шар, моніторинг деградації сплавів цього класу видається перспективним тільки для вихрострумового методу НК.

9.6. ПОПРАВКОВІ КОЕФІЦІЄНТИ ДЛЯ РОЗРАХУНКУ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ЕЛЕМЕНТІВ АВІАКОНСТРУКЦІЙ

Вищевикладені результати і міркування підтверджують, що, застосовуючи до тривало експлуатованої авіаційної техніки принцип допустимої пошкоджуваності (damage tolerance) під час розрахунку залишкового ресурсу елементів конструкцій, необхідно враховувати не тільки корозійно-механічні дефекти (завдання 2.4 на рис. 9.6), але й брати до уваги можливу зміну службових властивостей конструкційних матеріалів (завдання 2.3). Очевидно, властивості старіючих матеріалів повинен відображати коефіцієнт η_4, який є складовою частиною коефіцієнта η у формулі (1.2). Зокрема, можна вважати, що $\eta_4 = \eta_{вих.} \times \eta_{експ}$. Коефіцієнт $\eta_{вих.}$ повинен враховувати розкид даних витривалості та інших службових характеристик вихідних (у стані постачання) матеріалів, а також їх понижену тріщиностійкість порівняно зі сучасними, пов'язану з різними технологіями виробництва матеріалів. Коефіцієнт $\eta_{експ.} \geq 1$ повинен враховувати деградацію властивостей вихідних матеріалів впродовж

тривалої експлуатації внаслідок деформаційного (механічні напруження) і термоактивованого (температура довкілля) старіння матеріалів. Він залежить від зміни характеристик, які визначають опір руйнуванню матеріалів і чутливі до їх структурної деградації під час експлуатації.

Отримані та літературні дані про сплави типу Д16Т показують, що коефіцієнт $\eta_{експ.} = 1{,}5$ може бути для нормальних умов експлуатації, але для морського клімату треба брати $\eta_{експ.} = 2$. Проте для достовірного встановлення цього коефіцієнта потрібно суттєво розширити базу відповідних експериментальних даних, отриманих для різних класів конструкційних матеріалів з урахуванням спектра і значень робочих напружень, впливу конструктивних концентраторів напружень та інших експлуатаційних факторів.

ЛІТЕРАТУРА до розділу 9

1. *Semenets A.I.* On residual strength of aged Antonov aircraft with multiple site fatigue cracks// Proc. 2-nd Joint NASA /FAA/DoD Conference on Aging Aircraft (31 August-3 September 1998), Williamsburg, Virginia, USA, 1998.
2. *Nesterenko G.J.* Fatigue and damage tolerance of aging aircraft structures // J. Italian Society Non-Destructive Testing Monitoring Diagnostics. – 2000. – V. XXI, № 3. – P. 20–28.
3. *A study* on degradation of joint structure of aging aircraft / H. Terada, T. Okada, S Atluri, H. Okada // Proc. Int. Symp. Plant Aging and Life Predictions Corrodible Structures, May 15–18, 1995, Sapporo, Japan. – P. 193–199.
4. *Methodology* and experience of the safety ensuring of aging aircraft structures / A. F. Selikhov, V.G. Labov, G.I. Nesterenko, V.L. Rikher // Structural Integrity of Aging Airplanes, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1991. – 9 p.
5. *Технічна* діагностика і ресурс конструкцій після довготривалої експлуатації / О. П. Осташ, В.М. Учанін, І.М. Андрейко, І.Р. Маковійчук // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів (Зб. наук. праць). – Київ; Львів, 1999. – С. 3–8.
6. *Влияние* длительного термомеханического воздействия на трещиностойкость стали 12Х1МФ / О.Н. Романив, А.Н. Ткач, И.Р. Дзиоба и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1989. – № 2. – С. 87–92.
7. *Student O.Z.* Accelerated method of hydrogen degradation of structural steel // Там же. – 1998. – № 4. – С. 45–52.
8. *Нестеренко Г.И.* Расчет характеристик эксплуатационной живучести самолетных конструкций на основе механики разрушения // Там же. – 1983. – № 1. – С. 12–20.
9. *Влияние* анизотропии, толщины и наработки на рост трещин в прессованных и катанных полуфабрикатах из сплавов Д16чТ и В95пчТ1 / С.Я. Ярема, О.П. Осташ, А.Г. Вовнянко и др. // Там же. – 1983. – № 1. – С. 20–24.
10. *Зинюк О.Д.* Определение циклической трещиностойкости конструкционных магниевых и алюминиевых сплавов и их сварочных соединений.—Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Львов: ФМИ НАН УССР, 1987.—18 с.
11. *Life* prediction of aluminium – magnesium alloys for power transmission equipment / K. Wakamatsu, M. Tsubota, Y. Kunii, T. Iida // Proc. Int Symp. Plant Aging and Life Prediction Corrodible Structures, May 15-18, 1995, Sapporo, Japan. – P. 201–207.
12. *Ярема С.Я., Полутранко И.Б.* Циклическая трещиностойкость прессованных панелей из сплавов Д16чТ и В95пчТ2 в жидких середах // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – №6. – С. 56−59.

13. *Доценко А.М., Денисова Г.Б.* Рост усталостной трещины в алюминиевых сплавах Д16-Т и В95-Т1 при испытаниях в распыленном и нераспыленном растворах NaCl // Там же. – 1982. – №1. – С. 51−53.

