

**Проблеми
корозійно-механічного
руйнування**



**Інженерія
поверхні**



**Діагностичні
системи**

Відкрита науково-технічна конференція
молодих науковців і спеціалістів
Фізико-механічного інституту
ім. Г.В Карпенка НАН України

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

**Проблеми
корозійно-механічного руйнування,
інженерія поверхні,
діагностичні системи:
матеріали конференції КМН-2015**

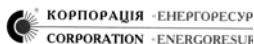
Відкрита науково-технічна конференція
молодих науковців і спеціалістів

Львів – 2015



Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

ДМП Газотермік



Профком ФМІ НАНУ



Західно-Український об'єднаний осередок IEEE



ДПЦ “Техно-Ресурс”

Видання “Проблеми корозійно-механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи: матеріали конференції КМН-2015” підготовлено за матеріалами XXIV Відкритої науково-технічної конференції молодих науковців і спеціалістів КМН-2015.

Для наукових та інженерно-технічних працівників, які спеціалізуються в галузі фізико-хімічної механіки матеріалів, методів і засобів відбору та обробки діагностичних сигналів.

Відповідальний редактор:

Назарчук Зіновій Теодорович, академік НАН України, д-р фіз.-мат. наук, проф.

ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Назарчук З.Т. (*голова*) – академік НАН України, д-р фіз.-мат. наук, проф.;

Воробель Р. А. – д-р техн. наук, проф.,

Войтко М. В. – к. фіз.-мат. наук.,

Джала Р. М. – д-р техн. наук, ст.н.с.,

Завалій І. Ю. – д-р хім. наук, ст.н.с.,

Зінь І. М. – д-р техн. наук, ст.н.с.,

Івангишин О. Л. – канд. техн. наук,

Івасенко І. Б. – канд. техн. наук, ст.н.с.,

Корній С. А. – канд. техн. наук, ст.н.с.,

Косаревич Р. Я. – канд. техн. наук, ст.н.с.,

Куриляк Д. Б. – д-р фіз.-мат. наук, ст.н.с.,

Муравський Л. І. – д-р техн. наук, ст.н.с.,

Остах О. П. – д-р техн. наук, проф.,

Погрелюк І. М. – д-р техн. наук, ст.н.с.,

Рудавський Д. В. – д-р техн. наук,

Русин Б. П. – д-р техн. наук, проф.,

Саврук М. П. – д-р фіз.-мат. наук, проф.,

Силованюк В. П. – д-р техн. наук, проф.,

Синявський А. Т. – канд. техн. наук,

Сиротюк А. М. – канд. техн. наук,

Скальський В. Р. – член-кор. НАН України, д-р техн. наук, проф.,

Студент М. М. – д-р техн. наук, ст.н.с.,

Студент О. З. – д-р техн. наук, проф.,

Хома М. С. – д-р техн. наук, проф.,

Яворський І. М. – д-р фіз.-мат. наук, проф.,

Яськів О. І. – д-р техн. наук, ст.н.с.

ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ

Винар В.А. (*голова*) – голова Ради молодих науковців і спеціалістів ФМІ НАНУ;

Грибовська В.І. (*секретар*); **Воробель В.І.**; **Головчук М.Я.**; **Кулик О.Б.**; **Кушнір І.М.**; **Лисечко В.О.**;

Мацько І.Й.; **Подгурська В.Я.**; **Проскурняк Р.В.**; **Тришук О.Б.**; **Шмирко В.В.**

Друкується за рішенням Вченої ради Фізико-механічного інституту ім. Г. В. Карпенка НАН України

ISBN 966-02-2574-1 (серія)

ISBN 978-966-02-7722-9

© Фізико-механічний інститут

ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2015

ЗМІСТ

<i>Розділ 1. Механіка руйнування та міцність матеріалів</i>	8
Агеєв С.М. (Інститут проблем міцності НАН України) Моделі оцінки граничного пластичного стану елементів трубопроводів з поверхневими дефектами та їх експериментальне обґрунтування	8
Batura A.S.¹, Oryniak A.I.² (¹ Institute for problem of strength NASU, ² National Technical University of Ukraine “KPI”) The comparison of two numerical procedures for solution of integro-differential equation of flat crack problem	12
Bogdan A.V., Hopkalo O.E. (Institute for problem of strength NASU) Investigation of the mechanisms of cracks initiation and propagation in the steam generator of VVER-1000	16
Віра В.В., Кулик В.В., Подгурська В.Я. (ФМІ) Визначення локальних деформацій матеріалу обшивки крила літака	20
Гаврилов Д.С., Махненко О.В. (Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона) Удосконалення методу функції усадки для прогнозування зварювальних деформацій складних просторових конструкцій	24
Долінська І. Я. (ФМІ) Визначення залишкового ресурсу коліс парових турбін з врахуванням дії водневмісних середовищ	28
Дубик Я.Р.¹, Ориняк А.І.² (¹ Інститут проблем міцності НАНУ, ² НТУУ КПІ) Проблематика визначення залишкового ресурсу корпусу реактору Запорізької АЕС блок №1	31
Заразовський М.М. (Інститут проблем міцності НАНУ) Новий підхід щодо оцінки критичної температури крихкості металу корпусів реакторів ВВЕР	35
Zarazovskii M. (Institute for Problems of Strength of the National Academy of Sciences of Ukraine) WWER-1000 RPV weld metal critical temperature of brittleness prediction on the base of the chemical composition	39
Канюк Ю.І. (ФМІ) Енергетичний підхід до моделювання росту втомної тріщини за змішаного I+III макромеханізму руйнування	43
Корсак В. (Національний університет «Львівська політехніка») Нелінійний плоский згин пластини зосередженою силою та розподіленим навантаженням	47
Кунта О. Є. (Національний університет «Львівська політехніка») Вільні коливання і статична стійкість локально ослаблених щоглових конструкцій	49
Кутлик М.М., Войтко М.В. (ФМІ) Резонансна взаємодія SH-хвилі зі скінченною тріщиною у пружному шарі	51

Лісничук А.Є. (ФМІ) Міцність бетону на стиск, армованого мікроволоконнами різної природи.....	55
Лозинський Ю.Я., Токовий Ю.В. (Інститут прикладних проблем механіки і математики НАН України) Температурні напруження та переміщення у пружній жорстко защемленій смузі.....	59
Мірзов І.В. (Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона) Визначення напружено-деформованого стану зварних конструкцій вигородки та внутрішньокорпусної шахти реактора ВВЕР-1000 з урахуванням радіаційного опромінення.....	63
Новіков А.І. (Інститут проблем міцності НАНУ) Визначення довговічності при концентрації напружень за моделлю граничного вичерпання циклічної.....	67
Сачук Ю.В. (Східноєвропейський національний університет імені Лесі Українки) Математична модель контактної взаємодії штампів із пружною півплощиною з покриттям.....	71
Чорненький А. Б. (ФМІ) Вплив квазіортотропії матеріалу на коефіцієнти інтенсивності напружень у вершині тріщини.....	73
Юрченко А., Борц Я., Сангвал К., Воронов О. (Інститут монокристалів НАН України) Механічні властивості монокристалів літій дигідрофосфату: мікротвердість та тріщиностійкість.....	77
Юхим Р. Я., Лісничук А.Є. (ФМІ) Тріщиностійкість фібробетону на основі цементної матриці.....	82
Ярема Є.Б.¹, Слободян М.С.¹, Білаш О.В.² (¹ Львівський національний університет, ² Академія сухопутних військ) Розтяг ізотропної пластини з еліптичним отвором та двома рівними співвісними тріщинами.....	88
<i>Розділ 2. Захист матеріалів від корозії.....</i>	90
Козяр М.О.¹, Гапон Ю.К.¹, Ненастіна Т.О.², Глушкова М.О.¹, Вєдь М.В.¹, Сахненко М.Д.¹ (¹ Національний технічний університет «ХП», ² Харківський національний автомобільно-дорожній університет) Електроосадження корозійностійких покриттів сплавами кобальту з підвищеними фізико - механічними властивостями.....	90
Головей С.А. (ФМІ) Окисно-відновні процеси сульфуру у сульфідвмісних електролітах.....	93
Дацко Б.М. (ФМІ) Захисні властивості епоксидного покриття JOTAMASTIC 87GF у сірководневих середовищах.....	99
Зінь Я.І. (ФМІ) Композиція іонообмінних пігментів для лакофарбових покриттів.....	103
Кушнір І.М. (ФМІ) Дослідження захисних властивостей системи покриття перетворювач іржі «контраст» - бітумно-емульсійний покрив.....	107

Ступницький Т.Р., Сірак Я.Я. (ФМІ) Взаємозв'язок хімічної гетерогенності електродугових покриттів з електрохімічною	111
Тимусь М.Б. (ФМІ) Інгибування корозії вуглецевої сталі рамноліпідним біокомплексом	115
Труш В.С., Ткачук О.В., Проскурняк Р.В. (ФМІ) Корозійна стійкість у фізіологічних розчинах азотованого титанового сплаву медичного призначення	119
Хабурський Я. М. (ФМІ) Змочування поверхні сталі водними розчинами інгібіторів на основі екстрактів рослинної сировини.....	123
Хлопик О.П. (ФМІ) Репасивація алюмінієвого сплаву за присутності у корозивному середовищі БЮПАР	126
Чучман М.Р. (ФМІ) Абсорбція водню як критерій схильності трубних сталей до корозійного розтріскування у сірководневих середовищах	130
Швачко Х.С.¹, Скребцов А.А.², Проскурняк Р.В.¹ (¹ ФМІ, ² Національний технічний університет, м. Запоріжжя) Вплив термодифузійного насичення елементами втілення на опір корозії титану ВТ 1–0, отриманого порошковою металургією.....	136
 <i>Розділ 3. Сучасні проблеми матеріалознавства</i>	140
Акімов О.В., Зінченко Д.О., Лещенко О.В. (Херсонська державна морська академія) Властивості епоксидної матриці, зшитої ізометилтетрагідрофталевим ангідридом.....	140
Войтович а. А¹, Михальський Р. І², Хомич І. Б², Головчук М. Я¹ (¹ ФМІ, ² Національний університет «Львівська політехніка») Мікроструктури наплавлених шарів на основі порошкового дроту Cr10V3 із додаванням Al, Mg	142
Вус О.Б.¹, Сенечко А.Ю.² (¹ ФМІ, ² Львівська філія ПАТ «Укртелеком») Вплив зміни властивостей матеріалу на безпеку тривало експлуатованих водневих балонів	146
Гарда В. М.¹, Ріпей І. В.² (¹ ФМІ, ² ГАЛРЕМЕНЕРГО ПАТ "ДТЕК ЗАХІДЕНЕРГО") Вплив способу зварювання на мікроструктурну неоднорідність зварних з'єднань труб зі сталі 20	149
Zavdoveev A.^{1,2}, Poznyakov V.¹, Pashinska E.² (¹ Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine, ² Donetsk Institute for Physics and Engineering) Modification of structure of metals for properties controlling	153
Каракуркчі Г.В., Вєдь М.В., Єрмоленко І.Ю.,Сахненко М.Д., Сачанова Ю.І. (Національний технічний університет «ХПІ») Функціональні електролітичні покриття заліза та кобальту з тугоплавкими металами	157
Бабаченко О.І., Кононенко Г.А. (Інститут чорної металургії НАНУ) Новітні матеріали для залізничних коліс	161

Костенюкова О.І., Безкровна О.М. (Інститут монокристалів НАН України) Допування кристалів kdp амінокислотою L-аргїнін: структурні, оптичні та міцнісні характеристики	163
Кулик В.В., Віра В.В. (ФМІ) Оцінювання пошкоджуваності колісних сталей з нітридним зміцненням за умов кочення колеса рейкою	167
Кухар І.С., Мельник Х.Р. (ФМІ) Вплив попереднього оксидування на механічні властивості феритної сталі за умови впливу кисневмісного свинцевого розплаву.....	172
Лаврись С.М., Кравчишин Т. М. (ФМІ) Вплив режиму холодного пластичного деформування під час комбінованої обробки на зносостійкість титанового сплаву VT 22.....	176
Лужецький В.С. (Дрогобицький державний педагогічний університет) Визначення залишкових напружень у покриттях при плазмовому напиленні	180
Лютий П.Я. (ФМІ) Кристалічна структура гїдрїдів з точки зору аніон (МН _x)– катіонного підходу та кореляції валентних електронів	184
Максимів О.В. (ФМІ) Вплив технологічних середовищ на формування фізико-механічних властивостей поверхневих НКС.....	186
Онищук О.О. (Луцький національний технічний університет) До розрахунку товщини оксидного шару при мікродуговому оксидуванні.....	190
Подгурська В.Я., Віра В.В. (ФМІ) Вплив ніобію на мікроструктуру та властивості матеріалу на основі мах-фази Ti ₃ AlC ₂	194
Рудак М.О. (ФМІ) Дослідження мікроструктури трубних сталей тривалої експлуатації та їх пошкодженості.....	198
Сапронов О.О., Браїло М.В., Букетова Н.М., Нігалатїй В.Д. (Херсонська державна морська академія) Дослідження термічної деструкції композитних матеріалів, наповнених частками нанотрубок, методом ДТА та ІЧ-спектрального аналізу.....	202
Ростоцький І.Ю., Сергач Д.А., Єфросїнін Д.В. (Інститут надтвердих матеріалів НАНУ) Дослідження ефективності методів поверхневого деформаційного зміцнення для створення високофункціональних поверхневих шарів в титанових сплавах	205
Смоквина В.В., Девицький О.А. (Інститут надтвердих матеріалів НАНУ) Підвищення зносостійкості шліфувальних кругів шляхом застосування алмазних зерен систем Fe–Si–C ТА Ni–Mn–C.....	209
Тарасенко Л.Г. (Інститут надтвердих матеріалів НАНУ) Оцінка ефективності пористо-капілярної системи на основі спечених порошків вольфраму, з розміром частинок від 40 до 500 мкм.....	212
Труш В.С. (ФМІ) Вплив окиснення на фізико-механічні властивості сплаву Zr-1Nb	216

Труш В. С.¹, Гавриш І. М.² (¹ ФМІ, ² ДП «АНТОНОВ») Фретингостійкість деталей кріплення з титанового сплаву VT22.....	220
Штендер В. В. (ФМІ) Особливості воденьсорбційних та магнітних характеристик сплавів Nd–Mg–Co(Ni)	224
<i>Розділ 4. Інформаційні та діагностичні системи</i>	228
Грабовська Н.Р. (ФМІ) Оцінка глибини тріщини за її зображенням.....	228
Костенко О. В. (Фізико-технічний інститут низьких температур НАНУ) Числовий аналіз особливостей дифракції довгих хвиль на ґратках.....	232
Лисечко В.О. (ФМІ) Дифракція звукової хвилі на жорсткому диску.	236
Мацько І. Й., Шевчик В. Б., Дзерин О. Ю. (ФМІ) Векторний аналіз вібраційних сигналів підшипника кочення з локальним дефектом на зовнішньому кільці	240
Мельник М. І. (ФМІ) Онтроль протикорозійного захисту підземного трубопроводу з використанням апаратури ВПП	244
Мельник Н. П. (ФМІ) Вплив деформації феромагнетика на параметри сигналу магнетопружної акустичної емісії.....	247
Романишин Р.І. (ФМІ) Ультразвуковий метод визначення адгезійної міцності покриття. Теорія.....	251
Романишин Р.І., Гвоздецький В.М., Семак П.М. (ФМІ) Ультразвуковий метод визначення адгезійної міцності покриття. Експеримент	255
Торська Р.В. (ФМІ) Порівняння результатів моделювання процесу розвитку пітингів із застосуванням методу коміркових автоматів із результатами прискорених випробувань	257
Тріщук О.Б. (ФМІ) Поле витка електричного струму в конічній каверні	261
Спонсори	265
Авторський покажчик	269

МОДЕЛІ ОЦІНКИ ГРАНИЧНОГО ПЛАСТИЧНОГО СТАНУ ЕЛЕМЕНТІВ ТРУБОПРОВІДІВ З ПОВЕРХНЕВИМИ ДЕФЕКТАМИ ТА ЇХ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ОБҐРУНТУВАННЯ

АГЕСВ С.М.

Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України

На основі статичної теореми теорії пластичності про нижню границю навантаження в'язкого руйнування розроблено моделі оцінки граничного пластичного стану прямої труби та патрубкового з'єднання труб з поверхневим дефектом. Коректність моделей підтверджено результатами повномасштабних випробувань до руйнування.

Based on the static theorem of theory of plasticity about lower boundary of limit load the models of limit state assessment for cracked straight pipe and pipe branch are developed. Correctness of models is confirmed by full-scale burst tests.

Вступ. При оцінці поздовжніх дефектів в трубах з пластичних металів, в основному, використовують емпіричні формули [1] або чисельні рішення отримані методом скінченних елементів [2]. В якості альтернативи можна розглядати розроблені аналітичні підходи [3], що основані на моделюванні граничного пластичного стану тонкостінної труби в околі дефекту. Вони дають зрозумілий механізм і природу руйнування, проте не враховують впливу радіальних напружень, величина яких зростає із збільшенням відношення товщини стінки до радіуса труби.

Оцінка залишкової міцності трубопроводів з поперечними дефектами виконується за теоретично обґрунтованим критерієм «net-section-collapse» (NSC) [4], що ґрунтується на статично можливому розподілі напружень, при якому в кожній точці дефектного поперечного перерізу напруження досягають граничної величини, а в цілому напруження врівноважують прикладений момент і осьову силу. Разом з тим при розрахунку таких трубопроводів залишаються принципові проблеми.

Модель оцінки залишкової міцності товстостінної прямої труби з поздовжнім поверхневим дефектом. Запропонована аналітична модель базується на моделі для тонкостінної труби [3], та включає наступні особливості. 1). Вплив радіальних напружень, та використання критерію Тріска для їх врахування. 2). Розташування дефекту (внутрішня або зовнішня поверхня), та пов'язана з цим взаємодія окружних напружень (внаслідок внутрішнього тиску) і осьових напружень (від локального моменту згину) в умовах граничного пластичного стану. 3). Розподіл окружних напружень з можливістю формування пластичного шарніру в зоні дефектного перерізу, протилежній дефекту.

Моделювання граничного пластичного стану труби з поздовжнім дефектом детально описано в роботі [3]. Враховуючи «локальний» характер граничного стану, який досягається в нетто-перерізі труби та відповідно до якого зсувні L та поперечні Q_φ зусилля приймаються нульовими, рівняння рівноваги для циліндру матиме спрощений вигляд:

$$P_{LL} = N_\varphi / R_1 + dQ_x / dx, \quad dM_x / dx = Q_x \quad (1)$$

Тут P_{LL} – граничний внутрішній тиск, $N_\varphi = \sigma_u(t - a(x))$ – граничне окружне зусилля, σ_u – границя міцності, t – товщина стінки, a – глибина дефекту, R_1 – внутрішній радіус труби, Q_x , M_x – поперечна сила та момент згину, x і φ – осьова та кутова координати відповідно.

Оскільки $\sigma_u(t - a_{\max}) < P_{LL}R_1 < \sigma_u t$ (тут a_{\max} – максимальна глибина дефекту), приріст dQ_x/dx спочатку додатний, потім – від’ємний, що визначає наявність інтервалу $\Delta x = x_1 - x_0$, де $Q_x > 0$. Варто зауважити, що у випадку симетричного дефекту, коли початок координат співпадає з центром симетрії, маємо $x_0 = 0$. Враховуючи друге рівняння (1), прикладений моменту ΔM_{appl} має приріст на вказаному інтервалі. Умовою граничного стану є рівність ΔM_{appl} різниці граничних моментів

$$\text{на початку і в кінці граничної області: } \Delta M_{appl} \Big|_{x_0}^{x_1} = [M_x(x_1)] - [M_x(x_0)].$$

Для простого випадку, коли відсутні інші фактори навантаження, граничні моменти приймають рівними $[M_x(x_1)] = -[M_x(x_0)] = \sigma_u t^2 / 4$.

Розташування поверхневого дефекту на внутрішній поверхні труби враховується поправкою, що збільшує значення граничного моменту згину в 1.5 рази по відношенню до зовнішнього дефекту.

Вплив радіальних напружень враховано згідно відомого рішення для товстостінної труби. Зміна поперечних сил для зовнішнього дефекту така $dQ_x/dx \Big|_I = P_{LL} - \sigma_u \ln((R_2 - a)/R_1)$, де R_2 – зовнішній радіус труби.

Згідно модельних уявлень верхня (дефектна) частина поперечного перерізу труби перебуває в граничному стані, в той час як бездефектна зона здатна витримувати додаткову частину внутрішнього тиску [5]. Таким чином, в нижній зоні має місце формування пластичного шарніру. Для обох випадків розташування дефекту отримано вказану частину тиску ΔP . Кінцева формула для визначення безрозмірного коефіцієнту зменшення міцності внутрішнього дефекту довжиною c має вигляд:

$$\bar{\alpha}_{in} = \frac{P_{LL}}{\sigma_u \ln(R_2/R_1)} = \frac{1 + 4\lambda^2 a_{in} b_{in}/3}{1 + 4\lambda^2 b_{in}/3}, \quad (2)$$

Тут $\lambda = c/\sqrt{R_1 t}$, $a_{in} = (\ln(R_2/(R_1 + a)) + \Delta P/\sigma_u)/\ln(R_2/R_1)$,
 $b_{in} = R_1(\ln(R_2/R_1) - \ln(R_2/(R_1 + a)) - \Delta P/\sigma_u)/t$.

Модель оцінки залишкової міцності патрубкового з'єднання труб з поздовжнім поверхневим дефектом. Модель оцінки значення граничного внутрішнього тиску спирається на відповідну аналітичну модель для прямої труби [3], яку детально описано вище. Поверхневий поздовжній дефект постулюється в основній трубі, поруч з патрубком. Для моделі характерне наступне. 1). Зона отвору під патрубок моделюється поздовжнім поверхневим дефектом довжиною, що дорівнює діаметру отвору. Глибина фіктивного дефекту визначається з рівності залишкової міцності труби з наскрізним дефектом («глобальне» рішення) і відповідної труби з поверхневою тріщиною («локальний» підхід). 2). Змодельований граничний пластичний стан патрубкової труби, що дає додаткове підсилення для основної труби у термінах додаткової безрозмірної нетто-зв'язки. 3). Реальний дефект є продовженням фіктивного. Залишкова міцність труби з дефектом комплексного профілю отримано з використанням «локального» рішення.

Для випадку розташування реального дефекту довжиною b і глибиною a по обидва боки від патрубкової труби зовнішнім радіусом c та товщиною стінки t значення безрозмірного коефіцієнту зменшення міцності має вигляд (симетричне рішення):

$$\alpha = \frac{P_{LL} R_1}{\sigma_u T} = \frac{1 + 4\lambda_1 \lambda_2 (z + \Delta\alpha)(1 - \tau) + 2\lambda_1^2 (z + \Delta\alpha)(1 - z - \Delta\alpha) + 2\lambda_2^2 \tau(1 - \tau)}{1 + 4\lambda_1 \lambda_2 (1 - \tau) + 2\lambda_1^2 (1 - z - \Delta\alpha) + 2\lambda_2^2 (1 - \tau)} \quad (3)$$

Тут $\lambda_1 = \sqrt{c^2/(RT)}$, $\lambda_2 = b/\sqrt{RT}$, R і T – відповідно внутрішній радіус і товщина стінки основної труби, $\tau = 1 - (a/T)$, $z = 1 - (a_f/T)$, a_f – глибина фіктивного (в зоні отвору) дефекту.

Ефект від підсилення отвору патрубковою трубою внутрішнім радіусом r визначається як $\Delta\alpha = (t/T)\sqrt{t(1 - \alpha_2 r T/(tR))/2r}$,

$$\text{де } \alpha_2 = \left(1 + 2\lambda_1^2 (z + \Delta\alpha)(1 - z - \Delta\alpha)\right) / \left(1 + 2\lambda_1^2 (1 - z - \Delta\alpha)\right).$$

Для випадку одиночного реального дефекту в рамках даного підходу розроблено несиметричне рішення. Шукане значення α в цьому випадку

встановлюється з умови рівності залишкової міцності лівої і правої частин відносно осі патрубкової труби.

Чисельна процедура розрахунку умовної границі міцності (референсних напружень) для поперечного поверхневого дефекту в прямій трубі. В рамках відомого NSC критерію [4] розроблено універсальну чисельну процедуру («глобальне» рішення) визначення референсних напружень σ_{ref} для прямої труби з дефектом складного профілю в умовах одночасного навантаження внутрішнім тиском, осьовою силою і моментом згину. Для випадку гострого дефекту (тріщини) запропоновано «локальне» рішення, у відповідності з яким вводиться відповідний фіктивний дефект, розташований навпроти реального. Тим самим враховується обмежена здатність труби опиратися великим пластичним деформаціям.

Висновки. Запропоновано зручні формули розрахунку залишкової міцності прямої товстостінної труби і патрубкового з'єднання труб з поздовжнім поверхневим дефектом при навантаженні внутрішнім тиском.

Для прямої труби з поперечним дефектом складного профілю розроблено універсальний чисельний алгоритм визначення референсних напружень, що характеризують граничний стан в умовах багатofакторного навантаження (внутрішній тиск, осьова сила, момент згину)

Коректність запропонованих моделей підтверджено результатами власних і літературних повномасштабних випробувань до руйнування.

1. *Kiefner J.F., Maxey W.A., Eiber R.J., Duffy A.R.* Fracture Stress Levels of Flaws in Pressurized Cylinders // Progress in flaw growth and fracture toughness testing, ASTM STP 536. – 1973. – P. 461–481.
2. *Leis B.N. and Stephens D.R.* An Alternative Approach to Assess the Integrity of Corroded Line Pipe. Part I: Current Status; Part II: Alternative Criterion // Proc., 7th International Offshore and Polar Engineering Conference, Honolulu, Hawaii, IV. – 1997. – P. 624–640.
3. *Orynyak I.V.* Leak and Break Models of Pressurized Pipe with Axial Defects // Proc., 6th Int. Pipeline Conf., Calgary, Alberta, Canada. – 2006. – IPC2006-10066. – P. 41–56.
4. *Ranta-Maunus A.K. and Achenbach J.D.* Stability of circumferential through cracks in ductile pipes // Nuclear Engineering and Design. – 1980. – Vol. 60. – P. 339–345.
5. *Staat M.* Plastic Collapse Analysis of Longitudinally Flawed Pipes and Vessels // Nuclear Engineering and Design. – 2004. – **234**. – P. 25–43.

THE COMPARISON OF TWO NUMERICAL PROCEDURES FOR SOLUTION OF INTEGRO-DIFFERENTIAL EQUATION OF FLAT CRACK PROBLEM

BATURA A.S.¹, ORYNYAK A.I.²

¹. G.S.Pysarengo Institute for problem of strength NASU,

². National Technical University of Ukraine "KPI"

The universal semi-analytical integration method for the solution of flat crack problem for the cracks of arbitrary shape is presented. At that two variants of the method are implemented: continuous (hypersingular) and direct; generally continuous approach demonstrates better accuracy.

New SIF results of high accuracy are obtained for the rectangular and semi-elliptical cracks. The influence of the different types of the crack opening form function on the result is investigated. The Oore-Burns form function is shown to be the most universal and physically conditioned.

Для тріщин довільної форми розроблено універсальний напів-аналітичний метод інтегрування для розв'язку відомого інтегро-диференційного рівняння задачі плоскої тріщини. При цьому реалізовано два підходи: гіперсингулярний та прямий, в цілому гіперсингулярний підхід продемонстрував кращу точність.

Отримано нові, точні результати по КІН для прямокутної та напівеліптичної тріщини. Проаналізовано вплив різних функцій форми розкриття тріщини на результат обчислень. Показано, що найбільш універсальною та фізично-обумовленою є функція Ура-Бюрнса.

The problem statement. Despite the significant progress in the development of powerful and universal numerical methods (e.g. finite elements method, FEM) for stress-strained state assessment, the topicality of the exact theoretical solution for different tasks is still very high. E.g., they are very important as gage, test tool to check accuracy of SIF calculations, performed by numerical methods, which are very sensitive to the model and meshing quality.

One of the most widespread methods for the obtaining of the exact theoretical SIF solution for a arbitrary crack is a usage of famous equation (1)[1]:

$$-p(x, y) \frac{4\pi(1-\mu^2)}{E} = I(x, y) = \left(\frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} \right) \iint_S \frac{U(\xi, \eta) d\xi d\eta}{R(x, \xi, y, \eta)} \quad (1)$$

Here S – is an area of a planar crack; (x, y) and (ξ, η) - two sets of Cartesian coordinates in the plane of crack; p - normal stress, which loads the crack surfaces and U - the crack open displacement (COD) field; R is the distance between the point of load application and the considered point of crack opening

displacement, $R = \sqrt{(x - \xi)^2 - (y - \eta)^2}$, E is the module of elasticity, μ is the Poisson' ratio.

Despite the relatively simple form of (1), the obtaining of its universal solution for the cracks of arbitrary shape is extremely complex task. Up to day the analytical solutions in the close form for the COD were obtained only for the circular and elliptical cracks. Nevertheless, current intensive development of the computer-oriented methods gives a new impetus to solve such a task.

The direct method of (1) solution is based on the direct integration of internal integral and subsequent analytical differentiation. In work [2] the general analytical method for calculation of integral is given, when the COD U can be presented as function of one variable, $L = 1 - (\xi/a)^2 - (\eta/b)^2$, where a and b are the axes of half ellipse, e.g. $U(L) = \sqrt{L}$.

The most of modern works use the modification of (1) according to Ioakimidis [3], which inserts the differential operator inside the integral and obtain:

$$I(x, y) = \iint\limits_{(S)} \frac{U(\xi, \eta) d\xi d\eta}{R^3(x, \xi, y, \eta)} \quad (2)$$

where the integral should be interpreted in the finite-part sense of Hadamard. Such methods are continuous, hypersingular.

Our goal is to develop universal integration method for (1), which can be used with both presented approaches.

The method description. The method is based on the polynomial representation of COD and stress fields:

$$U(\xi, \eta) = \Omega \cdot \sum_{i+j \leq J} A_{ij} \xi^i \eta^j, \quad p(x, y) = \sum_{m+n \leq J} B_{mn} x^m y^n. \quad (3)$$

where Ω is the function of COD form which reflects the known singularity of the displacement field at the vicinity of crack contour, where it's proportional to $\sqrt{\Delta}$ factor, Δ - is a distance from considered point of crack area to the contour.

The following types of Ω are considered:

1) Classical, $\Omega_1 = \sqrt{1 - r^2/R^2}$ or \sqrt{L} for the elliptical crack, here r - is a radial coordinate of a certain point of the crack area relatively the crack center, R - radial coordinate of the correspondent contour point, which is located on the same line.

2) Multiplicative COD form function, $\Omega_2 = \prod_i \sqrt{|a_i \xi + b_i \eta + c_i|} / d_i$

($a_i x + b_i y + c_i = 0$, $d_i = \sqrt{a_i^2 + b_i^2}$ - are the crack contour lines equations).

3) Universal COD form function in the form of Oore-Burns, $\Omega_3(\xi, \eta) = \frac{1}{\sqrt{\oint_{\Gamma} 1/l^2(\xi, \eta) d\Gamma}}$. Here Γ - is a crack contour, l - is a distance from

considered at integration segment $d\Gamma$ of the contour to the considered point (ξ, η) of crack area.

To get B_{mn} factors integral values at the set of collocation points $O^q(x_q, y_q)$ is interpolated by the least squares method. At the integration for O^q all crack area is divided into thin double triangles, having the O^q as their common vertex. After transformation into local radial coordinate the level of singularity is decreased for the continuous approach and eliminated for the direct, and the final expressions for the integrals are the following:

$$I(x, y) = \int_0^{\pi} Q(\theta) d\theta \quad (4)$$

$$Q_1(\theta) = \frac{1}{P} \int_{-1}^1 \frac{\sqrt{1-\rho^2} f(\rho)}{(\rho - \rho_0)^2} d\rho \quad (5^a)$$

$$Q_2(\theta) = P \int_{-1}^1 \sqrt{1-\rho^2} f(\rho) d\rho \quad (5^b)$$

where P is a semi-length of integration segment, ρ_0 - is a coordinate of O^q on the segment, $f(\rho) = a_0 + \dots + a_v \rho^v$ is obtained by the interpolation of $f^*(\rho) = \Omega(\xi, \eta) \xi^i \eta^j / \sqrt{1-\rho^2}$.

Integrals (5) can be obtained analytically, e.g. for $f(\rho) = \rho^4$ $Q_1 = 1/P * (\pi/8 + 3\pi\rho_0^2/2 - 5\pi\rho_0^4)$, $Q_2 = P * 3\pi/48$. Thus, the easy and effective method for (1) solution is developed.

The accuracy tests and SIF calculation examples. The excellent accuracy is got for elliptical cracks and polynomial loading up to 4th degree. For the rectangular and semi-circle squares new results were got for the loading up to 8th degree, both integration approaches and all 3 COD form functions. The most universal, perspective and physically conditioned function is Ω_3 of Oore-Burns type. At that hypersingular approach demonstrate excellent accuracy, but direct method accuracy is middling in some cases, which is caused by the double differentiation of the interpolation polynomials and error multiplication on additional degree factors. The dimensionless SIF for square crack is shown on Fig.1, together with data of [4] and our FEM results.

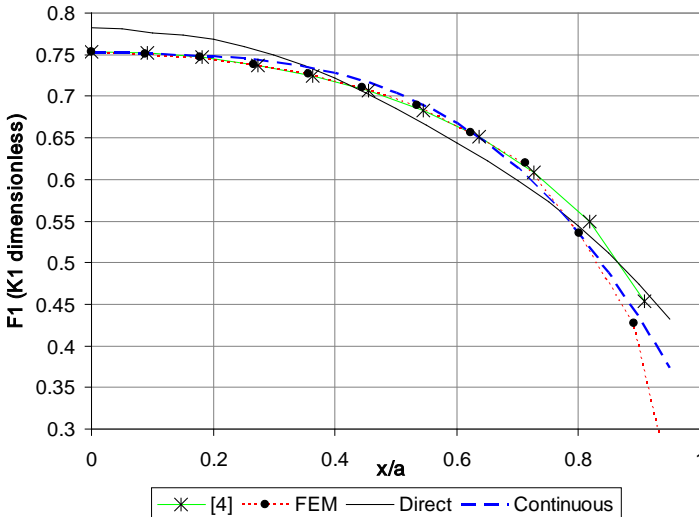


Fig. 1. SIF results for Square crack, Ω_3

1. *Panasyuk V.V.* The Limit Equilibrium of Brittle Bodies with Crack // Kiev: Naukova Dumka, 1968. In Russian
2. *Lurie A.I.* The spatial problems of elasticity theory. State publishing house of technical and theoretical literature // Moscow, 1955, 491p. In Russian.
3. *N.I. Ioakimidis.* Application of finite-part integrals to the singular integral equations of crack problems in plane and three-dimensional elasticity. Acta Mech., 45, 31-47 (1982).
4. *Wang, Q., Noda, N.A., et al.* Variation of the stress intensity factor along the front of a 3D rectangular crack by using a singular integral equation method. Int. J. Fract. 108, 119–131 (2001).

INVESTIGATION OF THE MECHANISMS OF CRACKS
INITIATION AND PROPAGATION IN THE STEAM GENERATOR
OF VVER-1000

BOGDAN A.V., НОПКАЛО О.Е.

G.S. Pisarenko Institute for Problems of Strength
National Academy of Sciences of Ukraine

В статті представлені експериментальні дослідження та чисельне моделювання можливих причин руйнування вузлів зварного з'єднання №111 парогенераторів (33 №111). Основна увага зосереджується на двох можливих факторах навантаження: защемлення опор ПГ та манометричний ефект. Стосовно першого фактору отримано, що температурний перепад теплоносія на 1°C при наявності защемлення опор ПГ приводить до додаткових напружень в 33 № 111 величиною 6 МПа. Таким чином, незначне коливань температури теплоносія призводить до циклічному навантаженні. Даний факт підтверджений наявністю борозенок втоми, які були знайдені в металі 33 № 111 з тріщиною.

The paper represents experimental researches and numerical modeling of the damaging factors of WJ №111. Two main causes of the stresses are considered: the jamming of the roller supports of SG and the manometric effect. Regarding the first factor for the coolant heating by 1 degree with the jamming of supports the additional stresses in the WJ №111 equal to 6 MPa. So, the low value of coolant temperature fluctuations with the presence the jamming of supports leads to cyclic loading. The above statement is confirmed by the fatigue striations which were found in the metal of WJ №111 with crack.

Introduction. At present much attention is paid to the zone of the welded joint between main collectors and steam generator vessel (SG) as the most problematic part of SG [1, 2]. This zone is more known as welded joint №111 (WJ №111). The first crack in these zones was found in November 1998 at the SG metal in the area of the WJ №111 (see. Fig. 1) of SG-1 "hot" collector of the fifth unit of Novovoronezh NPP. Later similar damages in seven steam generators were found [1, 2]. Therefore the cases of damage of WJ №111 are considered as a general problem caused by the same factors for all NPPs with VVER-1000. There is no consensus about the main factors of WJ №111 damage.