14. *Ермоленко Б.И.* Исследование коррозионного влияния окружающей среды на скорость роста усталостных трещин // Там же. – 1979. – №1. – С. 12−15.

15. *Нешпор Г.С., Армягов А.А., Андреев Д.А.* Рост усталостных трещин и вязкость разрушения конструкционных алюминиевих сплавов в воздухе и 3,5%-ном растворе NaCl // Там же. – 1982. – №4. – С. 91−92.

16. *Исследование* циклической трещиностойкости высокопрочных алюминиевых сплавов // Звіт по г/д №1135/081: замовник – ВІЛС, Москва; відповідальний виконавець О.П. Осташ. − Львів: ФМІ НАНУ,1985.

17. *Определение* сопротивления зарождению усталостных трещин высокопрочных алюминиевых сплавов // Звіт по г/д №1374/317: замовник – ВІЛС, Москва; відповідальний виконавець О.П. Осташ. − Львів: ФМІ НАНУ,1987.

18. *Никифорчин Г.М., Студент О.З.* Вплив водню на формування порогів утоми конструкційних сталей // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – № 2. – С. 97−106.

19. *Осташ О.П.* Застосування уніфікованої моделі втомного руйнування матеріалів для оцінки їх деградації в об'єктах тривалої експлуатації // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2004. – С. 457–464.

З М І С Т

Від редактора 7
Foreword 9
Від авторів 11
Author's preface 14

РОЗДІЛ 1**. Службові характеристики матеріалів та методи їх визначення** 17
1.1. Принципи проектування та експлуатації літаків 17
1.1.1. Безпечний ресурс 17
1.1.2. Експлуатація за технічним станом. Принцип живучості 19
1.2. Характеристики міцності і тріщиностійкості за статичного навантаження. Залишкова міцність 21
1.3. Характеристики опору втомному руйнуванню 26
1.3.1. Витривалість матеріалів 26
1.3.2. Стадійність втомного руйнування та узагальнена діаграма втоми матеріалів 30
1.3.3. Діаграма циклічної тріщиностійкості 33
1.3.3.1. Методика побудови діаграми швидкостей росту втомної тріщини 36
1.3.4. Нові підходи в механіці втомного руйнування матеріалів 38
1.3.4.1. Роль зони передруйнування для визначення концентрації напружень у циклічно деформованих матеріалах 40
1. 3. 4.2. Методологія визначення характеристик опору матеріалів зародженню втомних макротріщин 50
1.3.5. Зв'язок між стадіями зародження і росту макротріщини 60
1.3.5.1. Визначення періоду зародження втомної макротріщини біля конструктивних концентраторів напружень 67
1.3.5.2. Зв'язок між параметрами механіки руйнування та границею витривалості матеріалів 68
1.4. Корозійне розтріскування 69
1.5. Корозійно-механічна витривалість 70
1.5.1. Корозійно-циклічна тріщиностійкість 71
1.5.2. Базові діаграми корозійно-циклічної тріщиностійкості 72
1.6. Фретинг-втома 73
1.7. Довготривала міцність і повзучість 74

1.8. Ударна в'язкість 75
1.9. Зносотривкість 76
1.10. Анізотропія механічних властивостей матеріалів 78
1.11. Макро-і мікрофрактографія. Мікромеханізми руйнування 79
Література до розділу 1 84

РОЗДІЛ 2. **Авіаційні матеріали** 91
2.1. Застосування та фізико-механічні характеристики 91
2.2. Алюмінієві сплави 96
2.2.1. Технічний алюміній 99
2.2.2. Сплави з марганцем 103
2.2.3. Сплави з магнієм 107
2.2.4. Дуралюміни заклепкові 131
2.2.5. Дуралюміни конструкційні 139
2.2.6. Сплави з магнієм і кремнієм (корозійнотривкі) 205
2.2.7. Сплави з магнієм, кремнієм і міддю (ковкі) 227
2.2.8. Сплави з магнієм, цинком і міддю (високоміцні) 239
2.2.9. Сплави з літієм 296
2.2.10. Спечені сплави, зміцнені оксидом алюмінію (жароміцні) 314
2.2.11. Спечені сплави з кремнієм та нікелем (з низьким температурним коефіцієнтом лінійного розширення) 331
2.2.12. Порошкові сплави з міддю, магнієм, залізом та нікелем 335
2.2.13. Порошкові сплави з магнієм, цинком і міддю 340
2.2.14. Композиційні матеріали на основі алюмінію 343
2.2.15. Сплави з берилієм (високомодульні) 353
2.3. Титанові сплави 359
2.3.1. Класифікація титанових сплавів 360
2.3.2 Технічний титан 367
2.3.3. Сплави підвищеної пластичності 371
2.3.4. Сплави середньої міцності 375
2.3.5. Високоміцні сплави 381
2.3.6. Жароміцні сплави 385
2.4. Сталі 388
2.4.1. Маловуглецеві сталі 389
2.4.2. Конструкційні леговані сталі середньої міцності 392
2.4.3. Високоміцні сталі 398
2.4.4. Нержавні сталі (корозійнотривкі) 402
2.5. Магнієві сплави 423
2.5.1. Сплави середньої міцності 424
2.5.2. Високоміцні сплави 425
2.5.3. Високоміцні ливарні сплави 426
2.5.4. Композиційні матеріали на основі магнію 429
2.6. Матеріали триботехнічного призначення 432
2.6.1. Латуні 432

2.6.2. Бронзи 435
2.6.3. Антифрикційні порошкові матеріали 438
2.6.4. Фрикційні матеріали 440

Література до розділу 2 443

РОЗДІЛ 3. **Вплив робочих середовищ на міцність та довговічність конструкційних матеріалів** 445

3.1. Корозія та корозійно-механічне руйнування матеріалів 445
3.1.1. Корозійна витривалість і тріщиностійкість алюмінієвих сплавів 451
3.1.2. Корозійна витривалість і тріщиностійкість титанових сплавів 456
3.1.3. Оцінка ресурсних можливостей сплавів на стадії росту тріщини 459
3.2. Низькотемпературна міцність і тріщиностійкість матеріалів 461
3.2.1. Основні типи зміщення низькотемпературних діаграм швидкостей росту втомної тріщини 463
3.2.2. Вплив закриття тріщини і асиметрії циклу навантаження на тип зміщення низькотемпературних діаграм 464
3.2.3. Прогнозування типу зміщення низькотемпературних діаграм 466
3.2.4. Циклічна і статична тріщиностійкість матеріалів 467
3.2.5. Температурна залежність швидкості росту втомної тріщини 467
3.2.6. Низькотемпературна статична міцність і тріщиностійкість та витривалість алюмінієвих і титанових сплавів 469
3.2.7. Низькотемпературна циклічна тріщиностійкість алюмінієвих сплавів 473
3.2.8. Мікрофрактографія втомного руйнування алюмінієвих сплавів 481
3.2.9. Діаграми конструкційної міцності алюмінієвих сплавів 483
3.2.10. Низькотемпературна міцність і циклічна тріщиностійкість титанових сплавів 485
3.3. Міцність і тріщиностійкість магнієвих сплавів 486

Література до розділу 3 491

РОЗДІЛ 4. **Шляхи поліпшення службових властивостей матеріалів** 497

4.1. Оптимізація властивостей алюмінієвих і титанових сплавів 497
4.2. Нові підходи до підвищення корозійної тривкості виробів з алюмінієвих сплавів 505
4.3. Низькотемпературне виправляння виробів з алюмінієвих сплавів 509
4.4. Підвищення опору матеріалів зародженню втомних тріщин низькотемпературним поверхневим пластичним деформуванням 511
4.5. Металургійні і технологічні фактори підвищення витривалості і тріщиностійкості високоміцних сталей 514
4.5.1. Зварні з'єднання високоміцних сталей 520
4.6. Регламентація рівня поверхневого зміцнення під час вакуумної термообробки виробів з титанових сплавів 523

4.6.1. Завдання вакуумної термообробки виробів з титанових сплавів та сфери її застосування ... 524
4.6.2. Загальні принципи вибору режимів вакуумного відпалу ... 526
4.6.3. Характеристики середовища вакуумних печей ... 531
4.6.4. Взаємодія титанових сплавів з розрідженим газовим (вакуумним) середовищем ... 534
4.6.4.1. Загальні закономірності ... 534
4.6.4.2. Термодинамічний аналіз ... 535
4.6.4.3. Кінетика взаємодії титанових сплавів з розрідженим газовим середовищем ... 541
4.6.4.4. Кінетичні параметри газонасичення титанових сплавів ... 553
4.6.5. Вплив вакуумного відпалу на стан поверхневих шарів напівфабрикатів та виробів із титанових сплавів ... 554
4.6.5.1. Поверхневе зміцнення ... 554
4.6.5.2. Зміна шорсткості поверхні ... 558
4.6.5.3. Особливості будови газонасичених шарів титанових сплавів різних структурних класів ... 561
4.6.5.4. Зміни хімічного та фазово-структурного стану ... 562
4.6.6. Вплив вакуумного відпалу (поверхневого зміцнення) на механічні властивості титану та його сплавів ... 563
4.6.6.1. Міцність та пластичність ... 565
4.6.6.2. Втомна довговічність ... 567
4.6.6.3. Вплив фазового складу титанових сплавів на зміну їх механічних властивостей під час газонасичення ... 570
4.6.6.4. Сукупний вплив газонасичення та корозивного середовища ... 571
4.6.6.5. Особливості впливу газонасичення на зварні з'єднання ... 573
4.6.7. Вакуумний відпал конструкцій з титанових сплавів ... 575
4.6.7.1. Особливості вакуумного відпалу габаритних конструкцій ... 575
4.6.7.2. Вакуумний відпал зварних з'єднань ... 578
4.6.8. Регламентоване газонасичення поверхневого шару – спосіб поліпшення експлуатаційних властивостей виробів з титанових сплавів ... 580
4.6.8.1. Критерії оцінки експлуатаційної придатності виробів з титанових сплавів з газонасиченими шарами ... 582
4.6.8.2. Спосіб ХТО для підвищення витривалості виробів з α- та псевдо-α-сплавів титану ... 588