This paper represents experimental researches and numerical modelling of the damaging factors of WJ №111. Calculation analysis involves the determination of the basic static (local and global) and cyclic factors of loading and their effects on the stress state of WJ №111. Experimental studies aim is to confirm the effect of above factors and to determine the values of the material characteristics for the WJ №111 in order to predict the corrosion fatigue crack propagation.

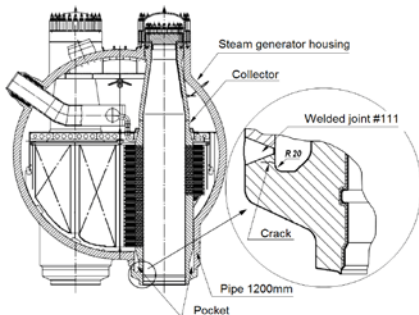


Fig. 1 – Cross-section of SG-1000.

Local stress state analysis. With the aim to understand the type of the stress distribution in the zone of WJ №111 from various factors of load FEM is used. The results of calculations indicate a high stress of zone of WJ №111. Thus, the stresses from the second circuit pressure of 1MPa are 24MPa (coefficient of concentration equal to 6 in comparison with stresses in collector of main circulation piping (MCP)). Stress concentration factor under bending moment from MCP is equal to 2.4 as compared with the stresses in the pipes of MCP. Results of the local stress state calculation in the zone of WJ №111 are used in estimating of the total loading by global factors.

Manometric effect. An out-of-roundness of cross-section of the pipe under internal pressure leads to manometric effect that expresses in additional stresses. In cases when the bend ends are connected to other element of piping (this applies to the WJ №111 adjacent to the parts of the piping system) the additional stresses appear which are caused by the impossibility of bend ends movement.

The stress concentration factor K for the bend at different degrees of ovalization α depending on the ratio of the curvature of the bend B and radius R by using the results of [4] was obtained. The characteristics of the pipe bend which is adjacent to the SG are following: $B = 1540 \text{ mm}$, $R = 460 \text{ mm}$, $t = 70 \text{ mm}$. For $\alpha = 6\%$ when $B/R = 2.97$ the value K is equal to 0.45. So the additional stresses in WJ № 111 from pressure of 1 MPa:

$$(\sigma_{111})_{\max} = 1,44 \cdot K(B/R, \alpha) \cdot \sigma_P = 1,44 \cdot 0,45 \cdot 6,57 \cdot 1 = 4,73 \text{ MPa.}$$

The jamming of the roller supports. The design of the support of the steam generator is shown on Fig. 2. By using the FEM simulation it was found that due to the load uneven distribution between the rows of rollers the stresses higher than the yield stress act in the rollers at the edges of support. Thus, by using the software “3D PipeMaster” [3] a jamming of support in the MCP was simulated. It was found that the additional stresses in WJ №111 reach 80 MPa.

From the other side the change of the temperature by 1 degree leads to stresses changing of 6 MPa.

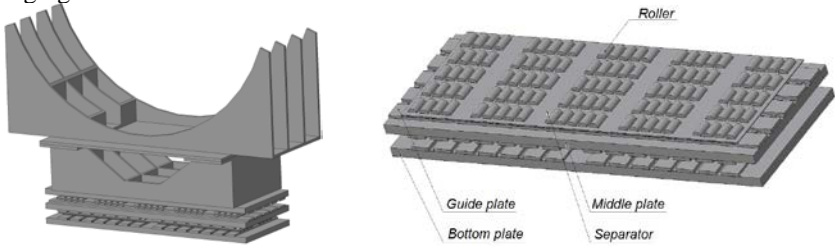


Fig. 2 – Roller support of SG.

General stress state assessment. Applied force factors are determined on the base of calculations of global stress state. They are calculated on the base of the action of temperature, the internal pressures of the primary and secondary circuits and piping weight. The results of the stress assessment from unit loads indicate that the pressure of the secondary circuit makes the largest contribution to the total loading of WJ №111. Fig. 3 shows the results of the stress calculation for the WJ №111 caused by the jamming of supports, manometric effect and hydrotest pressure of secondary circuit. Stress value reaches 335 MPa which is higher than yield stress of the material (323 MPa). So, it can lead to crack initiation in WJ №111.

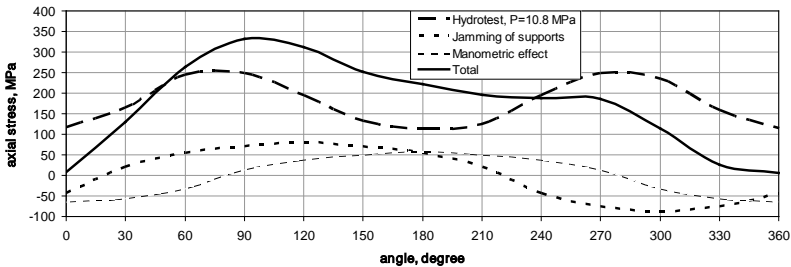


Fig. 3 – Axial stresses in WJ №111 zone for the hydrotest of secondary circuit.

Experimental investigation of WJ №111 with a crack. To study the mechanisms of crack propagation in WJ №111 a complex of experimental investigations of the specimen with a crack was performed. Besides other experimental data the fractographic analysis results are of particular interest. It is obtained that initiation of the crack occurred in the area of the base metal on the inner side of "pocket" in direct contact with the water of the secondary circuit, at the section between the fillet and the root of WJ №111. At the micro level there is an alternation of relief elements with different morphologies: the sections of stress corrosion cracking and the areas with fatigue striations. It is known that fatigue striations on fracture surface are the trace (from cycle to cycle) of crack

front [5]. So measurements of step of striations δ at different areas of fracture were performed. It is found that within the studied crack depth values δ are equal to $(3-5) \cdot 10^{-3}$ mm.

With the aim of identification of the cyclic loads which could affect on the growth of a fatigue crack in WJ №111, the changes of temperature of primary coolant at the nominal operation mode for cold leg of MCP-1 of unit №3 of South Ukrainian NPP have been considered. The results indicate that coolant temperature fluctuation value of about 3 °C during the operation at nominal conditions occurs. The changes of temperature of the coolant at unit №6 of ZNPP were analyzed. There are no significant fluctuations in temperature of the coolant (the amplitude is less than 0.1 °C) at unit №6. The results of inspection of metal of WJ 111 observed the absence of defects at unit №6.

Conclusion. The paper presents a numerical and experimental analysis of the possible reason of damage of WJ №111 zone. On the basis of the research, it can be concluded that the main factors of loading are: structural feature of zone of WJ №111 which is leading to the large stress concentration compared to other parts of the collector of SG; possibility of jamming of SG supports due to the uneven load distribution for SG rollers; out-of-roundness of cross section of pipe bends near SG which causes the manometric effect from the internal pressure of primary circuit. Besides the factors of loading which affects for the crack initiation and propagation are: the fluctuation of temperature of the coolant of the primary and secondary circuits, even at the nominal operating mode and additional stresses in the WJ №111 with the presence of jamming of support of SG as a result; hydrotest of the secondary circuit which is lead to stresses higher than yield stress.

1. *Lyakishev S. L., Kharchenko S. A., Kucheryavchenkov A. V. and Korotaev N. F.* Optimization of collector-to-steam generator vessel welding unit // Proc., 7th International Seminar on Horizontal Steam Generators, OKB "GIDROPRESS". – Podolsk, Russia, 2006.
2. *Krajčovič R. and Schmidt M.* Advanced eddy current system for inspection of wwer steam generator tubes and collector // Proc., International scientific and technical conference "Safety assurance of NPP with VVER", OKB "GIDROPRESS". – Podolsk, Russia, 2009.
3. *Orynyak I. V., Torop V. M., Romashchenko V. A. and Zhurakhovskii S. V.* Numerical Analysis of a Three-dimensional Branched Pipeline Using Special Software Designed for Estimation of the Strength of the Equipment of Nuclear Power Plants // Strength of Materials. – 1998. – V. 30, Issue 2.
4. *Orynyak, I. V. and Radchenko S. A.* Analytical solution of the Brazier problem for thin-wall pipes with initial cross-sectional shape imperfection in the case of action of pressure // Strength of Materials. – 2008. – V. 40, Issue 3.
5. *Krasovskii A. Ya., Ostash O.P., Stepanenko V. A. and Yarema S. Ya.* The effect of low temperatures on the rate and microfractographic features of the development of a fatigue crack in low-carbon steel // Strength of Materials. – 1977. – V. 9, Issue 4.

ВИЗНАЧЕННЯ ЛОКАЛЬНИХ ДЕФОРМАЦІЙ МАТЕРІАЛУ ОБШИВКИ КРИЛА ЛІТАКА

ВІРА В.В., КУЛИК В.В., ПОДГУРСЬКА В.Я.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

Проаналізовано застосовність відомих в літературі залежностей для розрахунку розкриття вершини тріщини. На основі порівняння експериментальних і розрахункових даних розкриття вершини тріщини показано, що наведені аналітичні методи не забезпечують достовірності значень тріщини в широкому діапазоні його зміни. Для інженерних розрахунків пропонується модифікована формула Райса, яка забезпечує ці вимоги або експериментально встановлені значення розкриття.

The known formulas for the crack tip opening displacement calculation are analyzed. Based on the comparison of experimental and calculated data on crack tip opening range it was shown that the mentioned formulas do not provide reliable data calculation in the wide tip opening range. For engineering calculations a modified Rice's formula ensuring these requirements or experimentally established values of opening are proposed.

Вступ. Основним інструментом механіки руйнування, за яким можна визначати опір матеріалу поширенню втомних тріщин за циклічного навантаження, є діаграма циклічної тріщиностійкості. Це експериментально встановлена залежність, яка пов'язує швидкість поширення макротріщини в матеріалі із певним параметром, що визначає напружено-деформований стан в околі її вершини. Такими параметрами можуть бути локальні напруження, деформації чи втрати локальної енергії деформування. Найбільш поширеним на даний час є силовий підхід, методики та засоби якого є стандартизовані [1–4]. В деформаційному підході перевагою є те, що величину деформацій можна визначати як розрахунково, використовуючи аналітичні методи, так і експериментально шляхом безпосереднього вимірювання на елементі конструкції. На даний час в літературі є ряд розрахункових формул, але їх застосування є сумнівними, оскільки вони дають різні результати. Достовірнішими вважаються експериментальні методи, проте тут важливим є точність встановлення локальних переміщень, зокрема розкриття вершини тріщини. Тому нижче, порівняно експериментальні і розрахункові значення розкриття, а також проаналізовано межі і можливості їх застосування для побудови кінетичних діаграм втомного руйнування матеріалу обшивки крила літака із врахуванням асиметрії циклу навантаження і деградації матеріалів.

Мета даної роботи – порівняти експериментально встановлені значення розкриття вершини тріщини із аналітично отриманими величинами і визначити межі та можливості їх застосування для оцінки циклічної тріщиностійкості досліджуваних матеріалів.

Матеріал та методика досліджень. У даній роботі представлено результати досліджень, проведених на компактних зразках базового розміру $W = 40$ мм і товщиною $t = 3,3$ мм із сплаву В95Т1 у стані постачання і після модельної деградації, а саме циклування ($N = 10^5$ циклів, $\Delta\sigma_{\text{ном}} = 80$ МПа) при температурі 200°C . Випробовування проводили за постійної амплітуди навантаження з частотою 10...15 Гц та коефіцієнта асиметрії циклу навантаження $R = 0,1$ та $0,5$ у середовищі лабораторного повітря. Статичні механічні властивості матеріалів подано в табл.

Таблиця. Механічні властивості сплаву В95Т1

№ за/п	Об'єкт досліджень	$\sigma_{0,2}$	σ_B	σ_0	E	δ
		МПа				%
1	Стан постачання	480	550	515	$7 \cdot 10^4$	17...18
2	Після модельної деградації	360	410	385	$7 \cdot 10^4$	4...5

Короткочасну міцність і пластичність визначали на п'ятикратних циліндричних зразках з діаметром робочої частини 3 мм. Довжину втомної тріщини виміряли катетометром КМ-6 за 25-кратного збільшення. Вимірювання розкриття вершини тріщини здійснювали давачем лінійних переміщень підвищеної чутливості [5], робочий діапазон якого становить 0...400 мкм з точністю вимірювання $\pm 0,2$ мкм.

Під час розрахунку $\Delta\delta$ для коротких тріщин в пружно-пластичних умовах використовують формулу, отриману в рамках δ_c -моделі [3]:

$$\Delta\delta = -\frac{8\sigma_0 a}{\pi E} \left[\ln \left(\cos \frac{\pi\sigma_{\text{ном}}^{\text{max}}}{2\sigma_0} \right) - \ln \left(\cos \frac{\pi\sigma_{\text{ном}}^{\text{min}}}{2\sigma_0} \right) \right], \quad (1)$$

де $\sigma_0 = (\sigma_{0,2} + \sigma_B)/2$ – напруження текучості матеріалу у вершині тріщини, E – модуль Юнга; a – довжина тріщини; $\sigma_{\text{ном}}^{\text{max}}$ і $\sigma_{\text{ном}}^{\text{min}}$ – максимальне і мінімальне значення номінальних напружень у циклі навантаження.

Якщо при цьому розкласти в ряд функцію $\ln(\cos x)$, то після певних перетворень і спрощень отримаємо формулу:

$$\Delta\delta = \frac{(1+R)K_{\text{max}}}{E\sigma_0} \Delta K, \quad (2)$$

структура якої близька до регламентованої стандартом формули Райса [4]:

$$\Delta\delta = \frac{\Delta K^2}{\sigma_{0,2} E}, \quad (3)$$

яку для різних класів матеріалів пропонують також у модифікованому вигляді:

$$\Delta\delta = \alpha \frac{\Delta K^p}{\sigma_{0,2} E}, \quad (4)$$

де коефіцієнти α та p – константи матеріалу [6].

Для експериментального визначення розкриття вершини тріщини застосовували розроблену нами методику [5], при цьому вимірювання розкриття проводили безпосередньо біля вершини тріщини [7].

Результати досліджень та їх обговорення. На рис. 1,2 порівняно значення розмахів розкриття вершини тріщини, виміряних безпосередньо на зразку ($\Delta\delta_{\text{експ}}$) та розрахованих ($\Delta\delta_{\text{розра}}$) за вищенаведеними формулами для сплаву В95Т1 у стані постачання та після модельної деградації.

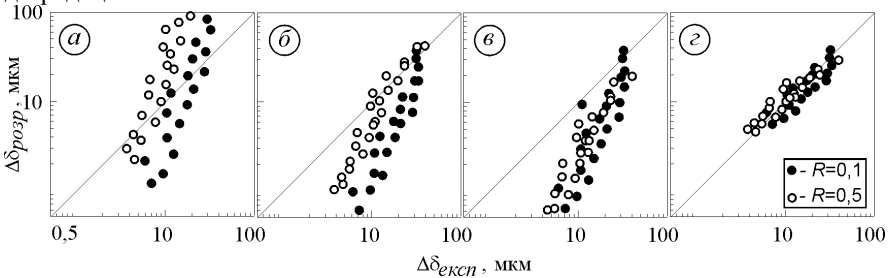


Рис.1. Порівняння значень розмахів розкриття вершини тріщини, виміряних безпосередньо на зразку ($\Delta\delta_{\text{експ}}$) та розрахованих ($\Delta\delta_{\text{кал}}$) за формулами: а – (1); б – (2);

в – (3); з – (4) для сплаву В95Т1 у стані постачання.

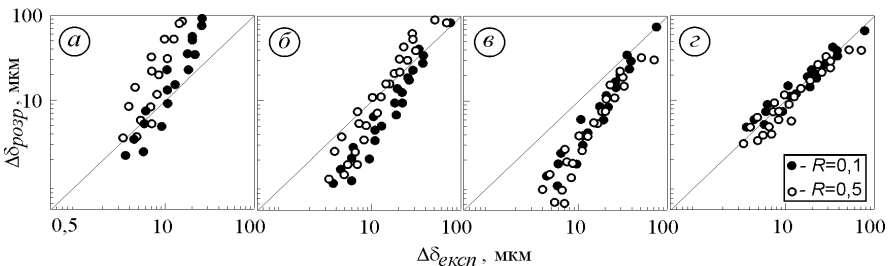


Рис.2. Порівняння значень розмахів розкриття вершини тріщини, виміряних безпосередньо на зразку ($\Delta\delta_{\text{експ}}$) та розрахованих ($\Delta\delta_{\text{кал}}$) за формулами: а – (1); б – (2); в – (3); з – (4) для сплаву В95Т1 після модельної деградації.

Встановлено (рис. 1а, 2а), що в діапазоні малих значень (до 15 мкм) формула (1) для досліджуваних матеріалів встановлює розмахи розкриття $\Delta\delta$, які задовільно збігаються з експериментальними. В діапазоні великих значень ($\Delta\delta > 15 \dots 20$ мкм) розрахунок дає значно завищені результати, тим більші, що більша асиметрія циклу навантаження. Тобто діапазон застосування формули (1) обмежений за величиною розкриття і асиметрією циклу.

Іншу картину (рис. 1б, 2б) спостерігаємо, коли використовувати формулу (2). Збіжність з експериментальними даними задовільна для розкриття $\Delta\delta > 15$ мкм, а для малих навантажень вона дає суттєво занижені результати. Подібні, хоч і гірші тенденції (рис. 1в, 2в) демонструє ф-ла (3).

Найкраще узгодження розрахункових та експериментальних даних, якщо застосовувати формулу (4) (рис. 1г, 2г). Тут коефіцієнти α та p визначаються експериментально і суттєво залежать від матеріалу ($\alpha=34$, $p=0,95$ для сплаву В95Т1 у стані постачання та $\alpha=17$, $p=1,18$ після змодельованої деградації). Тому при використанні формули (4) слід накопичити базу даних для конкретних матеріалів.

Висновок. Показано, що межі застосування відомих в літературі аналітичних залежностей для визначення розкриття вершини тріщини є обмеженими. На практиці, визначення локальних значень розкриття і їх подальше використання для побудови діаграм циклічної тріщиностійкості матеріалів пропонується проводити за модифікованою формулою Райса, або ж експериментально.

1. 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.
2. Elber W. Fatigue crack closure under cyclic tension // Engng. Fract. Mech. – 1970. – 2, № 1. – P. 37–45.
3. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
4. Райс Дж. Математические методы в механике разрушения. – Разрушение (Под ред. Г. Либовица). – М.: Мир, 1975. – Т. 2. – С. 204–335.
5. Побудова кінетичних діаграм втомного руйнування матеріалів за деформаційного підходу / О. Остап, І. Андрейко, Р. Чепіль та ін. // машинознавство. – 2007. – № 2. – С. 33–36.
6. Троценко 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. – № 4. – С. 13–18.
7. Schwalbe K.-H., Neale B. A procedure for determining the fracture behavior of materials – the unified fracture mechanics test method EFAM FTP94 // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1995. – 18. – P. 413–424.

УДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДУ ФУНКЦІЇ УСАДКИ ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ЗВАРЮВАЛЬНИХ ДЕФОРМАЦІЙ СКЛАДНИХ ПРОСТОРОВИХ КОНСТРУКЦІЙ

ГАВРИЛОВ Д.С., МАХНЕНКО О.В.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ

Запропоновано удосконалення підходу комбінованого використання методів термопластичності і методу функції усадки для прогнозування загальних деформацій конструкцій з криволінійними зварними з'єднаннями за допомогою методу скінчених елементів. Для опису усадкових деформацій елементи зварного з'єднання моделювалися як композитний двошаровий матеріал з анізотропним термічним розширенням. Запропонований метод був застосований для прогнозування загальних деформацій нової зварної конструкції робочого колеса радіального нагнітача НР-7500.

The present work introduces an improvement of approach of combined usage of general thermoplastic methods and the inherent strain method for overall distortion prediction of structures with curvilinear weld joints using the finite element method. Weld joint elements simulated as a two-layer composite material with anisotropic thermal expansion is used for residual strain simulation. The approach presented is applied for overall distortion prediction of the novel weld structure of the NR-7500 exhaustor fan impeller.

Визначення зварювальних деформацій для великогабаритних конструкцій розрахунковими методами, що ґрунтується на теорії термопластичності, вимагають великих обчислювальних потужностей, а також значної кількості часу для розрахунку [1]. У даній роботі використовується комбінація найбільш загальних методів термопластичності визначення зварювальних деформацій і напружень, а також наближеного методу функції усадки для прогнозування загальних деформацій конструкції [2]. Комбіноване застосування зазначених методів реалізується за допомогою сучасного пакету скінченно-елементного аналізу. У даній роботі пропонується удосконалення відомого підходу для прогнозування загальних зварювальних деформацій великогабаритних конструкцій з великою кількістю зварних з'єднань, заснованого на комбінованому застосуванні загальних методів термопластичності і наближеного методу функції усадки [3,4].

З метою реалізації методу функції усадки для зварних з'єднань складної просторової конфігурації використовується метод скінчених елементів і вдосконалену методику фіктивних температур для опису додаткових усадкових деформацій в зоні зварних з'єднань за допомогою моделювання з'єднувальних елементів конструкції як композитного двошарового матеріалу з анізотропним термічним розширенням [5]. Таке

уявлення дозволяє застосовувати в скінченно-елементній моделі економічні оболонкові елементи і легко задавати як подовжню і поперечну усадку, так і кутові деформації для зварних з'єднань будь-якого просторового розташування і конфігурації.

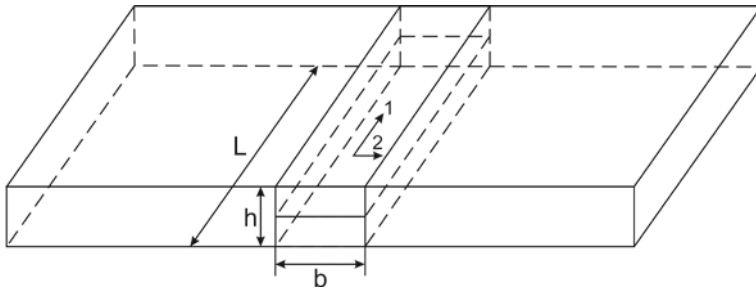


Рис.1. Зразок стикового зварного з'єднання (h - товщина, L - довжина) з виділеною зоною усадкових деформацій шириною b (1 - напрям поздовжньої усадки, 2 - поперечної).

Для моделювання локальних зварювальних деформацій усадки використовується метод фіктивних температур, при якому в зоні зварних з'єднань задаються певним чином вибрані температура і коефіцієнти термічного розширення матеріалу.

Зона зварного шва розглядається як двошаровий композитний матеріал з анізотропним термічним розширенням (Рис.1). Деформації в поздовжньому щодо осі шва напрямку 1 визначають подовжню зварювальну усадку, а в поперечному напрямку 2 - поперечну усадку і відповідну кутову деформацію. Певні їх величини задавалися шляхом використання різних коефіцієнтів термічного розширення для даних напрямків.

Розроблено теоретично залежності, що зв'язують параметри усадки і коефіцієнти термічного розширення шарів зони усадки для стикового і таврового з'єднання. Значення коефіцієнтів термічного розширення складають в поздовжньому напрямку:

$$\alpha_{11}^1 = \alpha_{11} + \alpha_{11}^d, \quad \alpha_{11}^2 = \alpha_{11} - \alpha_{11}^d,$$

$$\alpha_{11} = \frac{1}{\Delta T} \left(\varepsilon_{ук}^{np} + \frac{V_{ук}^{np}}{Lhb^0} \right), \quad \alpha_{11}^d = \frac{Ch}{3\Delta T},$$

де $\alpha_{11}^1, \alpha_{11}^2$ - коефіцієнти термічного розширення 1 і 2 шарів

в поздовжньому напрямку;

ΔT - величина фіктивного охолодження, К;

$\varepsilon_{ук}^{np}$ - відносна поздовжня деформація;

$V_{ук}^{np}$ - об'єм поздовжнього укорочення, м³;

L - довжина з'єднання, м;

h - товщина зварюваних листів, м;

b^0 - початкова ширина моделі зварного шва, м;

C - кінцева кривизна зварного з'єднання в поздовжньому напрямку.

У поперечному напрямку значення коефіцієнтів термічного розширення складають:

$$\alpha_{22}^1 = \alpha_{22} + \alpha_{22}^d, \quad \alpha_{22}^2 = \alpha_{22} - \alpha_{22}^d,$$

$$\alpha_{22} = \frac{\Delta b}{b^0 \Delta T}, \quad \alpha_{22}^d = \frac{h\gamma}{3b^0 \Delta T},$$

де $\alpha_{22}^1, \alpha_{22}^2, \alpha_{11}^1, \alpha_{11}^2$ - коефіцієнти термічного розширення 1 і 2 шарів у поперечному напрямку;

Δb - поперечна усадка, м;

γ - поперечна кутова деформація, рад.

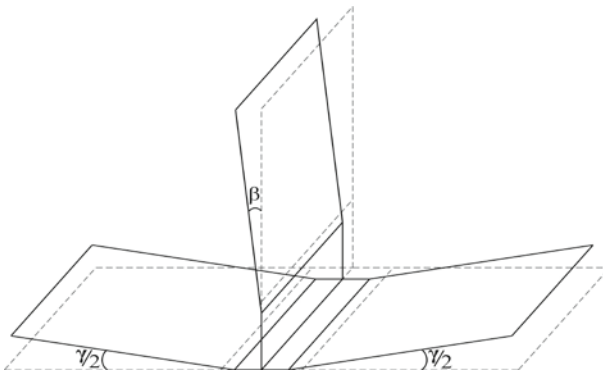
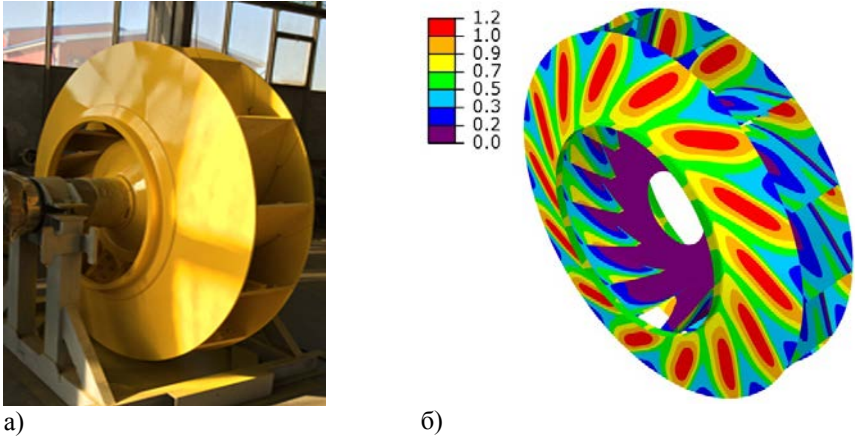


Рис. 2. Схема моделювання таврового з'єднання.

Таврове зварне з'єднання за допомогою даної моделі розглядалося як комбінація вже розглянутого стикового з'єднання і додаткового ребра. Значення коефіцієнтів термічного розширення матеріалів композитних шарів у зоні з'єднання ребра визначалося аналогічним чином (Рис.2).

Згідно розробленої методики проведено розрахунки загальних усадкових деформацій зварної конструкції робочого колеса радіального нагнітача НР-7500 (Рис. 3а), який використовується для відкачування продуктів згорання мартенівських печей, агломераційних і конвертерних газів. Розглянуто вплив різних типів усадкових деформацій на загальні деформації конструкції.



а) б)
Рис. 3. Загальний вигляд конструкції робочого колеса радіального нагнітача НР - 7500 (а) та результати розрахунку загальних зварювальних деформацій, мм

На основі отриманих результатів (Рис. 3б) вироблені технологічні рекомендації щодо зменшення загальних деформацій даної зварної конструкції.

1. Математическое моделирование напряжённо-деформированного состояния сварных стрингерных панелей из титанового сплава вт-20 / *Махненко О.В., Мужиченко А.Ф., Прудкий И.В.* // Автоматическая сварка. — 2013. — № 2. — С. 14–20.
2. *Лобанов Л.М.* Расчетное прогнозирование сварочных деформаций при изготовлении плоских секций с целью снижения объема пригоночных работ / *Лобанов Л.М., Махненко О.В., Зайфферт П.* // Автоматическая сварка. — 1997. — № 1 — С. 21–24.
3. *Махненко О.В.* Комбинированное применение метода термопластичности и метода функции усадки для изучения процесса тепловой правки судостроительных панелей / *Махненко О.В.* // Математичні методи та фізико-механічні поля. — 2008. — 51, № 4. — С. 193–201.
4. *Luo Y.* Prediction of Deformation for Large Welded Structures Based on Inherent Strain / *Y. Luo, D. Deng, L. Xie, H. Murakawa* // Trans. of JWRI. – 2004. – Vol. 33, No 1. – P. 65–70.
5. *Luo Y.* Welding Deformation of Plates with Longitudinal Curvature / *Y. Luo, M. Ishiyama, H. Murakawa* // Trans. of JWRI. – 1999. – Vol. 28, No 2. – P. 57–65.

ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ КОЛІС ПАРОВИХ
ТУРБІН З ВРАХУВАННЯМ ДІЇ ВОДНЕВМІСНИХ СЕРЕДОВИЩ

ДОЛІНСЬКА І. Я.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

Побудовано математичну модель для визначення періоду докритичного росту повзучо-втомної тріщини в металічних матеріалах під дією змінного в часі навантаження та водневмісного середовища. На основі цього розроблений метод для визначення залишкового ресурсу колеса парової турбіни з врахуванням водневмісного середовища.

The mathematical model for determining the period of subcritical creep-fatigue cracks growth in metal materials under the variable in time loadings and hydrogen environment has been built. On the basis of it's a method is developed for determination of residual life of steam-turbine wheel considering hydrogen environment.

Вступ. Елементи конструкцій енергетичного устаткування найчастіше працюють під дією змінного в часі навантаження, високої температури та водневмісного середовища. Для надійного прогнозування виходу з ладу таких елементів (можливих аварій) постає проблема про визначення їх залишкового ресурсу. Особливо, це стосується випадків за сумісної дії водню H_2 , циклічного навантаження з витримкою T в циклі і високої температури, в результаті чого в елементах конструкцій розвиваються повзучо-втомні тріщини, які ростуть, досягають критичних розмірів і конструкція руйнується. Для прогнозування такого непередбаченого руйнування розраховують період докритичного росту таких тріщин (залишковий ресурс). Дана робота і присвячена дослідженню таких питань. Зокрема, тут побудована розрахункова модель визначення впливу водню на залишковий ресурс коліс парової турбіни.

Постановка задачі. Розглянемо плоский диск парової турбіни внутрішнього і зовнішнього радіусів r_1 , r_2 сталі товщини h , який має питому масу ρ та обертається з кутовою швидкістю ω (рис. 1). Вважається, що парова турбіна внаслідок певних технологічних причин зупиняється час від часу. Таким чином, навантаження об'єму колеса парової турбіни буде наближено циклічним з певною витримкою в циклі.

Для інженерної практики важливим є дослідження випадку, коли такий диск має поверхневу тріщину довжини l_0 і навантажений циклічним круговим розтягом з періодом T за високої температури. Поряд з тим, на диск діє водневмісне середовище, яке створює біля вершини тріщини концентрацію водню C_0 . Теоретичну основу цього дослідження і складе

задача про визначення впливу водню на період докритичного росту такої тріщини, тобто кількості циклів навантаження $N = N_*$, з досягненням яких тріщина підросе до критичного розміру $l = l_*$ і диск зруйнується.

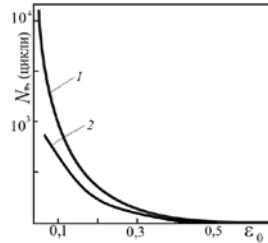
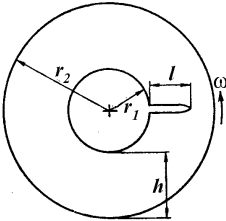


Рис. 1. Кільцевий диск парової турбіни.

Залежність залишкової довговічності N_* диску парової турбіни від безрозмірного розміру тріщини ϵ_0 .

Розв'язок такої задачі отримаємо на основі раніше запропонованого авторами енергетичного підходу [1]. Разом з тим вважаємо, що основним механізмом поширення тріщини є втома з повзучістю, а водень тільки інтенсифікує або послаблює цей процес. На основі цього для визначення залишкового ресурсу диска парової турбіни $N = N_*$ отримаємо наступне рівняння

$$\frac{dl}{dN} = \frac{\alpha_0(1-R)^4}{4\sigma_0 f E} \left(\left[K_{I\max}^2 + A_2 [K_{I\max}^2 K_{fC}^{-2}]^m (1 + \beta_1 \beta_2 C_0 T) \ln \left(\frac{t_0 + T}{t_1} \right) \right]^2 - \left[K_{th}^2 + A_2 [K_{th}^2 K_{fC}^{-2}]^m (1 + \beta_1 \beta_2 C_0 T) \ln \left(\frac{t_0 + T}{t_1} \right) \right]^2 \right) \cdot [K_{fC}^2 - K_{I\max}^2]^{-1} \quad (1)$$

за початкової і кінцевої умов

$$N = 0, \quad l(0) = l_0 \quad (2)$$

$$N = N_*(t_*), \quad l(N_*(t_*)) = l_*; \quad K_{I\max}(l_*) = K_{fC}, \quad (3)$$

де $A_2 = A_1 t_0 E \sigma_0 f$; A_1, t_1, m – константи високотемпературної повзучості, які знаходимо із експерименту; β_1, β_2 – константи, які визначають із експерименту; C_0 – концентрація водню; K_{fC} – критичне значення коефіцієнта інтенсивності напружень $K_{I\max}$; K_{th} – нижнє порогове значення $K_{I\max}$ за якого не відбувається повзучо-втомного руйнування; E – модуль Юнга; $\sigma_0 f$ – усереднені напруження в зоні передруйнування; $t_0 = 1$ год.

Значення коефіцієнта інтенсивності напружень $K_{I\max}$, що входить в формулу (1) визначаємо так [2]

$$K_{I\max} = 0,25\sqrt{\pi l}\rho\omega^2 r_1^2 [13 + 3\mu] \cdot \frac{1,1215\sqrt{1-\varepsilon}}{\sqrt{1+0,8460\varepsilon}} \left(0,0948 + \frac{0,9052}{\sqrt[4]{1-\varepsilon}} \right)^4, \quad (hr_1^{-1} = 1), \quad (4)$$

де μ – коефіцієнт Пуассона; $\varepsilon = lh^{-1}$.

Розглянемо конкретний випадок, коли диск парової турбіни виготовлений зі сталі 324. При цьому для даного матеріалу прийемо наступні характеристики високотемпературної повзучості: $T = 12$ год, $K_{fC} = 100$ МПа $\sqrt{м}$, $K_{th} = 7,5$ МПа $\sqrt{м}$, $\sigma_t = 450$ МПа, $R = 0$, $\alpha_0 = 1,24$, $E = 1,9 \cdot 10^5$ МПа, $m = 0,85$, $A_1 = 1,25 \cdot 10^{-5}$ м/год, $t_1 = 0,0128$ год; характеристики наводнювання: $\beta_1 = 2,22$ (ppm) $^{-1}$, $\beta_2 = 0,22$ год $^{-1}$, $C_0 = 0,9$ ppm; геометричні параметри: $h^{0,5}\rho\omega^2 r_1^2 = 0,14K_{fC}$ $h = r_1 = 0,2$ м. Беручи до уваги ці дані та проінтегрувавши рівняння (1) за умов (2), (3), з врахуванням (4) побудуємо залежність залишкової довговічності N_* диска від безрозмірного розміру тріщини (рис. 2) без врахування (крива 1) і з врахуванням (крива 2) водневмісного середовища. Як бачимо неврахування дії водню (крива 2) може призвести до переоцінки залишкового ресурсу диска і непередбачуваного руйнування елемента конструкції.

Аналогічним чином розв'язана задача про вплив водню на залишковий ресурс кругового диска парової турбіни з внутрішньою тріщиною.

Висновки. За енергетичним підходом побудовано математичну модель для дослідження впливу водню на залишковий ресурс колеса парової турбіни. За допомогою якої розраховано залишкову довговічність кільцевого та кругового дисків парової турбіни зі сталі 324 з врахуванням водневмісних середовищ. Встановлено, що водень підвищує швидкість поширення повзучо-втомної тріщини, а це призводить до пониження залишкової довговічності елемента.

1. Вплив водню на ріст повзучо-втомних тріщин у тонкостінних елементах конструкцій / О. Андрейків, І. Долінська, Н. Яворська, Л. Добровольська // Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2013. – № 4. – С. 7–15.
2. Андрейків О. С., Сас Н. Б. Оцінка періоду докритичного росту тріщини високотемпературної повзучості в колесі парової турбіни // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2010. – № 3. – С. 16–22.

ПРОБЛЕМАТИКА ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ
КОРПУСУ РЕАКТОРУ ЗАПОРІЗЬКОЇ АЕС БЛОК №1ДУБИК Я.Р.¹, ОРІНЯК А.І.²¹ Інститут проблем міцності ім. Г.С.Писаренка НАН України² Національний технічний університет України «КПІ»

Представлений досвід розрахунку залишкового ресурсу корпусу реактору ЗАЕС-1. Описана методологія проведення розрахунків, та дані порівняння розрахункових значень КІН для лінійної та не лінійної механіки руйнування для декількох типів постульованих тріщин.