Література до розділу 4 ... 594

РОЗДІЛ 5. **Підвищення зносотривкості виробів з титанових сплавів** ... 601

5.1. Антифрикційні властивості титану та його сплавів ... 601
5.1.1. Антифрикційні властивості титану ... 601
5.1.2. Вплив легування ... 602
5.1.3. Ефективність використання мастильних матеріалів ... 604
5.1.4. Тертя титанових сплавів у парі з різними матеріалами ... 607

5.2. Методи зміцнення поверхні титанових сплавів ... 609

5.2.1. Гальванічні покриття 609
5.2.2. Газотермічні методи нанесення покриттів 609
5.2.3. Електроіскрове поверхневе легування 611
5.2.4. Наплавка 612
5.2.5. Іонна імплантація 612
5.3. Термодифузійне насичення титанових сплавів киснем і азотом 613
5.3.1. Термічне оксидування 614
5.3.2. Азотування в молекулярному азоті 616
5.3.3. Тертя і зношування титанових сплавів після термічного оксидування та азотування 623
5.4. Дифузійна електрохімічна обробка титанових сплавів 627
5.4.1. Твердофазне відновлення титану з анодних оксидів за змінно-струмової обробки поверхні 628
5.4.2. Вплив змінно-струмової поляризації на поверхневі властивості титану 633
5.5. Вакуумне іонно-плазмове напилення 637
5.5.1. Конденсація речовини з плазмової фази в умовах іонного бомбардування (метод КІБ) 637
5.5.2. Вплив параметрів технологічного нанесення вакуумних іонно-плазмових покриттів на їх властивості 639
5.5.3. Багатошарові іонно-плазмові покриття 645
5.5.4. Триботехнічні випробування іонно-плазмових покриттів 646
5.5.5. Вплив фізико-хімічних факторів і зовнішніх умов навантаження на фретинготривкість вакуумних іонно-плазмових покриттів 648
5.6. Підвищення надійності вузлів тертя літаків Ан 653
5.6.1.Спечені порошкові матеріали 653
5.6.2. Трибологічні властивості покриттів для деталей гідроциліндрів 657
Література до розділу 5 662
РОЗДІЛ 6. **Неруйнівний контроль авіаційних матеріалів і конструкцій під час виробництва, випробувань та експлуатації** 667
6.1.Основні задачі та методи неруйнівного контролю авіаційних конструкцій 667
6.1.1. Загальні положення 667
6.1.2. Неруйнівний контроль під час реалізації сучасних концепцій забезпечення надійності авіаційної техніки 669
6.1.3. Дефекти конструкцій та оптимальні методи їх виявлення 672
6.1.4. Загальні вимоги до дефектоскопічної технологічності та контролепридатності конструкцій 676
6.2. Основні характеристики та особливості методів неруйнівного контролю 678
6.2.1. Радіографічний метод 678
6.2.2. Ультразвукова дефектоскопія 682
6.2.3. Ультразвукова товщинометрія 691
6.2.4. Імпедансний метод 697
6.2.5. Магнітопорошкова дефектоскопія 699

6.2.6. Капілярний кольоровий метод 701
6.2.7. Капілярний люмінесцентний метод 703
6.2.8. Вихрострумова високочастотна дефектоскопія 704
6.2.9. Вихрострумова структуроскопія 706
6.2.10. Візуально-оптичний метод контролю 706
6.3. Вихрострумовий метод неруйнівного контролю авіаційних конструкцій 711
6.3.1. Фізичні основи вихрострумового методу 712
6.3.2. Розвиток теорії вихрострумового контролю 715
6.3.3. Дослідження електромагнітного поля тріщини в електропровідному неферомагнітному півпросторі 719
6.3.4. Вихрострумові перетворювачі 727
6.3.5. Виявлення поверхневих дефектів вузлів авіаційної техніки 729
6.3.5.1. Високочастотні статичні дефектоскопи 729
6.3.5.2. Особливості застосування високочастотних статичних дефектоскопів для контролю авіаційної техніки 733
6.3.5.3. Приклади виявлення поверхневих дефектів у типових вузлах авіаційних конструкцій 739
6.3.6. Вихрострумовий контроль авіаційних конструкцій за допомогою універсальних вихрострумових дефектоскопів 742
6.3.6.1. Вихрострумові дефектоскопи універсального типу 742
6.3.6.2. Накладні вихрострумові перетворювачі мультидиференційного типу 745
6.3.6.3. Приклади вихрострумового контролю з використанням мультидиференційних перетворювачів 749
6.3.7. Вихрострумовий контроль корозійних пошкод багатошарових авіаційних конструкцій 753
6.3.7.1. Визначення залишкової товщини в зонах загальної корозії 754
6.3.7.2. Виявлення та оцінка локальних корозійних пошкод 758
6.3.8. Вихрострумовий контроль зони кріпильних отворів під заклепкові та болтові з'єднання 760
6.3.8.1. Вихрострумова дефектоскопія бокових стінок отворів 760
6.3.8.2. Виявлення підповерхневих дефектів багатошарових вузлів у зоні заклепкових з'єднань 763
6.3.9. Вихрострумовий метод виявлення тріщин на внутрішніх поверхнях крила 774
6.3.10. Вихрострумовий контроль барабанів авіаційних коліс 778
6.3.11. Кількісний вихрострумовий контроль з визначення параметрів дефектів 782
6.3.12. Візуалізація результатів вихрострумової дефектоскопії 788
6.4. Контроль структури і властивостей немагнітних конструкційних матеріалів 793
6.4.1. Фізичні основи вихрострумової структуроскопії 793
6.4.2. Способи та прилади вихрострумового контролю властивостей немагнітних матеріалів 795
6.4.3. Визначення структурно-механічних властивостей алюмінієвих сплавів 798