This article represent calculation experience for lifetime assessment of reactor pressure vessel of ZNPP-1. Methodology is described, some comparison between elastic and elastic-plastic fracture mechanics SIF calculations is given for possible crack shapes.

Вступ. На поточний момент більшість атомних енергоблоків України, збудованих у 80-х роках, вичерпують проектний термін своєї експлуатації який становить 30 років. Саме тому наразі тривають роботи з продовження терміну експлуатації у понад проектний період, що є загально прийнятою світовою практикою. Одним з головних критеріїв безпечної експлуатації корпусу реактору (КР) у понад проектний термін є оцінка опору крихкому руйнуванню.

Оцінка на опір крихкому руйнуванню в Україні регламентується [1], що замінив [2] та вніс багато незрозумілостей у розрахунки. Загалом [1] розроблено на основі [3] з багатьма недоліками. Вимогою документу [1] є проведення пружно-пластичних розрахунків піднаплавочної чи поверхневої тріщини (Рис.1), наголошуючи що це є найкращим міжнародним досвідом. Зауважимо що натомість кращий міжнародний досвід свідчить протилежне в США[4], Франції[5], Японії[6], Німеччині[7] оцінка опору крихкому руйнуванню виконується методами лінійної механіки руйнування (ЛМР). Також [1] вимагає оцінки крихкої міцності наплавлення, при чому не зрозуміло яким чином її можливо виконати, та нащо це виконувати для в'язкого матеріалу антикорозійного наплавлення. З оцінки крихкої міцності наплавлення більш детальні відомості містить [3], де стверджується що необхідно "завести" тріщину у наплавлення на 1 мм, та рахувати J-інтеграл по додатковому контуру(Рис.1).

Методика проведення розрахунків. При розрахунках на опір крихкому руйнуванню застосовано пружно-пластичний аналіз напружено-деформованого стану в поєднанні з методами нелінійної механіки руйнування (НЛМР). Розрахунки виконано для осьової тріщини з наступними параметрами: $a/c=0.3$, $a=0.125(s+a)$, $r=7\text{мм}$, $s=192.5\text{мм}$. 3

точки зору ресурсу КР найбільш небезпечними є три зони, що зазнають нейтронного опромінення: зварний шов №3, зварний шов №4 та циліндрична обичайка напроти центру активної зони (А3). Для розрахунку обрано декілька представницьких аварійних сценаріїв, що призводять до теплового удару на КР, і як наслідок виникають великі градієнти температур та напружень. Щоб мати змогу оцінити крихку міцність наплавлення, для розрахунку обрано тріщину що проникає в наплавлення на 1 мм.

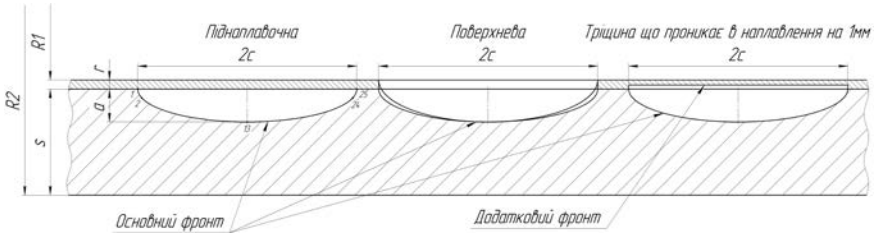
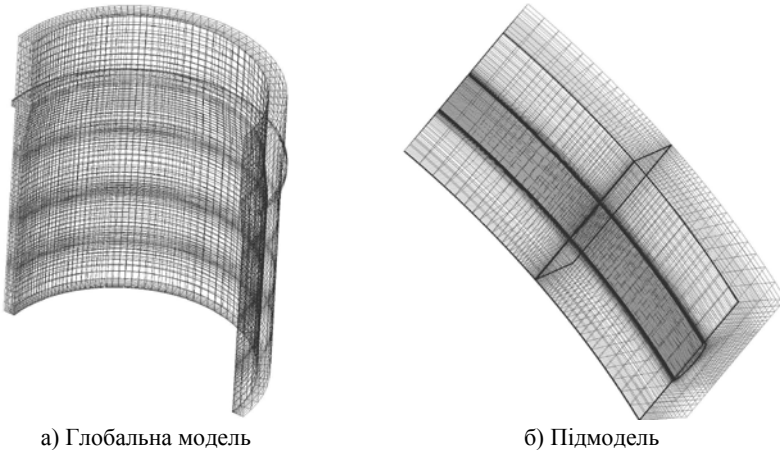


Рис. 1 – Типи розрахункових тріщин

При розрахунках використовувалась технологія «Submodeling», тобто спочатку розраховувалась «глобальна модель» КР (рис.2а) для визначення полів температур та напружень, а потім на більш детальній «локальній підмоделі» (рис.2б) розраховувались значення J-інтегралу по основному та додатковому фронту тріщини, при цьому граничні умови для локальної підмоделі визначаються з рішення задачі для глобальної моделі.



а) Глобальна модель

б) Підмодель

Рис. 2 – Розрахункові KE сітка

Зауважимо, що «глобальна модель» не містить тріщини, тому при розрахунках виникає необхідність вибрати такі розміри підмоделі, щоб

уникнути впливу граничних умов на значення J-інтегралу. Оскільки тріщина осьова, розміри в осьовому напрямку можуть бути обрані досить невеликими, їх можливо оцінити за формулою:

$$K_1 = \sigma \sqrt{\pi a Q} \cdot F(\theta, b, c, a, s) \quad (1)$$

де Q – еліптичний інтеграл, σ – номінальні напруження $F(\theta, b, c, a, s)$ – функція форми, що є добутком:

$$F = \left[M_1 + M_2 \left(\frac{b}{t} \right)^2 + M_2 \left(\frac{b}{t} \right)^4 \right] g(\theta) f(\theta) q(b) \quad (2)$$

від осьового розміру b залежить лише функція $q(b)$:

$$q = \left[\cos \left(\pi \cdot c \frac{\sqrt{a/s}}{2 \cdot b} \right) \right] \quad (3)$$

Таким чином якщо розмір підмоделі в осьовому напрямку буде складати 275 мм, похибка у визначенні КІН буде сягати всього 0.7%. Для колового розміру вираз є дещо складнішим, для нашої тріщин при відношенні $l/s > 5$ похибка буде менше 1%.

Результати розрахунків. При визначенні залишкового ресурсу КР ЗАЕС-1 розглянуто сім аварійних сценаріїв. Узагальнюючи цей розрахунковий досвід відмітимо сильну залежність розрахункових результатів від КЕ сітки, та необхідність доведення збіжності результатів на різних по густині сітках. Також зауважимо слабку збіжність результатів по контурах інтегрування на ділянці розвантаження, що є визначальною для ресурсу КР. Натомість такі недоліки не притаманні ЛМР, що дає зрозумілі та легко перевіряємі результати, які не залежать від історії навантаження.

Результати розрахунків зведені до табл. 1, для одного представницького аварійного режиму LOCA 4.2.2, підмодель активної зони. Для порівняння у табл.1 представлені результати для всіх типів тріщин (рис.1) методами ЛМР та НЛМР.

Таблиця 1. Максимальні значення КІН МПа $\sqrt{м}$ для різних типів тріщин

Тип тріщини (рис. 1)		Точка №1		Точка №13	
			[3]		[3]
Поверхнева	ЛМР	77.55	69.64	108.92	103.76
	НЛМР	67.89	–	101.72	–
Заведена на 1 мм в наплавлення	ЛМР	40.93	–	69.43	–
	НЛМР	66.37	–	89.62	–
Піднаплавочна	ЛМР	26.63	23.19	65.91	67.90
	НЛМР	41.28	–	83.29	–

Додатково за Appendix IV [3] для ЛМР обчислення значення КІН, за значеннями напружень отриманих з "глобальної моделі". Аналіз табл.1 свідчить про гарну збіжність КІНів отриманих за [3] та у даній статті, найбільша розбіжність спостерігається для точки на інтерфейсі між наплавленням та основним металом, що пояснюється складністю отримання достовірних результатів для точки розділу різнорідних матеріалів, навіть у пружності. Відмітимо що найбільш консервативною є поверхнева тріщина розрахована методами ЛМР, більш того такий розрахунок має дуже добру збіжність по контурах, та слабо залежить від розрахункової сітки.

Висновки. Проведені розрахунки свідчать про наступне:

- ✓ найбільш консервативною є поверхнева тріщина розрахована за підходами ЛМР;
- ✓ розрахунки за НЛМР сильно залежать від розрахункової сітки;
- ✓ розрахунки за НЛМР на ділянці розвантаження мають слабку збіжність результатів по контурам інтегрування.

Узагальнююче вищезазначене, ми вважаємо що для оцінки залишкового ресурсу корпусів реакторів слід використовувати методи ЛМР для поверхневої тріщини, без оцінки крихкої міцності наплавлення.

1. *MT-D.0.03.391-09.* Методика оценки прочности и ресурса корпусов реакторов ВВЭР в процессе эксплуатации. – Киев: Минтопэнерго Украины, 2009. – 66 с.
2. *ПНАЭ Г-7-002-86.* Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. – Москва: Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.
3. *Unified Procedure for Lifetime Assessment of Components and Piping in WWER NPPs, «VERLIFE» Version 2008 – 275 p.*
4. *NUREG/CR-6854, ORNL/TM-2004/244.* Fracture Analysis of Vessels – Oak Ridge FAVOR, v04.1, Computer Code: Theory and Implementation of Algorithms, Methods, and Correlations. 2007.
5. *S.Marie, S.Chapuliot, Y.Kayser, M.H.Lacire, B.Drubay, B. Barthelet, P. Le Delliou, V.Rougier, C.Naudin, P.Gillesg, M.Triay.* French RSE-M and RCC-MR code appendices for flaw analysis: Presentation of the fracture parameters calculation— Part I: General overview // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2007. – Vol. 84, № 10 – 11. – p. 590–600.
6. *JAPANESE SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, JSME Codes for Nuclear Power Generation Facilities, S NC1-2001, Rules on Design and Construction for Nuclear Power Plant, Tokyo, 2001.*
7. *KTA 3201.2.* Safety Standards of the Nuclear Safety Standards Commission (KTA). Components of the Reactor Coolant Pressure Boundary of Light Water Reactors, Part 2: Design and Analysis. – Salzgitter: KTA-Geschäftsstelle, 1996. – 161 p.

НОВИЙ ПІДХІД ЩОДО ОЦІНКИ КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ МЕТАЛУ КОРПУСІВ РЕАКТОРІВ ВВЕР

ЗАРАЗОВСЬКИЙ М.М.

Інститут проблем міцності імені Г.С.Писаренка НАН України

В роботі описані проблеми, що виникають на практиці при визначенні критичної температури крихкості (КТХ) металу корпусів реакторів (КР) та показана недосконалість нормативної бази атомної промисловості України. Показано, що відмова від ідеології зсуву КТХ і безпосереднє використання КТХ, отриманих в результаті випробувань променевих зразків-свідків типу Шарпі, є прогресивним підходом оцінки КТХ опромінених зон металу КР.

The problems related with the WWER reactor pressure vessel (RPV) critical temperature of brittleness (CTB) definition are presented. Disadvantages of the Ukrainian regulatory codes of nuclear industry are shown. Paper demonstrates that the usage of actual CTB data obtained directly from impact tests of radiated Charpy V-notched specimens, instead of the CTB shift ideology, is the progressive way of adequate RPV metal CTB definition.

Вступ. Продовження експлуатації атомних електростанцій (АЕС) в першу чергу пов'язане з забезпеченням цілісності корпусів реакторів (КР) понад проектного строку і є однією з актуальних проблем енергетики України. Цілісність КР, як товстостінної конструкції, оцінюється за критерієм крихкого руйнування при аваріях з заливанням холодної води в реактор

$$K_I \leq K_{IC}, \quad (1)$$

де: K_I – коефіцієнт інтенсивності напружень, що залежить від розміру, форми і положення тріщини, а також від теплогідрравлічних параметрів аварійного сценарію; K_{IC} - в'язкість руйнування металу КР.

В'язкість руйнування металу істотно залежить від температури і у нормативній документації атомної промисловості регламентується виразом

$$K_{IC}(T) = A + B \cdot e^{\alpha(T - T_K)}, \quad (2)$$

де: A , B і α - нормовані емпіричні константи; T_K - критична температура крихкості (КТХ) металу. Відомо, що метал КР в процесі експлуатації окрихчується внаслідок опромінення, що проявляється у зменшенні тріщиностійкості, K_{IC} . Врахування цього ефекту здійснюється шляхом збільшення КТХ. Тому КТХ металу КР – функція, що залежить від часу.

Для моніторингу КТХ металу КР реалізується програма зразків-свідків (ЗС). Суть програми полягає в завантаженні в реактор ЗС, виготовлених з металу КР, в зону опромінення; періодичним вивантаженням ЗС і експериментальним визначенням КТХ.

Отже, визначення КТХ металу КР є дуже актуальним завданням.

Однак, внаслідок недосконалості нормативної бази в атомній промисловості України, адекватне визначення КТХ металу КР на практиці пов'язане з серйозними проблемами, які вимагають нагального вирішення.

Недоліки діючої нормативної бази і постановка проблеми. Норми [1, 2] для забезпечення консерватизму визначення кривої в'язкості руйнування КР (2) регламентують визначати КТХ металу з певним запасом – у відповідності із методикою, наведеною в п. 5.5 Додатку 2 [1]. Тому на заводі-виробнику КР проводяться випробування на ударну в'язкість зразків Шарпі з метою визначення КТХ металу критичних зон КР в вихідному (неопромінену) стані, T_{K0} . Ці дані заносяться в паспорт КР і визначають K_{IC} . Зазначимо, що для цього може знадобитися до 36-и зразків.

В силу обмеження кількості ЗС типу Шарпі в контейнерних збірках, що завантажуються в реактор, і нерівномірності їх опромінення по висоті збірки, визначити КТХ металу КР після опромінення зі ЗС лише певної контейнерної збірки у відповідності до п. 5.5 Додатку 2 [1] практично неможливо. Тому КТХ металу КР після напрацювання, необхідної для індексації $K_{IC}(T)$, визначають непрямим методом – по ідеології зсуву КТХ

$$T_K = T_{K0} + \Delta T_K, \quad (3)$$

$$\Delta T_K = T_{KF} - \Delta T_{K\dot{E}} \quad (4)$$

де: T_{KF} – КТХ металу після опромінення, T_{KI} – КТХ у вихідному стані. При цьому значення КТХ правої частини (4) визначаються в результаті виконання серії експериментів на ударний вигин ЗС типу Шарпі, але вже відповідно до іншої методики, положення якої наведені в п. 8 Додатку 2 [1].

Тобто в'язкість руйнування металу КР визначається за допомогою КТХ, що отримується по одній методиці (див. п. 5.5 Додатку 2 [1]), а випробування і обробка ЗС, які дають інформацію про деградацію металу, – по іншій (п. 8 Додатку 2 [1]).

Ситуацію з оцінкою КТХ металу КР після опромінення ускладнює той факт, що характеристикам T_{K0} , T_{KI} та T_{KF} , як і будь-яким іншим випадковим величинам, що отримуються експериментально, властивий природний розкид даних. При чому за вимогами наглядового органу України врахування всіх невизначеностей має здійснюватися у відповідності із принципом консерватизму.

Розглянемо приклад визначення КТХ металу КР після опромінення. Нехай маємо три експериментально визначених за відповідними методиками [1] набори даних КТХ для однієї і тієї ж зони КР: один набір для опроміненого стану, що характеризується середнім значенням $\langle T_{KF} \rangle$ і дисперсією $\sigma_{T_{KF}}$; два набори для початкового стану з відповідними параметрами $\langle T_{K0} \rangle$, $\sigma_{T_{K0}}$ і $\langle T_{K\dot{E}} \rangle$, $\sigma_{T_{K\dot{E}}}$, як показано на рис. 1.

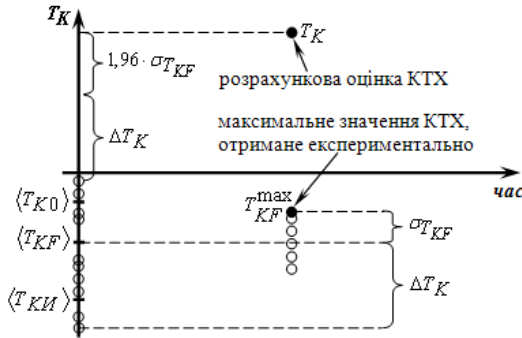


Рис. 1 – Приклад даних КТХ металу КР в вихідному і опромінену станах

Отже, перший крок розрахунку КТХ – консервативне визначення зсуву КТХ (вибір такого T_{KI} , щоб по (4) отримати максимальне значення): $\Delta T_K = \langle T_{KF} \rangle - \min \{ T_{KE} \}$. Другий крок – до зсуву КТХ додається запас, що пов'язаний з розкидом даних, який у відповідності із [2] визначається як $1,96 \cdot \sigma_{T_{KF}}$. Третій крок – консервативне визначення КТХ (вибір такого T_{K0} , щоб по (3) отримати максимальне значення T_K). В результаті маємо КТХ

$$T_K = \max \{ T_{K0} \} + \langle T_{KF} \rangle - \min \{ T_{KE} \} + 1,96 \cdot \sigma_{T_{KF}}.$$

На рис. 1 схематично продемонстрована вищеприписана процедура розрахунку КТХ. Видно, що розрахункова оцінка КТХ суттєво перевищує максимальне експериментальне значення. В результаті на практиці часто отримуємо необґрунтовано завищені оцінки КТХ металу КР, що в свою чергу може привести до штучного зниження розрахункового ресурсу КР.

Таким чином, діючий в Україні підхід з визначення КТХ металу КР, що базується на ідеології зсуву КТХ, характеризується методологічними недоліками і призводить до необґрунтовано консервативних результатів. Тому розробка прогресивних сучасних методів оцінки КТХ опроміненого металу КР є одним з найактуальніших завдань енергетики України.

Новий підхід щодо оцінки КТХ опроміненого металу КР. Описані вище методологічні недоліки виникли з наступних причин. Так, при оцінці характеристики металу після напрацювання, яка і є безпосереднім предметом пошуку, інженер має ще врахувати дві характеристики початкового стану металу, що визначаються за двома різними методиками. До того ж, цим характеристикам притаманні розкиди даних, які мають враховуватися консервативно! Виникає логічне питання: навіщо враховувати те, що нас не є предметом пошуку? Чому б не розробити методику, що використовує лише дані ЗС? Зазначимо, що генеральний конструктор КБ "ГИДРОПРЕСС" В.О.Піннінов в роботі [3] також вказує

на необхідність перегляду нормативної бази на предмет розробки процедур прямого використання результатів досліджень ЗС.

Однак безпосереднє індексування кривої (2) величинами T_{KF} вимагає обґрунтування надзатратними експериментами опромінених зразків з визначенням K_{IC} і КТХ. Альтернативним вирішення цієї проблеми є аналіз методик п. 5.5 та п. 8 Додатку 2 [1]. Докладно зупинятися на описі цих методик не доцільно, важливо лише відмітити, що вони ідентичні в частині критеріальних значень енергії Шарпі, по яких визначають відповідні КТХ. Аналіз та обробка паспортних даних ударної в'язкості металу КР, за якими визначені T_{K0} , показує, що між T_{K0} і T_{KI} існує взаємно-однозначний зв'язок, що виражається формулою найпростішого виду

$$T_{K0} = T_{KI} + K, \quad (5)$$

де: K – систематична різниця між двома методиками по визначенню КТХ.

В результаті обробки паспортних даних ударної в'язкості металу і зварних швів КР блоків №№: 1, 2, 3, 5 ЗАЕС, 1, 2, 3 ЮУАЕС, 3, 4 РАЕС і 1 ХАЕС двома методами визначення КТХ маємо $K = 9,2^{\circ}\text{C} \approx 10^{\circ}\text{C}$ (див. рис. 2).

Таким чином, маємо вираз, що може бути використаний при розробці нової методики прогнозування КТХ опроміненого металу КР.

$$T_K = T_{KF} + 10, [^{\circ}\text{C}]. \quad (6)$$

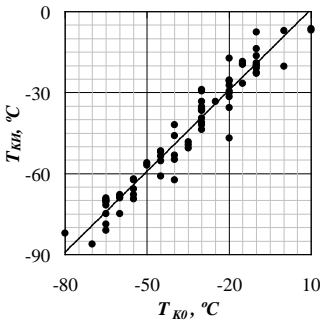


Рис. 2 – Паспортні дані T_{K0} металу КР українських АЕС і отримані значення T_{KI}

1. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 524 с.
2. ПМ-Т.0.03.120-08. Типова програма контролю властивостей металу корпусів реакторів ВВЕР-1000 за допомогою зразків-свідків. – К.: ДП НАЕК "Енергоатом", 2008. – 36 с.
3. Пиминов В.А. Актуальные вопросы продления срока эксплуатации корпусов ВВЭР-1000 сверх проектного срока службы // Росэнергоатом. – 2009. – 2, №1. – С. 18–23.

WWER-1000 RPV WELD METAL CRITICAL TEMPERATURE OF BRITTLENESS PREDICTION ON THE BASE OF THE CHEMICAL COMPOSITION

ZARAZOVSKII M.

G.S. Pisarenko Institute for Problems of Strength of the National Academy of Sciences of Ukraine

The critical temperature of brittleness (CTB) database for welds is created on the base of the results of Ukrainian WWER-1000 reactor pressure vessels (RPV) surveillance program. CTB dependence on the neutron fluence and chemical composition of RPV welds has been obtained. A new method of RPV welds CTB prediction is developed.

На основі реалізації програми зразків-свідків корпусів реакторів (КР) ВВЕР-1000 України створена база даних критичної температури крихкості (КТХ). Отримана залежність КТХ від флюенсу нейтронів і хімічного складу. Розроблено новий метод прогнозування КТХ зварних швів КР ВВЕР-1000.

Introduction and statement of the problem. One of the most important tasks encountered by the nuclear industry of Ukraine is the assurance of reactor pressure vessel (RPV) resistance against fast fracture under pressurized thermal shock scenarios. Especially it becomes critical for the over design time of operation. Thus, the fracture toughness (FT) is the main characteristic of RPV metal. FT greatly depends on the temperature. In appropriate normative documents (ND) this function is specified as:

$$K_{IC}(T) = A + B \cdot e^{\alpha(T - T_K)}, \quad (1)$$

where: A , B , α are the normative parameters; T_K is the critical temperature of brittleness (CTB) defined according to Chapter 5.5 of Appendix 2 [1].

RPV metal is subjected to the embrittlement (K_{IC} decreasing) due to the irradiation by fast neutrons. This embrittlement is assessed by the CTB increase. For the RPV metal CTB monitoring a program of surveillance specimens (SS) is implemented. Thus, the CTB definition is the very important task.

In the last decade, research on the influence of the chemical composition of the RPV metal on its radiation embrittlement [2, 3] was intensified, including the performing of large-scale studies in the framework of international projects [4]. The aim of the studies was to identify the most dangerous chemical elements of the RPV metal in terms of radiation embrittlement. A main result of the investigations is the fact that the nickel has the greatest impact on radiation embrittlement of the WWER-1000 RPV welds [2 – 4].

Therefore, modern WWER-1000 RPV normative documentation either contains restrictions of applicability of original PNAEG 7-002-86 embrittlement curves [1] depending on the nickel content (e.g. clause 5.3.2 procedure [5], clause 3.1.8

of Annex III procedure [6] and Appendix II.4 of techniques [7]), or contains the embrittlement formula that directly includes nickel content [8].

However, the key role of nickel in the WWER RPV metal embrittlement is not consistent with studies of 70s of the last century [9], which indicate that the most dangerous are copper and phosphorus. On the basis of the content of copper and phosphorus the most dangerous RPV zone is chosen to produce the representative SS [10]. It should be noted that the "nickel effect" was found as a result of statistical treatment of CTB shift databases only. In the paper of present proceedings¹ it is shown that the usage of CTB shift ideology leads to illogical and erroneous results. It is well known that increasing of nickel content leads to decreasing of CTB metal in the initial state. This fact clearly explains "nickel effect". Thus, the identification of the most dangerous chemical elements of RPV metal in terms of radiation embrittlement, should be based not on the CTB shifts, but on the direct experimental results of CVN SS of RPV metal after irradiation.

Method of WWER-1000 RPV welds radiation embrittlement assessment. Since critical zone of RPV, in terms of brittle fracture, are the welds the present work is focused on the identification of chemical elements which are the most affects on radiation embrittlement of WWER-1000 RPV welds exactly. Before finding the reliable correlation between some characteristics an engineer should be ensured that the statistics, he operates with, is representative one.

Almost thirty-year experience of SS program implementation in Ukraine shows that in the best case we have too few CTB points per one RPV. Therefore CTB data of a single RPV is too limited for the revealing of general patterns of influence of chemical composition influence on the radiation embrittlement. Moreover, the number of chemical elements of RPV weld is greater than number of its CTB data. Thus, within strict sense, this task for one RPV SS data is statistically indeterminate. An analogous justification was given in the US [11].

Thus, to obtain general law of influence of chemical composition on the RPV radiation embrittlement the CTB data of all one-type RPVs must be used.

Fig. 1 shows the CTB database of WWER-1000 RPVs welds, which were obtained within the framework of Ukrainian surveillance program for WWER-1000 RPV (the letters in the legend indicate Ukrainian NPP: Z - Zaporizhia, R – Rinve, Kh – Khmelnytskyi, SU – South Ukraine; numbers indicate Unit No). In accordance with [1] CTB curve versus fluence dependence is calculated by the formula $T_K = T_{K0} + A_F \cdot (F_n / F_0)^{1/3}$, where: T_{K0} – initial CTB of metal; A_F – coefficient of the radiation embrittlement; F_n – neutron fluence (with energy

¹ Зарозовський М.М. Новий підхід щодо оцінки критичної температури крихкості металу корпусів реакторів ВВЕР.

level greater than 0.5 MeV); $F_0 = 10^{22}$ neutron/m²). So our "basis CTB curve" for

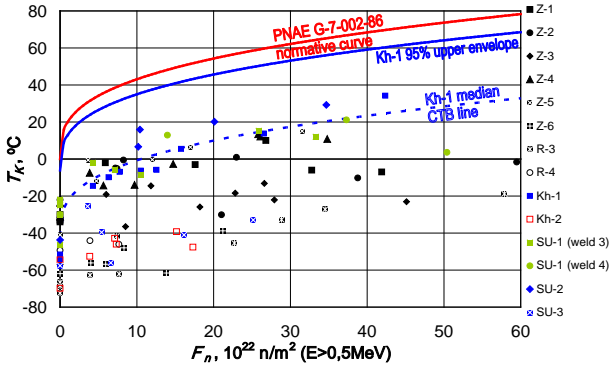


Fig. 1 – SS CTB database of WWER-1000 RPV welds of Ukrainian NPPs.

database approximation is defined in the similar form $T_{KF} = a + b \cdot (F_n/F_0)^{1/3}$, where: a, b – constants determined using least squares method (LSM).

Let us modify the basic CTB curve by implementing certain chemical element as following $T_{KF} = (a + b \cdot El) + (c + d \cdot El) \cdot (F_n/F_0)^{1/3}$, where: T_{KF} – CTB experimentally defined according to the Chapter 8 of Appedix 2 [1]; a, b, c, d – constants determined using LSM; El – mass content of the certain chemical element of the RPVs welds. As a result of implementing all chemical elements it was obtained that chromium, manganese and silicon (in increasing order) have the greatest impact (the most reduce the standart deviation of modified curve in comparison with the basic CTB curve) on the WWER-1000 RPV CTB.

So, a new method of direct CTB curve prediction for WWER-1000 RPV welds with taking into account a chemical factor can be formulated.

Using the CTB database the median CTB curve defined by the formula

$$T_{KF}^m = a + b \cdot Cr + c \cdot Mn + d \cdot Si + (e + f \cdot Cr + g \cdot Mn + h \cdot Si) \cdot (F_n/F_0)^{1/3} \quad (2)$$

where: a, b, c, d, e, f, g, h – constants determined using LSM; Cr, Mn and Si – chromium, manganese and silicon content correspondingly.

The guaranteed CTB curve of specific RPV weld is defined as 95% upper envelope as follows

$$T_K^{95\%} = T_{KF}^m + 1.64 \cdot \max \left\{ \sigma_{generic}^{welds}, \sigma_{specific}^{weld} \right\} + 10^\circ\text{C}, \quad (3)$$

where: $\sigma_{generic}^{welds}$ – standard deviation of the all CTB database in relation to curve (2); $\sigma_{specific}^{weld}$ – standard deviation of the CTB data of specific RPV weld

in relation to curve (2); 10°C – difference¹ between T_K and T_{KF} .

As an example CTB curve of weld №3 of Unit 1 RPV of Kh. NPP, determined by proposed method, is lower than normative CTB curve upper bound [1]. The CTB curves for the all other Ukrainian RPV welds, which build using developed method, are lower than Kh-1 weld CTB curve.

Conclusions. The CTB database of welds is created on the base of the results of WWER-1000 RPV surveillance program of all Ukrainian NPPs. According to the processing of the CTB database it was found that the chromium, manganese and silicon have the greatest impact on the radiation embrittlement of WWER-1000 RPV welds. The CTB dependence on the neutron fluence and chemical composition of WWER-1000 RPV beltline welds is obtained.

A new method of CTB prediction for WWER-1000 RPV beltline welds is developed. This methodology is expected to be the basis in the modern Ukrainian ND of RPV integrity assessment since it is physically-based and reduces the unreasonably high conservatism inherent in the RPV project. The main advantage of the methodology is the direct usage of actual CBT data i.e. usage of Ukrainian experience of SS program realization.

1. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 524 с.
2. Ahlstrand R., Bièth M., Rieg C. Neutron Embrittlement of VVER Reactor Pressure Vessels—Recent Results, Open Issues and New Developments // Nuclear Engineering and Design. – 2004. – **230**, № 1–3. – P. 267–275.
3. Nikolaev Yu. Radiation Embrittlement of Cr–Ni–Mo and Cr–Mo RPV Steels // Journal of ASTM International. – 2007. – **4**, № 8. – 17 p.
4. IAEA-TECDOC-1441. Effects of nickel on irradiation embrittlement of light water reactor pressure vessel steels. Vienna: IAEA, 2005. – 64 p.
5. МТ-Д.0.03.391-09. Методика оценки прочности и ресурса корпусов реакторов ВВЭР в процессе эксплуатации. – К.: Минтопэнерго Украины, 2009. – 66 с.
6. VERLIFE. Unified Procedure for Lifetime Assessment of Components and Piping in WWER NPPs. – 2008. – 275 p.
7. РД ЭО 0606-2005. Методика расчета на сопротивление хрупкому разрушению корпусов реакторов АЭС с ВВЭР (МПКР-СХР-2004). – СПб.-М, 2004. – 65 с.
8. РД ЭО 1.1.2.09.0789-2009. Методика определения вязкости разрушения по результатам испытаний образцов-свидетелей для расчета прочности и ресурса корпусов реакторов ВВЭР-1000. – М. – 64 с.
9. Астафьев А.А., Марков С.И., Карк Г.С. Влияние химического состава перлитных сталей на их радиационное охрупчивание // Радиационная физика металлов и сплавов / Тбилиси, ГССР, 1976. – С. 213–224.
10. 1152.75.00.000 ТО. Образцы-свидетели. Технические условия. – 1979. – 27 с.
11. NUREG-xxx. Technical basis for revision of regulatory guide 1.99: NRC guidance on methods to estimate the effects of radiation embrittlement on the Charpy V-notch impact toughness of reactor vessel materials. – Washington: U.S.NRC, 2007.–730p.

ЕНЕРГЕТИЧНИЙ ПІДХІД ДО МОДЕЛЮВАННЯ РОСТУ ВТОМНОЇ ТРІЩИНИ ЗА ЗМІШАНОГО I+III МАКРОМЕХАНІЗМУ РУЙНУВАННЯ

КАНЮК Ю.І.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Львів,
Україна

На базі енергетичного підходу механіки руйнування побудовано розрахункову модель поширення втомної макротріщини у тривимірному пружно-пластичному тілі за змішаного I+III макромеханізму руйнування. Отримане кінетичне рівняння, яке дозволяє визначати період докритичного росту втомної макротріщини, який відповідає залишковій довговічності елемента металоконструкції із тріщиною під зовнішнім циклічним навантаженням.

On the basis of the fracture mechanics energy approach the calculation model of fatigue macrocrack growth in three-dimensional elastic-plastic body in case of a mixed-mode I+III macromechanism of fracture is built. Subcritical period of fatigue macrocrack growth that corresponds to residual lifetime of structure metal element with a crack under external cyclic loading could be determined using the obtained in the researches kinetic equation.

Вступ. Втомне руйнування є найбільш небезпечним дефектом, з точки зору втрати міцності і відноситься до найпоширеніших видів сповільненого руйнування металевих матеріалів [1-4], за якого відбувається поступовий ріст зародженої у ньому тріщини. Практика показує, що такий вид руйнування є основною причиною експлуатаційних пошкоджень більшості сучасних металоконструкцій.

Задача визначення докритичного періоду поширення втомних тріщин є однією з найважливіших та складних в теорії втоми. Її розв'язання відомими методами сучасної теорії пружно-пластичності пов'язано із значними математичними труднощами, зокрема із розв'язками складних нелінійних рівнянь в часткових похідних, математичні методи реалізації яких ще не розроблені. Розв'язок цієї задачі ще значно ускладнюється для випадку росту тріщини за змішаними макромеханізмами руйнування, зокрема I+III, який часто спостерігається при руйнуванні силових вузлів різного типу сучасного інженерного обладнання (енергетичне, транспортне та ін.). Енергетичний підхід механіки руйнування матеріалів [1,2,3] залишається одним із найбільш ефективних для вирішення таких задач. На його основі, в даній роботі сформульовано розрахункову модель для оцінювання кінетики та докритичного періоду росту втомної макротріщини у металевому матеріалі за змішаного I+III макромеханізму руйнування.

Формулювання моделі. Якщо відомо залежність швидкості V поширення втомної тріщини від її площі S , тоді докритичний період N_0 її росту від початкових S_0 до кінцевих S_* розмірів, що відповідає залишковій довговічності елемента металокопструкції із тріщиною, легко визначити за відомим співвідношенням [4]

$$N_0 = \int_{S_0}^{S_*} V^{-1}(S) dS, \text{ де } V \equiv dS/dN. \quad (1)$$

Отже, для визначення величини N_0 необхідно знайти функцію швидкості росту втомної тріщини $V(S)$, яка в даному випадку визначає кінетику втомного руйнування. Для цього нижче пропонується розрахункова модель, в основі якої закладено рівняння балансу енергій в термодинаміці (перший закон термодинаміки) [5,6] та наступна гіпотеза: величина сумарного розсіювання енергії пружно-пластичних деформацій в матеріалі, що припадає на одиницю площі новоутвореної поверхні внаслідок росту втомної тріщини, є константою матеріалу при заданих зовнішніх умовах і температурі.

Розглянемо пружно-пластичне тіло, послаблене поверхневою плоскою макротріщиною глибиною l та із прямолінійним фронтом довжиною L (рис. 1). Нехай на тіло зовні діють циклічно змінні зусилля розтягу p та зсуву q із деякою постійною асиметрією циклу $R = p_{\min}/p_{\max}$, створюючи біля фронту тріщини змішаний I+III напружено-деформований стан (рис. 1). Задача полягає у визначенні періоду докритичного росту такої втомної тріщини.

Її розв'язок здійснюємо на основі першого закону термодинаміки [6], згідно якому для довільного об'єму тіла та нескінченно малого приросту втомної тріщини можемо записати наступне співвідношення

$$dA + dQ = dK + dU + dU_0. \quad (2)$$

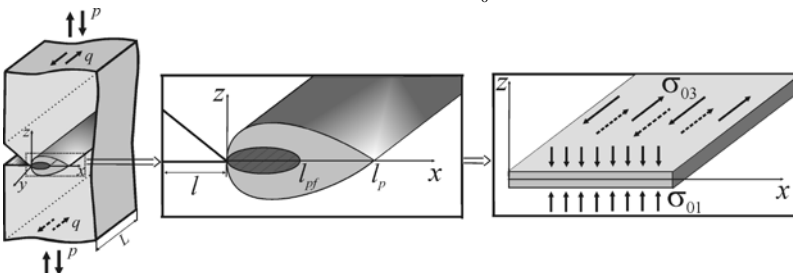


Рис.1. Схема навантаження тіла із тріщиною та пластичної зони біля її вершини.