6.4.4. Визначення властивостей титанових сплавів 803
6.4.5. Вихрострумова структуроскопія поверхневих шарів немагнітних матеріалів 805
6.5. Контроль структури і властивостей феромагнітних матеріалів 813
6.6. Контроль структури і властивостей матеріалів термоелектричним методом 817
6.7. Контроль якості захисних діелектричних покриттів 820
6.7.1. Вимірювання товщини захисних діелектричних покриттів 820
6.7.2. Дефектоскопія захисних діелектричних покриттів 822
Література до розділу 6 824
РОЗДІЛ 7. **Профілактичні технологічні та ремонтні заходи для усунення експлуатаційних пошкод** 843
7.1. Система методів інженерного аналізу і профілактичних заходів 843
7.2. Корозія конструкційних елементів літаків з алюмінієвих сплавів 855
7.3. Аналіз руйнування силових деталей шасі літаків Ан 867
7.4. Міцність і витривалість експериментального титанового сплаву Т110 та його зварних з'єднань 872
Література до розділу 7 876
РОЗДІЛ 8. **Розрахунки міцності і довговічності типових елементів авіаконструкцій** 877
8.1. Розрахунки статичної міцності авіаконструкцій 877
8.2. Розрахунки втомної довговічності елементів авіаконструкцій 882
8.2.1. Типовий цикл навантаження 882
8.2.2. Крива втоми. Еквівалентні цикли 884
8.2.3. Сумування втомних пошкод 886
8.3. Коефіцієнти інтенсивності напружень для тріщин в околі концентраторів напружень 889
8.3.1. Наскрізні тріщини сталої глибини, що виходять з отвору 890
8.3.2. Поверхневі півеліптичні тріщини біля отвору 893
8.3.3. Кутові тріщини біля отвору 895
8.4. Вплив стрингерів на напружено-деформований стан та граничну рівновагу пластин з тріщинами та отворами 898
8.4.1. Математичні моделі стрингерів з дискретним з'єднанням 898
8.4.2. Підкріплення пластини з тріщиною приклепаним стрингером 905
8.4.3. Система паралельних стрингерів у пластині з тріщинами 916
8.4.4. Підкріплення пластин з тріщинами двома системами взаємно перпендикулярних стрингерів 928
8.4.5. Підкріплення пластини з отвором приклепаними стрингерами 946
8.5. Розрахунок пружної та граничної рівноваги підкріплених широкими накладками пластин з тріщинами 958
8.5.1. Ідеальний дискретний контакт накладки та пластини з тріщинами 958

8.5.2. Вплив податливості заклепкового з'єднання широкої накладки з пластиною 974
8.5.3. Ідеальне неперервне з'єднання широкої накладки з пластиною вздовж свого контуру 981
8.5.4. Вплив податливості неперервного з'єднувального шва між накладкою та пластиною 995
8.6. Прогнозування періоду зародження макротріщини в зразках з концентраторами напружень 1005
8.7. Прогнозування довговічності циклічно навантажуваних елементів конструкцій 1010
Література до розділу 8 1016
РОЗДІЛ 9. **Ресурс авіаційних конструкцій після довготривалої експлуатації** 1025
9.1. Проблеми старіючих літаків 1025
9.2. Деградація властивостей матеріалів 1032
9.3. Деградація механічних властивостей сплаву типу Д16Т 1034
9.4. Деградація матеріалів і довговічність елементів конструкцій 1040
9.5. Оцінка деградації матеріалів на основі їх фізичних властивостей 1043
9.6. Поправкові коефіцієнти для розрахунку залишкового ресурсу елементів авіаконструкцій 1046
Література до розділу 9 1048

CONTENTS

Foreword in Ukrainian 7
Foreword in English 9
Authors' preface in Ukrainian 11
Authors' preface in English 14

CHAPTER 1. **Service characteristics of materials and methods of their evaluation** 17

1.1. Principles of airplanes design and exploitation. 17
1.1.1. Safe operation life 17
1.1.2. Exploitation according to the technical state. A principle of the damage tolerance 19
1.2. Strength and crack growth resistance characteristics under static loading. Residual strength 21
1.3. Fatigue fracture resistance characteristics 26
1.3.1. Endurance limit of materials 26
1.3.2. Stages of fatigue fracture and a generalized diagram of material fatigue 30
1.3.3. Fatigue crack growth resistance diagram 33
1.3.3.1. A method of construction of fatigue crack growth rates diagram 36
1.3.4. New approaches in fatigue fracture mechanics of materials 38
1.3.4.1. A role of the process zone for evaluation of stress concentration in cyclic deformed materials 40
1.3.4.2. A methodology of determination of material resistance to fatigue macrocrack initiation 50
1.3.5. Relationship between stages of macrocrack initiation and propagation 60
1.3.5.1. Determination of the period of fatigue macrocrack initiation at structural stress concentrators 67
1.3.5.2. Relationship between parameters of fatigue fracture mechanics and endurance limit of materials 68
1.4. Stress corrosion cracking 69
1.5. Corrosion-mechanical endurance 70
1.5.1. Corrosion fatigue crack growth resistance 71

1.5.2. Basic diagrams of corrosion fatigue crack growth resistance 72
1.6. Fretting-fatigue 73
1.7. Long-term strength and creep 74
1.8. Impact toughness 75
1.9. Wear resistance 76
1.10. Anisotropy of mechanical properties of materials 78
1.11. Macro- and microfractography. Fracture micromechanisms 79
References to Chapter 1 84

CHAPTER 2 **Aircraft materials** 91
2.1. Application and physico-mechanical characteristics 91
2.2. Aluminium alloys 96
2.2.1. Commercial aluminium 99
2.2.2. Alloys with manganese 103
2.2.3. Alloys with magnesium 107
2.2.4. Riveted duralumins 131
2.2.5. Structural duralumins 139
2.2.6. Alloys with magnesium and silicon (corrosion resistant) 205
2.2.7. Alloys with magnesium, silicon and copper (wrought) 227
2.2.8. Alloys with magnesium, zinc and copper (high-strength) 239
2.2.9. Alloys with lithium 296
2.2.10. Sintered alloys reinforced with aluminium oxides (refractory) 314
2.2.11. Sintered alloys with silicon and nickel (with low linear expansion coefficient) 331
2.2.12. Powder alloys with copper, magnesium, iron and nickel 335
2.2.13. Powder alloys with magnesium, zinc and copper 340
2.2.14. Composite Al-based materials 343
2.2.15. Alloys with beryllium (high-modulus) 353
2.3. Titanium alloys 359
2.3.1. Classification of titanium alloys 360
2.3.2. Commercial titanium 367
2.3.3. High-plastic alloys 371
2.3.4. Medium-strength alloys 375
2.3.5. High-strength alloys 381
2.3.6. Refractory alloys 385
2.4. Steels 388
2.4.1. Low-carbon steels 389
2.4.2. Structure alloyed medium-strength steels 392
2.4.3. High-strength steels 398
2.4.4. Stainless steels (corrosion resistant) 402
2.5. Magnesium alloys 423
2.5.1. Medium –strength alloys 424
2.5.2. High-strength alloys 425

2.5.3. High-strength cast alloys 426
2.5.4. Magnesium-based composite materials 429
2.6. Tribotechnical materials 432
2.6.1. Brass 432
2.6.2. Bronze 435
2.6.3. Antifriction powder materials 438
2.6.4. Friction materials 440
References to Chapter 2 443
CHAPTER 3. **The influence of environment on strength and durability of structural materials** 445
3.1. Corrosion and corrosion-mechanical fracture of materials 445
3.1.1. Corrosion-mechanical endurance and crack growth resistance of aluminium alloys 451
3.1.2. Corrosion-mechanical endurance and crack growth resistance of titanium alloys 456
3.1.3. Assessment of resource possibilities of alloys at the stage of crack propagation 459
3.2. Low-temperature strength and crack growth resistance of materials 461
3.2.1. Main types of low-temperature diagrams of fatigue crack propagation rate 463
3.2.2. The influence of crack closure and stress ratio on the type of low-temperature diagrams 464
3.2.3. Prediction of the type of low-temperature diagrams 466
3.2.4. Cyclic and static fracture toughness of materials 467
3.2.5. Temperature dependence of fatigue crack growth rate 467
3.2.6. Low-temperature static strength and crack growth resistance and also endurance of aluminium and titanium alloys 469
3.2.7. Low-temperature fatigue crack growth resistance of aluminium alloys 473
3.2.8. Microfractography of aluminium alloys fatigue fracture 481
3.2.9. Diagrams of structural strength of aluminium alloys 483
3.2.10. Low-temperature strength and fatigue crack growth resistance of titanium alloys 485
3.3. Strength and crack growth resistance of magnesium alloys 486
References to Chapter 3 491
CHAPTER 4. **Ways of improvement of materials service properties** 497
4.1. Optimization of aluminium and titanium alloys properties 497
4.2. New approaches to improvement of corrosion resistance of aluminium alloys products 505
4.3. Low-temperature straightening of aluminium alloy products 509