Тут dA – приріст роботи зовнішніх поверхневих та об'ємних сил, dQ – зовнішній притік-відтік тепла; dU – зміна внутрішньої енергії матеріалу, яка в даному випадку визначається зміною поля пружно-пластичних деформацій в його об'ємі; dU_0 – зміна поверхневої енергії в об'ємі тіла при утворенні нових поверхонь в процесі росту тріщини, що рівна роботі на

переміщеннях цих поверхонь взятій із знаком “мінус”, так як вона виконується проти дії внутрішніх поверхневих сил щеплення в об’ємі матеріалу [6]; dK – зміна кінетичної енергії тіла.

В свою чергу величину dU можна представити у вигляді суми двох доданків dU_1 та dU_2 [9]. Перший з них dU_1 – визначає ту незворотню частину розсіяної енергії пружно-пластичних деформацій в об’ємі матеріалу, яка затрачається на накопичування втомних мікропошкоджень біля вершини тріщини в процесі зовнішнього циклічного навантаження та призводить до утворення нових внутрішніх поверхонь у матеріалі (ріст втомної тріщини). Другий доданок dU_2 – визначає частину внутрішньої енергії, яка викликана лише зовнішніми факторами: зміною роботи зовнішніх поверхневих та об’ємних сил dA та зовнішнім притоком-відтоком тепла. Тоді рівняння балансу (2) можна переписати у вигляді

$$dA + dQ - dU_2 = dK + dU_1 - u_0 dS, \quad (3)$$

де u_0 – густина енергії руйнування матеріалу [2,6].

Припустивши, що процеси теплообміну та інерційні ефекти в об’ємі матеріалу достатньо малі, щоб покласти $dQ = dK = 0$, в праці [9] рівняння (3) було зведено до вигляду

$$dS/dN = u_f / (u_0 - u_s), \quad (4)$$

де $u_f = dU_f/dN$, u_f – незворотне розсіювання енергії пружно-пластичних деформацій затрачених на утворення втомних мікропошкоджень у циклічній пластичній зоні за один цикл навантаження тіла; $u_s = dU_s/dS$ – густина за площею незворотнього розсіювання енергії пружно-пластичних деформацій затрачених на утворення втомних мікропошкоджень у статичній пластичній зоні.

Вважаючи, що пластична зона по контуру втомної тріщини має достатньо витягнуту форму, щоб її моделювати тонким шаром, застосуємо для визначення енергетичних складових у рівнянні (4) відому в механіці руйнування матеріалів δ_c – модель Леонова-Панасюка-Дагдейла [3]. Згідно якої замінимо пластичну зону біля контуру втомної тріщини плоским розрізом із деякими усередненими та рівномірно розподіленими по ньому розтягуючими σ_{01} та зсунними σ_{03} зусиллями (рис. 1).

Тоді, на основі вище сказаного та результатів роботи [9] величини енергетичних складових пружно-пластичних деформацій у рівнянні (4) можна виразити через параметри лінійної механіки руйнування – коефіцієнти інтенсивності напружень та остаточно подати його у вигляді

$$\frac{dl}{dN} = \frac{\pi(1-R)^4}{64} \frac{[a_1 K_{I\max}^4 + a_3 K_{III\max}^4]}{K_{Ic}^2 - [K_{I\max}^2 + K_{III\max}^2]}, \quad (5)$$

де a_i – деякі експериментальні константи матеріалу [9].

Тоді, період N_0 докритичного росту втомної макротріщини визначаємо на основі формул (1) та (5).

Висновки. На основі закону збереження енергії в термодинаміці запропоновано розрахункову модель оцінювання докритичного періоду росту втомної тріщини за I+III макромеханізмом руйнування. Вона передбачає мінімальну кількість експериментальних досліджень з визначення констант матеріалу і може бути використана при побудові методик розрахунку залишкового ресурсу елементів металоконструкцій із тріщинами, що розвиваються за змішаним I+III макромеханізмом.

В літературі відомі підходи у яких на основі значної кількості експериментальних даних для аналітичного опису кінетики росту втомної тріщини при змішаних макромеханізмах руйнування пропонуються емпіричні вирази еквівалентні до рівняння (5), що свідчить у користь побудованої у роботі розрахункової моделі.

1. Троценко В. Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. – К.: Наук. думка, 1981. – 344 с.
2. 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. – 680с.
3. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пос. в 4-х т./ Под общ. ред. В. В. Панасюка. – Т. 1: Основы механики разрушения материалов / В. В. Панасюк, А. Е. Андрейкив, В. З. Партон. – К.: Наук. думка, 1988. – 488 с.
4. Андрейкив А. Е., Дарчук А. И. Усталостное разрушение и долговечность конструкций. – К.: Наук. думка, 1992. – 183 с.
5. Киреев В. А. Курс физической химии. – М.: Химия, 1975. – 776 с.
6. Седов Л. И. Механика сплошной среды. – М.: Наука, 1973.– Т.1; 2.
7. Шата М., Терлецька З. О. Енергетичний підхід у механіці втомного поширення макротріщин/ Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій. – Львів: Каменяр. – 1999. – Т. 2. – С. 141–148.
8. Analysis of short and long fatigue cracks growth kinetics under non-regular loading / V. V. Panasyuk, O. Ye. Andreykiv, O. I. Darchuk, P. S. Kun // Structural integrity: experiments, models, applications. – Proc. 10 European Conference on Fracture (ECF-10) / eds. K. H. Schwalbe, C. Berger. – EMAS, 1994. – V. 2. – P. 1271–1276.
9. Рудавський Д.В. Оцінювання залишкової довговічності тривимірною твердого тіла з плоскою втомною тріщиною за циклічного навантаження / Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – № 3. – С. 46–54.

НЕЛІНІЙНИЙ ПЛОСКИЙ ЗГИН ПЛАСТИНИ ЗОСЕРЕДЖЕНОЮ СИЛОЮ ТА РОЗПОДІЛЕНИМ НАВАНТАЖЕННЯМ

КОРСАК ВОЛОДИМИР

Національний університет «Львівська політехніка»

Розглянуто геометрично нелінійний згин тонкого стрижня навантажений зосередженою силою. Досліджена задача при довільному куті між силою та дотичною до лінії стрижня

Studied geometrically nonlinear bending thin rod laden concentrated force. The problem at an arbitrary angle between the force and the tangent line to the rod.

У наш час актуальними є дослідження, пов'язані з вивченням складних динамічних процесів у механічних системах з нелінійними властивостями. Такі задачі є важливими як у теоретичному, так і в практичному відношенні, однак точні їхні розв'язки одержати досить складно. Подібні задачі здебільшого вирішують наближеними або чисельними методами, і тільки деякі з них вдалося розв'язати аналітично.

Розрахунковою схемою багатьох пружних елементів машинобудівних конструкцій (листові ресори, пружні муфти, віброізолятори, відцентрові регулятори швидкостей обертання, гнучкі струмопроводи до рухомих частин електромеханічних систем, стрічкові передачі, напрямні поступального та обертального руху, прилади мікромеханіки і т.п.) є прямокутна пластина (стрижень), що працює в умовах плоского згину за великих прогинів, сумірних з її довжиною, та характеризується прогресивною пружною характеристикою, обумовленою геометричною не лінійністю.

У цьому контексті неабияке значення становить аналітичний метод визначення точних та наближених залежностей для форм згину, максимального згинального моменту та потенціальної енергії деформації пластини в залежності від значення та способу прикладання навантаження.

Задача про згин стрижня є однією з актуальних задач розрахунку інженерних конструкцій. Здебільшого, такі задачі розв'язують на основі застосування наближених (лінеаризованих) рівнянь рівноваги для зігнутих стрижнів, що приводять до розв'язків у вигляді поліномів. У деяких випадках вдалося отримати точні розв'язки нелінійних рівнянь, виражені у квадратурах, або в еліптичних інтегралах. Усі ці розв'язки мають громіздкий вигляд і важкодоступні для інженерів-практиків. Тому до останнього часу дослідники приділяли значну увагу отриманню наближених розв'язків.

У системі координатних осей, пов'язаних з напрямком навантаження, рівняння Я. Бернуллі для плоского згину тонкого прямого

стрижня довжиною L з постійною згинальною жорсткістю $H = EJ$ під дією зосередженої сили P , що утворює кут φ_0 з віссю недеформованого стрижня та кут α_0 з дотичною до пружної лінії стрижня, зводиться до рівняння нелінійного математичного маятника $d^2\alpha/dl^2 = -\omega_0^2 \sin \alpha$ з початковими умовами у початку координат: $l = 0, \alpha(0) = \alpha_0, d\alpha(0)/dl = 0$, де α – кут між дотичною в поточній точці до лінії стрижня та віссю недеформованого стрижня, l – довжина осі стрижня, $\omega_0 = \sqrt{P/H}$.

На основі аналітичного розв'язку вказаного рівняння були встановлені функціональні елементарні зв'язки між поздовжнім u_0 , поперечним v_0 та кутовим θ_0 переміщеннями вільного кінця стрижня; максимальним згинальним моментом M_{\max} , потенціальною енергією деформації U , величиною та напрямком зосередженої сили P , способом її прикладання, довжиною стрижня та його жорсткістю у всьому діапазоні можливих викривлень.

Показано, що: а) залежність кута дотичної в поточній точці α представляє собою періодичну неізохорну функцію з амплітудою α_0 та частотою $\omega = \omega(\alpha_0)$, тобто $\alpha = \alpha_0 f(\omega l)$, причому залежність $\alpha = \alpha(l)$ при $\alpha_0 < \frac{1}{4}\pi$ з високою точністю збігається з рівнянням коливаний простого гармонійного осцилятора: $\tilde{\alpha}(l) = \alpha_0 \cos(\omega_0 l)$, при $\alpha_0 < \frac{3}{4}\pi$ залежність $\alpha = \alpha(l)$ буде описувати нелінійні коливання за формою близькі до гармонійних і з високою точністю збігатись з виразом коливаний нелінійного гармонійного осцилятора з кутовою частотою ω : $\tilde{\alpha}(l) = \alpha_0 \cos(\omega l)$, а при $\alpha_0 > \frac{3}{4}\pi$ залежність буде описувати суттєво нелінійні коливання з властивою їм неізохорністю та ангармонічністю; б) частота ω зменшується з ростом амплітуди α_0 і при межі $\alpha_0 \rightarrow \pi$ прямує до нуля; в) пружна лінія стрижня $y = y(x)$ являє собою періодичну функцію, що складається з окремих відрізків хвилеподібних кривих, так званих еластиків Ейлера, причому форма цих кривих визначається кутом α_0 , а розміри частотою ω , тобто $\omega y = y(\alpha_0, \omega x)$.

Висновки. Отримані вирази для геометричного згину стрижня, показують що: переміщення кінця стрижня може відбуватись у напрямку, протилежному до дії прикладеного навантаження. Кутове переміщення є основним геометричним параметром, що визначає рівняння пружної лінії, поздовжнє, поперечне та кутове переміщення кінця стрижня, максимальний згинальний момент, а також потенціальну енергію деформації.

Встановлено, що математичне відображення пружної лінії стрижня характеризується геометрично подібним станом. Отримано зв'язки між параметрами пружної лінії та аргументами емпіричних інтегралів. Також встановлено умовність представлення різних видів згину стрижня. Викривлення стрижня є однією і тією ж функцією кривизни при всіх випадках згину стрижня, яке має єдине математичне та графічне відображення.

ВІЛЬНІ КОЛИВАННЯ І СТАТИЧНА СТІЙКІСТЬ ЛОКАЛЬНО ОСЛАБЛЕНИХ ЩОГЛОВИХ КОНСТРУКЦІЙ

КУНТА О. Є.

Національний університет „Львівська політехніка”

Розглядається задача аналізу вільних коливань і статичної стійкості щоглових конструкцій з місцевими ослабленнями. Згинні коливання суцільних секцій описані згідно з теорією балок С. Тимошенка. Місцеві ослаблення, пов'язані з наявністю з'єднувальних вузлів, тріщиноподібних дефектів тощо, подані у вигляді шарнірних з'єднань з пружними зв'язками. Алгоритм визначення власних частот і критичної осевої сили побудовано із застосуванням матричного методу початкових параметрів.

The problem of analyzing free vibration and static stability mast high-rise structures with local weakened is considered. Bending vibrations of continuous sections described according to the theory of beams S. Timoshenko. Local weakening related to the presence of connecting nodes, crack-lick defects, etc., presented in the form of compounds hinge with elastic ties. Algorithm for determining natural frequencies and critical axial force is built using the matrix method of initial parameters.

У сучасному машинобудуванні, а також у сфері будівництва широко застосовують висотні несівні конструкції (щогли), що перебувають під дією як статичних, так і динамічних навантажень. З метою забезпечення працездатності таких конструкцій постає потреба визначення їхніх власних частот і форм коливань, а також розрахунку статичної і динамічної стійкості.

Як відомо [1, 2], задачі аналізу вільних поперечних коливань і статичної стійкості стрижнів та стрижневих систем тісно звязані між собою: власні частоти механічної системи і критичну силу можна визначати за допомогою одного й того ж характеристичного рівняння, причому, під час визначення власних частот осеове навантаження повинне бути заданим, а під час визначення критичної сили власну частоту коливань слід прийняти рівною нулю.

Важливим чинником, що суттєво впливає як на значення власних частот, так і на критичне навантаження щогли, є місцеві ослаблення несівної конструкції, що можуть бути зумовлені наявністю з'єднувальних вузлів [3], тріщиноподібними дефектами [4] тощо. З метою оцінки впливу місцевих ослаблень на власні частоти і форми коливань, а також на значення критичної сили у даній роботі пропонується узагальнена математична модель багатопрогонової щоглової конструкції, яка складається із суцільних сек-

цій, шарнірно сполучених між собою і додатково з'єднаних у місцях розташування шарнірів пружними зв'язками.

Оскільки секції щогли можуть мати порівняно невелику довжину або бути виготовленими у вигляді складених стрижневих систем, для побудови математичної моделі поперечних коливань висотної конструкції застосовуємо теорію балок С. Тимошенка, згідно з якою, крім деформацій згину та інерції поступальних рухів нескінченно малих елементів споруди враховуємо їх деформації зсуву та інерцію обертальних рухів. Математичну модель динамічних процесів подаємо у вигляді сукупності лінійних рівнянь з частковими похідними, що описують згинно-зсувні коливання секцій, та відповідні граничні умови, які дають можливість урахувати спосіб закріплення споруди, а також податливість ослаблених зон. Алгоритм розрахунку вільних коливань і статичної стійкості висотної конструкції будемо із застосуванням матричного методу початкових параметрів, що дає можливість уникнути необхідності розв'язування громіздких задач лінійної алгебри, зводячи розрахунки до простих операцій над матрицями. Для числової реалізації математичної моделі розроблено комп'ютерну програму розрахунку висотних конструкцій на стійкість і коливання.

На прикладах щоглових конструкцій підймальних пристроїв, а також висотних спруд бурових установок проілюстровано вплив податливості ослаблених зон на власні частоти і форми коливань механічних систем та на значення осьового критичного навантаження споруд. З'ясовано, що локальні ослаблення щогли істотно впливають на характеристики її вільних коливань, а також на запас стійкості. У деяких випадках пошкодження конструкції дефектами типу тріщин може призводити до її втрати стійкості, що необхідно враховувати під час проектування та експлуатації висотних споруд. Якщо несівна конструкція в процесі експлуатації перебуває під дією агресивного середовища та значних статичних і динамічних навантажень, то для запобігання аварійних ситуацій необхідно рекомендувати її планомірну технічну діагностику методами неруйнівного контролю.

1. Васilenko M. B., Алексейчук O. M. Теорія коливань і стійкості руху. – К.: Вища школа, 2004. – 525 с.

2. Тимошенко С. П., Янг Д. Х., Уивер У. Колебания в инженерном деле. – М.: Машиностроение, 1985. – 472 с.

3. Kharchenko Y., Sobkowski S. Wpływ podatności połączeń na częstotliwości i postacie drgań swobodnych konstrukcji masztowych dźwigów budowlanych // Konstrukcje stalowe. – 2003. – Nr specjalny: Materiały VIII Konferencji Naukowej „Połączenia i węzły w konstrukcjach metalowych”. – S. 27–29.

4. Luis G. Arboleda-Monsalve, David G. Zapata-Medina, J. Dario Aristizabal-Ochoa. Stability and natural frequencies of a weakened Timoshenko beam-column with generalized end conditions under constant axial load // Journal of Sound and Vibration. – 307. – 2007. – P. 89–112.

РЕЗОНАНСНА ВЗАЄМОДІЯ SH-ХВИЛИ ЗІ СКІНЧЕННОЮ ТРІЩИНОЮ У ПРУЖНОМУ ШАРІ

КУТЛИК М.М., ВОЙТКО М.В.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Розв'язано задачу дифракції SH-хвилі на тріщині скінченної довжини у пружному шарі. Методом Вінера–Хопфа задачу зведено до нескінченної системи лінійних алгебричних рівнянь II роду. Досліджено власні значення оператора задачі, які відповідають резонансним коливанням динамічної системи.

The problem of diffraction of normally SH-wave by a finite crack situated at the plane elastic layer has been studied. The problem is reduced to the infinite system of linear algebraic equations of the second kind using the Wiener–Hopf technique. The spectral properties of the corresponding dynamic problem is analyzed.

Дослідження дифракції пружних хвиль на внутрішніх дефектах має важливе значення для розв'язання проблем ультразвукової дефектоскопії. Як, правило, для аналізу взаємодії хвиль з тріщинами у пластинах, їх моделюють розрізами нульової товщини з берегами вільним від напружень, а самі пластини розглядають як хвилеводи. Поряд із вивченням дифракційних характеристик [1] важливою задачею є дослідження власних коливань динамічних систем з тріщинами [2,3]. Як відомо, різке зростання динамічних напружень відбувається саме на резонансних частотах, які залежать від розмірів, форми та положення тріщини. Тому дослідження власних коливань систем з тріщинами є актуальною задачею динамічної механіки руйнування.

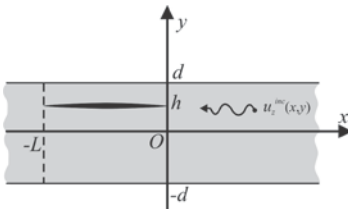


Рис.1. Геометрична схема

У декартовій системі координат $Oxyz$ розглянемо пружний шар

$$P: \{x \in (-\infty, +\infty), y \in (-d, +d), z \in (-\infty, +\infty)\}$$

, в якому присутня тріщина, описана областю

$$\Gamma: \{x \in (-L, 0), y = h, z \in (-\infty, +\infty)\} \quad (\text{рис. 1}).$$

Нехай у від'ємному напрямі осі x поширюється поперечна пружна хвиля горизонтальної поляризації (SH-хвиля):

$$u^{inc}(x, y) = e^{\gamma_j x} \cos(\beta_j y), \quad \beta_j = \pi j / 2d, \quad \gamma_j = \sqrt{\beta_j^2 - k^2}, \quad j = 2, 4, \dots$$

Залежність від часу описується гармонічною залежністю $e^{-i\omega t}$. Знаходження невідомого поля $u(x, y)$ шукаємо із розв'язку рівняння

Гельмгольца

$$\frac{\partial^2 u(x, y)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 u(x, y)}{\partial y^2} + k^2 u(x, y) = 0, \quad (1)$$

що задовольняє граничні умови на берегах тріщини L ,

$$\frac{\partial u^{tot}(x, h)}{\partial y} = 0, \quad x \in (-L, 0), \quad (2)$$

умови відсутності напружень на поверхнях пружного шару товщиною $2d$

$$\frac{\partial u^{tot}(x, y = \pm d)}{\partial y} = 0, \quad x \in (-\infty, +\infty), \quad (3)$$

де $u^{tot} = u + u^{inc}$ – повне поле. Крім того, розв’язок крайової задачі (1)–(3) шукатимемо у класі функцій, які задовольняють умови випромінювання та умову Мейкснера у вершинах тріщини.