4.4. Improvement of materials resistance to fatigue crack initiation due to low-temperature surface plastic deformation 511
4.5. Metallurgical and technological factors of improvement of endurance and crack growth resistance of high-strength steels 514
4.5.1. High-strength steel welded joints 520
4.6. Regulation of the surface strengthening level under vacuum heat treatment of titanium alloys 523
4.6.1. Tasks of vacuum heat treatment of titanium alloys and spheres of its application 524
4.6.2. General principles of selection of vacuum annealing conditions 526
4.6.3. Characteristics of vacuum furnace conditions 531
4.6.4. Interaction of titanium alloys with diluted gas (vacuum) 534
4.6.4.1. General regularities 534
4.6.4.2. Thermodynamic analysis 535
4.6.4.3. Kinetics of interaction of titanium alloys with diluted gas 541
4.6.4.4. Kinetic parameters of titanium alloys gas saturation 553
4.6.5. The influence of vacuum annealing on the state of surface layers of titanium alloy products 554
4.6.5.1. Surface strengthening 554
4.6.5.2. Change of surface roughness 558
4.6.5.3 Peculiarities of construction of gas saturated layers of titanium alloys of different structural grades 561
4.6.5.4. Change of chemical and phase-structural state 562
4.6.6. The influence of vacuum annealing (surface strengthening) on the mechanical properties of titanium and its alloys 563
4.6.6.1. Strength and plasticity 565
4.6.6.2. Fatigue durability 567
4.6.6.3. The influence of phase composition of titanium alloys on the change of their mechanical properties during gas saturation 570
4.6.6.4. The common influence of gas saturation and corrosion environment 571
4.6.6.5. Peculiarities of the influence of gas saturation on welded joints 573
4.6.7. Vacuum annealing of titanium alloy structural elements 575
4.6.7.1. Specific features of vacuum annealing of large-scale constructions 575
4.6.7.2. Vacuum annealing of welded joints 578
4.6.8. Regulated gas saturation of the surface layer – a method for improvement of service properties of titanium alloy products 580
4.6.8.1. Criteria of evaluation of service applicability of titanium alloy products with gas saturated layers 582

4.6.8.2. A method of thermochemical treatment for improvement of strength and durability of products from α- and pseudo α-titanium alloys 588

References to Chapter 4 594

CHAPTER 5. **Improvement of wear resistance of titanium and its alloys** 601

5.1. Antifriction properties of titanium and its alloys 601
5.1.1. Antifriction properties of titanium 601
5.1.2. The influence of alloying 602
5.1.3. Efficiency of lubricants usage 604
5.1.4. Friction of titanium alloys in a couple with different materials 607

5.2. Methods of titanium alloys surface strengthening 609
5.2.1. Galvanic coatings 609
5.2.2. Gas-thermal methods of coating 609
5.2.3. Electric spark surface alloying 611
5.2.4. Surfacing 612
5.2.5. Ion implantation 612

5.3. Thermodiffusion saturation of titanium alloys with oxygen and nitrogen 613
5.3.1. Thermal oxidation 614
5.3.2. Nitration in molecular nitrogen 616
5.3.3. Friction and wear of titanium alloys after thermal oxidation and nitration 623

5.4. Diffusion electrochemical treatment of titanium alloys 627
5.4.1. Solid phase reduction of titanium from anodic oxides during a.c. surface treatment 628
5.4.2. The influence of a.c. polarization on titanium surface properties 633

5.5. Vacuum ion-plasma spraying 637
5.5.1. Condensation of a matter from plasma phase under ion bombardment 637
5.5.2. The influence of parameters of technological process of vacuum ion-plasma application of coatings on their properties 639
5.5.3. Multi-layered ion-plasma coatings 645
5.5.4. Tribotechnical testing of ion-plasma coatings 646
5.5.5. The influence of physicochemical factors and external loading conditions on fretting resistance of vacuum ion-plasma coatings 648

5.6. Improvement of the "Antonov" airplane friction units reliability 653
5.6.1. Sintered powder materials 653
5.6.2. Tribotechnical properties of coatings for hydrocylinder elements 657

References to Chapter 5 662

CHAPTER 6. **Nondestructive testing of aircraft materials and constructions in production, trials and in-service** 667

6.1. Basic problems and methods of nondestructive testing of aircraft structures 667

6.1.1. General formulations 667
6.1.2. Nondestructive testing in realization of modern concepts for ensuring aircraft technique reliability 669
6.1.3. Flaws and optimal methods for their detection 672
6.1.4. General requirements on flaw detection manufacturability and testability of constructions 676
6.2. Main characteristics and features of the nondestructive test method 678
6.2.1. Radiographic method 678
6.2.2. Ultrasonic flaw detection 682
6.2.3. Ultrasonic thickness measuring 691
6.2.4. Impedance method .....
6.2.5. Magnetic powder flaw detection 697
6.2.6. Capillary color method 699
6.2.7. Capillary luminescent method 701
6.2.8. Eddy current high-frequency flaw detection 703
6.2.9. Eddy current material structure investigation 704
6.2.10. Visual-optical test method 706
6.3. Eddy current nondestructive test method of aircraft constructions 711
6.3.1. Physical bases of the eddy current method 712
6.3.2. Development of the eddy current test method theory 715
6.3.3. Investigation of electromagnetic field of a crack in an electric conducting nonferromagnetic half-space 719
6.3.4. Eddy current probes 727
6.3.5. The surface flaw detection in aircraft units 729
6.3.5.1. High-frequency static flaw detectors 729
6.3.5.2. Peculiarities of the application of high-frequency static flaw detectors for aircraft technique testing 733
6.3.5.3. Examples of surface defects detection in typical units of aircraft constructions 739
6.3.6. Eddy current testing of aircraft constructions using universal eddy current flaw detectors 742
6.3.6.1. Eddy current universal flaw detectors 742
6.3.6.2. Surface eddy current probes of a multi-differential type 745
6.3.6.3. Eddy current testing devices with the usage of multi-differential probes 749
6.3.7. Eddy current testing of corrosion damages of multi-layered aircraft constructions 752
6.3.7.1. Evaluation of the residual thickness in local corrosion zones 754
6.3.7.2. Detection and evaluation of local corrosion damages 758
6.3.8. Eddy current testing of fastener hole zones for riveted and bolted joints 760
6.3.8.1. Eddy current flaw detection of the hole side walls. 760
6.3.8.2. Detection of subsurface flaws of multi-layered units in the riveted zones 763
6.3.9. Eddy current method for detection of cracks situated on the internal surfaces of a wing 774

6.3.10. Eddy current testing of airplane wheel hubs 778
6.3.11. Quantitative eddy current testing with flaw parameters determination 782
6.3.12. Visualization of the results of eddy current flaw detection 788
6.4. Testing of the microstructure and physical properties of nonmagnetic materials 793
6.4.1. Physical bases of eddy current method of micosrtructure investigation 793
6.4.2. Methods and examples of eddy current testing of non-magnetic materials structure 795
6.4.3. Evaluation of structural and mechanical properties of aluminium alloys 798
6.4.4. Evaluation of titanium alloy properties 803
6.4.5. Eddy current evaluatin of surface layers of nonmagnetic materials 805
6.5. Testing of structure and properties of ferromagnetic materials 813
6.6. Testing of materials structure and properties using a thermoelectric method 817
6.7. Quality testing of the dielectric protective coatings 820
6.7.1. Measurement of the protective dielectric coatings thickness 820
6.7.2. Flaw detection of the protective dielectric coatings 822
References to Chapter 6 824
CHAPTER 7. **Technological control and repair works for removal of in-service damages** 843
7.1. A system of engineering analysis and control measures 843
7.2. Corrosion of airplane structural elements made of aliminium alloys 855
7.3. Analysis of the "Antonov" airplane undercarriage fracture 867
7.4. Strength and endurance of experimental T110 titanium alloy and its welded joints 872
References to Chapter 7 876
CHAPTER 8. **Calculation of strength and durability of airplane structural elements** 877
8.1. Calculation of static strength of aircraft constructions 877
8.2. Calculation of fatigue life of aircraft structural elements 882
8.2.1. A typical loading cycle 882
8.2.2. S-N curves . Equivalent cycles 884
8.2.3. Fatigue damages summation 886
8.3. Stress intensity factors for cracks in the vicinity of stress concentrators. 889
8.3.1. Through cracks of constant depth initiated from a hole 890
8.3.2. Surface semi-elliptic cracks at the hole 893
8.3.3. Edge cracks at the hole 895
8.4. The influence of stringers on the stress-strain state and limiting equilibrium of plates with cracks and holes 898

8.4.1. Mathematical models of stringers with discrete joints 898
8.4.2. Reinforcement of cracked plates by a riveted stringer 905
8.4.3. A system of parallel stringers in a cracked plate 916
8.4.4. Reinforcement of plates with cracks by two systems of mutually perpendicular stringers 928
8.4.5. Reinforcement of plates with a hole by riveted stringers 946
8.5. Calculation of elastic and limiting equilibrium of plates with cracks by a wide patch 958
8.5.1. Perfect discrete contact of a patch and a cracked plate 958
8.5.2. The influence of compliance of riveted joint of a wide patch with a plate 974
8.5.3. Perfect continuous joint of a wide patch with a plate along its contour 981
8.5.4. The influence of compliance of a continuous joining between a patch and a plate 995
8.6. Prediction of the macrocrack initiation period in specimens containing stress concentrators 1005
8.7. Life prediction of cyclically loaded structural elements 1010
References to Chapter 8 1016

CHAPTER 9. **Life time of aircraft structures after long-term operation** 1025
9.1 Problems of airplanes ageing 1025
9.2. Degradation of materials properties 1032
9.3. Degradation of Д16Т alloy mechanical properties 1034
9.4. Degradation of materials and durability of structural elements 1040
9.5. Assessment of material degradation considering their physical properties 1043
9.6. Correction coefficients for calculation of residual life time of airplane structural elements 1046
References to Chapter 9 1048

Наукове видання

МЕХАНІКА РУЙНУВАННЯ ТА МІЦНІСТЬ МАТЕРІАЛІВ

Під загальною редакцією
академіка НАН України В.В. ПАНАСЮКА

Том 9

О.П. ОСТАШ, В.М. ФЕДІРКО, В.М. УЧАНІН, С.А. БИЧКОВ,
О.Г. МОЛЯР, О.І. СЕМЕНЕЦЬ, В.С. КРАВЕЦЬ, В.Я. ДЕРЕЧА

МІЦНІСТЬ І ДОВГОВІЧНІСТЬ АВІАЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ

Українською та англійською мовами

Редактор *Д.С. Бриняк*
Технічний редактор *Р.Р. Кокот*
Комп'ютерна верстка *І.В. Калинюк*

ТзОВ Видавництво "СПОЛОМ"
79008, Львів, вул. Краківська, 9

Свідоцтво про внесення до Державного реєстру суб'єктів
видавничої справи серії ДК № 2083 від 02.02.2005.

1067

Підписано до друку 10.08.2007. Формат 70×100/16.
Папір офсетний 70 г/м^2. Друк офсетний.
Ум. друк. арк. 85,76. Обл.-вид. арк. 86,53.
Наклад 300 прим. Зам. № 29-08/07.

Друкарня ТзОВ “Простір-М”
79000, Львів, вул. Чайковського, 27

1068