Використовуючи перетворення Фур’є дифрагованого поля,

$$U(\alpha, y) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{\infty} u(x, y) e^{i\alpha x} dx, \quad \alpha = \sigma + i\tau, \quad (4)$$

задачу (1)–(3) зводимо до модифікованого функціонального рівняння Вінера–Хопфа.

$$[\Psi^{(+)}(\alpha) + e^{-i\alpha L} \Psi^{-}(\alpha)] M(\alpha) + J_1(\alpha) = 0. \quad (5)$$

Тут $\Psi^{-}(\alpha)$, $\Psi^{(+)}(\alpha)$ – невідомі Фур’є-трансформанти поля напружень зліва та справа від тріщини, які є регулярними у комплексних півплощинах $\tau < \tau_0$ та $\tau > -\tau_0$ відповідно, за винятком точки $\alpha = i\gamma_j$, де функція $\Psi^{(+)}(\alpha)$ має простий полюс; $J_1(\alpha)$ – невідома ціла функція, яка є Фур’є-трансформантою стрибка поля зміщень на берегах тріщини; $\tau_0 < \text{Im } k$

Функція $M(\alpha) = -\frac{\text{sh}(2\gamma d)}{\gamma \text{sh}[\gamma(d+h)] \text{sh}[\gamma(d-h)]}$ допускає факторизацію у

вигляді $M(\alpha) = M_+(\alpha) M_-(\alpha)$, де $M_-(\alpha)$, $M_+(\alpha)$ – функції регулярні у півплощинах $\tau < \tau_0$, $\tau > -\tau_0$.

Після проведення процедур факторизації і декомпозиції рівняння (5), задачу зводимо до еквівалентної нескінченної системи лінійних алгебричних рівнянь (НСЛАР) другого роду, яку подамо у матричному вигляді так

$$[I + A]X = F, \quad (6)$$

де $X = \{x_n\}_{n=0}^\infty$ – вектор невідомих, $x_n = O(n^{-1})$ при $n \rightarrow \infty$; A – нескінченна матриця з елементами [3]; I – одинична матриця; для елементів матриці $A: \{a_{ln}\}_{l,n=1}^\infty$ справедлива оцінка

$$|a_{mn}| \leq C m^{-1} n^{-1} e^{-\eta n}, \quad (7)$$

де $C, \eta > 0$ – відомі сталі. Тоді $\sum_{m,n} |a_{mn}|^2 < \infty$, а отже розв’язок НСЛАР (6)

існує в просторі l_2 .

Знаходження спектра вихідної дифракційної задачі зводиться до знаходження розв’язку характеристичного рівняння

$$\det[I + A(\Omega)] = 0, \quad (8)$$

де $\Omega = 2kd$ – спектральний параметр.

Корені рівняння (8) шукатимемо на нескінченнолистій рімановій поверхні з розрізами, які проводимо вздовж ліній $(\pi n)^2 (d \pm h)^{-2} - \text{Re}^2(k) + \text{Im}^2(k) = 0$, щоб на першому листі забезпечити формування загасаючих в часі власних коливань (рис. 2).

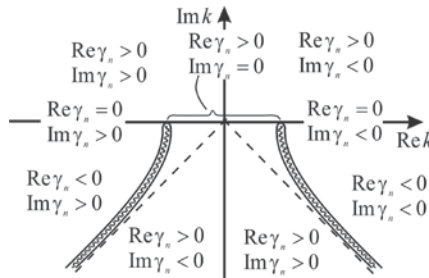


Рис. 2. Схема розрізів ріманової поверхні для фіксованого значення n

На рис.3 наведено залежності дійсної (рис.3а) та уявної (рис.3б) частин власних частот від положення тріщини в шарі ($h_1 = 1/2 - h/(2d)$) для різних значень приведеної довжини тріщини ($p = L/2d$). Із наведених рисунків бачимо, що резонансне збудження більшої тріщини можливе на меншій частоті. Для тріщин з $p \leq 2$ зменшення резонансної частоти відбувається із її наближенням до середини шару. Уявні частини на цих рисунках вказують на формування власних загасаючих коливань з декрементом загасання $|\text{Im} \Omega|$.

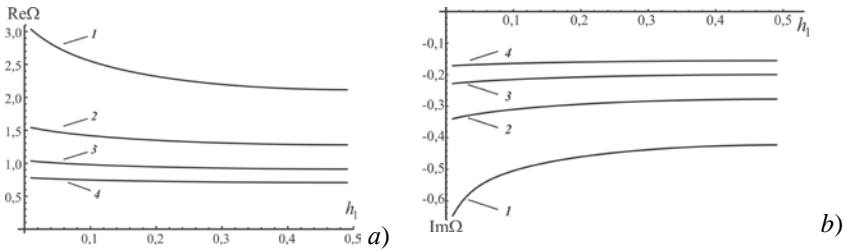


Рис. 3. Залежність дійсної (а) та уявної (б) частин резонансної частоти від h_1 . 1 – $p = 1$; 2 – $p = 2$; 3 – $p = 3$; 4 – $p = 4$.

Таким чином, в роботі показана можливість збудження резонансних коливань у пружному шарі з внутрішньою скінченною тріщиною. Ці результати можуть бути використані для вибору оптимальних частот зондування, який спадає зі збільшенням довжини тріщини.

1. *Mitra R. Analytical techniques in the theory of guided waves / R. Mitra, S.W. Le. – The Macmillan Company, New York, Collier-Macmillan Limited London. – 1971. – 302 p*
2. *Шестопалов В.П. Спектральная теория и возбуждение открытых структур / В.П. Шестопалов. – К.: Наук. думка, 1987. – 288 с.*
3. *Nazarchuk Z.T. On the interaction of an elastic SH-wave with an interface crack in the perfectly rigid joint of a plate with a half-space / Z.T. Nazarchuk, D.B. Kuryliak, M.V. Voytko, Ya.P. Kulynych // Journal of Mathematical Sciences. 2013. – 192, No 6. – P. 609–622.*
4. *Войтко М.В. Резонансне розсіювання SH-хвилі скінченною тріщиною у пружному шарі / М.В. Войтко, М.М. Кутлик, Д.Б. Куриляк // Вісник Київського національного університету імені Тараса Шевченка. Серія: фізико-математичні науки. – 2015. (у друці)*

МІЦНІСТЬ БЕТОНУ НА СТИСК, АРМОВАНОГО МІКРОВОЛОКНАМИ РІЗНОЇ ПРИРОДИ

ЛІСНІЧУК А.Є.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Досліджена міцність цементного каменю, дисперсно армованого базальтовою фіброю. Отримана розрахункова залежність, що пов'язує границю міцності на стиск композиту, армованого мікрОВОлокнами різної природи з коефіцієнтом тріщиностійкості. Міцність на стиск композиту залежить від таких параметрів: кількості пор в матриці; розміру пор; об'ємного вмісту волокон; модулів пружності матриці та волокон; граничної деформації; параметра структури.

Strength cement, reinforced with basalt fiber dispersed was investigated. Estimated dependence that binds the border compressive strength of the composite reinforced microfibre different nature of the fracture coefficient was resulting. Compressive strength of composite depends on the following parameters: the number of pores in the matrix; pore size; volume content of fibers; elastic modulus of the matrix and fibers; marginal deformation; parameter structure.

Відомо, що міцність бетону на стиск і розтяг істотно відрізняються. Суттєву роль у виникненні тріщини в структурі бетону за стиску відіграють пори. Згідно з відомими розв'язками теорії пружності біля кругового отвору в тілі рис. 1 під час його стискування виникає зона розтягальних напружень, величину яких встановлюють за формулою

$$\sigma_{yy}(x, 0) = -p \left(\frac{1}{2} \frac{R^2}{x^2} - \frac{3}{2} \frac{R^4}{x^4} \right) \quad (1)$$

На рис. 2 ці напруження зображено графічно. Видно, що в інтервалі $R < x < 1,7R$ виникають напруження розтягу, а далі, якщо $x > 1,7R$ - напруження міняють знак і стають стискальними.

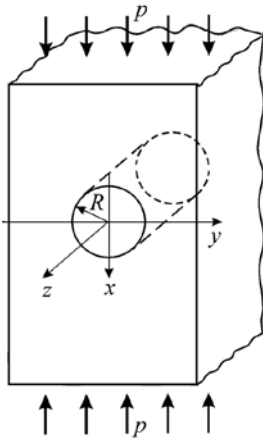


Рис. 1. Тіло з круговим циліндричним отвором в умовах стиску.

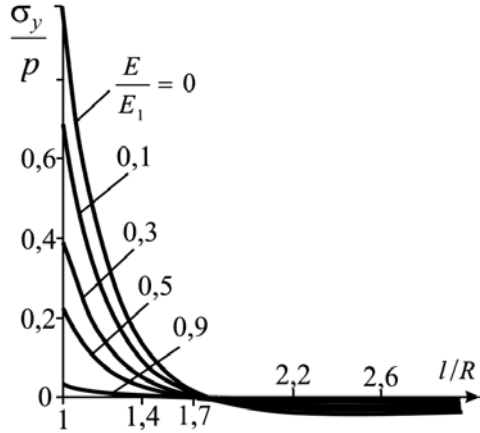


Рис. 2. Розподіл напружень за межами заповненого отвору за різних жорсткостей наповнювача.

Напруження розтягу за достатньої інтенсивності зовнішнього навантаження стиску ініціюють появу тріщин на контурі порожнини (рис. 3). Граничні навантаження для росту тріщини можна розраховувати за формулою

$$q^* = \sqrt{\frac{\pi \left(1 + \frac{l}{R}\right)^7}{4R \left(\left(1 + \frac{l}{R}\right)^2 - 1\right)}} K_{Ic} \quad (2)$$

Розвиток цих тріщин спочатку нестійкий, тобто вони поширюються до розмірів $l = \lambda_1 R$ без збільшення навантаження (рис. 4).

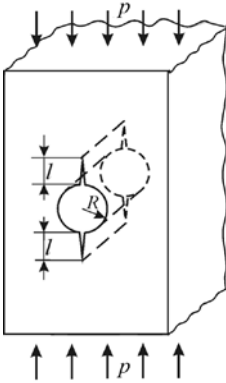


Рис. 3. Тіло з круговим циліндричним отвором та тріщинами в умовах стиску.

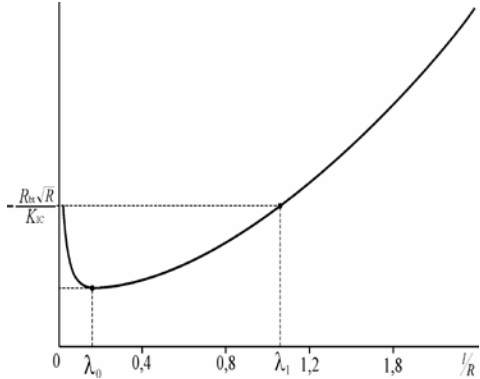


Рис. 4. Залежність граничного навантаження від довжини тріщини.

Далі навантаження для росту тріщини необхідно збільшувати. За розрахункову модель міцності на стиск цементного каменю, армованого мікрОВОлокнами, візьмемо пластину із системою періодичних кругових отворів (рис.5).

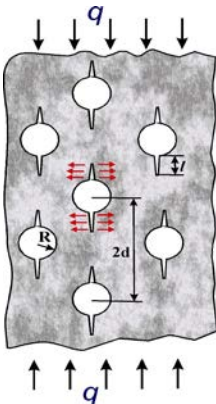


Рис. 5. Схема стиску цементного каменю з порами.

Припускаємо, що концентрація пор є такою, що їх взаємодією можна знехтувати. Тоді поширення тріщин на контурі пор можна описати співвідношенням (2).

Зовнішні навантаження, за яких тріщини зливаються в одну, що перетинає все тіло, приймаємо за границю міцності цементного каменю за стиску. Цю характеристику встановлюємо за формулою (2), покладаючи довжину тріщини l рівною половині відстані між порами d . Враховуючи раніше отриману залежність для K_{IC} ,

$$K_{lc}^f = \frac{1}{\sqrt{1-\nu^2}} \left((1-\omega) \left(\lambda \sigma_f V_f \left(1 - \frac{r \sigma_f}{l \sigma_m} \right) + \sigma_m (1 - V_f) \right) \times \right. \\ \left. \times \left(E_m (1 - V_p^{2/3}) \left(1 + \frac{V_f}{\left(m / (m + V_p^{2/3} - 1) \right) - V_f^{1/3}} \right) \right) \rho (\exp \varepsilon_c - 1) \right)^{1/2} \quad (3)$$

формула набуде вигляду

$$\sigma_b^c = \left(\frac{1}{1-\nu^2} \right)^{1/2} \sqrt{\frac{\pi \left(1 + \frac{d}{R} \right)^7}{4R \left(\left(1 + \frac{d}{R} \right)^2 - 1 \right)}} \left(2 \cdot \sigma_m \left(V_m + V_f \cdot \frac{E_m}{E_f} \right) \right) \times \\ \times \left(1 - \frac{a}{d} \right) E_m (1 - V_p^{2/3}) \left(1 + \frac{V_f}{\frac{E_m}{E_f} / \left[\left(\frac{E_m}{E_f} + V_p^{2/3} - 1 \right) - V_f^{2/3} \right]} \right) \cdot \varepsilon_c \cdot \rho_0 \right)^{1/2} \quad (4)$$

Висновки. Як видно, міцність на стиск композиту залежить від таких параметрів:

- кількості пор в матриці $\left(\frac{d}{R}, V_p \right)$ та їх розміру (R) ;
- об'ємного вмісту волокон;
- модулів пружності матриці та волокон;
- граничної деформації;
- параметра структури ρ_0 .

За отриманою залежністю можна прогнозувати міцність композитів на стиск та підбирати їх склад для отримання матеріалу із наперед заданою міцністю.

1. Рабинович Ф.Н. Дисперсно армированные бетоны. М.Ж Стройиздат, 1989. –174 с.
2. Рабинович Ф.Н. Композиты на основе дисперсно армированных бетонов. Вопросы теории проектирования, технология, конструкции: Монография – М. Издательство АСВ, 2004. – 560 с.
3. Баженов Ю.М. Модифицированные высококачественные бетоны / Баженов Ю.М., Демьянова В.С., Калашников В.И. // Научное издание. – М. Издательство АСВ, 2006. – 368 с.
4. Барашиков А. Я. Проекування базальтофібробетонних конструкцій з заданим рівнем надійності / А. Я. Барашиков, О. М. Постернак // Ресурсоеконом. матеріали, конструкції, будівлі та споруди : зб. наук. пр. - 2012. - Вип. 24. - С. 3-9.

ТЕМПЕРАТУРНІ НАПРУЖЕННЯ ТА ПЕРЕМІЩЕННЯ У ПРУЖНІЙ ЖОРСТКО ЗАЦЕМЛЕНІЙ СМУЗИ

ЛОЗИНСЬКИЙ Ю.Я., ТОКОВИЙ Ю.В.

Інститут прикладних проблем механіки і математики
ім. Я. С. Підстригача НАН України

Використовуючи аналітичний розв'язок плоскої задачі термопружності для однорідної ізотропної смуги за заданих на її сторонах напружень, переміщень чи змішаних крайових умов, проаналізовано напружено-деформований стан смуги за жорсткого зацемлення її поздовжніх сторін, які перебувають під впливом теплових факторів навантаження. Здійснено порівняльний аналіз напружень і переміщень за різних способів задавання температури на її межі.

Using the analytical solution to plane thermoelasticity problem for the homogeneous isotropic strip, its stress-strain state is analyzed, when stresses, displacements or mixed boundary conditions on its longitudinal rigidly clamped sides under thermal load are given. A comparative analysis for stresses and displacements for different types of temperature specified on the longer sides is performed.

Ефективне розв'язання проблеми керування напружено-деформованим станом тіл та досягнення потрібних показників експлуатаційних характеристик елементів конструкцій вимагає встановлення явних взаємно-однозначних співвідношень між напруженнями та переміщеннями, у тому числі на межі досліджуваних тіл. Наявність таких співвідношень дає змогу уникнути фізично некоректних результатів та розширити застосування апарату аналітичних та числових методів, розвинутих для розв'язування певних типів задач. Очевидно, що методи, які дають змогу встановити зв'язок між напруженнями та переміщеннями на межі повинні орієнтуватися на точне задоволення крайових умов.

Один з таких підходів, названий [1] методом безпосереднього (або прямого) інтегрування, було запропоновано у роботах проф. В.М. Вігача та його учнів [2 – 4] стосовно побудови коректних (неперервних й інтегрованих) аналітичних розв'язків плоских задач теорії пружності й термопружності. У роботі [5] для плоскої задачі теорії пружності та термопружності задачі в однорідній ізотропній смuzі розглянуто випадки, коли на границі задано зусилля, переміщення або змішані умови. З використанням вказаного методу шляхом інтегрування співвідношень Коші для визначення компонентів вектора переміщень через деформації встановлено інтегро-диференціальне рівняння суцільності. Показано, що отримане рівняння можна звести до класичного диференціального рівняння суцільності за виконання необхідної умови погодження переміщень та деформацій на поздовжніх сторонах смуги. Враховуючи отримані вирази переміщень через деформації та явний розв'язок задачі теорії пружності та термопружності з крайовими умовами у термінах зовнішніх зусиль встановле-

но взаємно-однозначні співвідношення між зовнішніми зусиллями та переміщеннями на межі смуги. Для розв'язання отриманої задачі з крайовими умовами у термінах напружень використано інтегральне перетворення Фур'є [6] за позовжньою координатою. У результаті задачу зведено до розв'язання ключового рівняння для сумарних напружень. Знайшовши розв'язок ключового рівняння, сумарні напруження знайдено у вигляді явної залежності від зовнішніх зусиль та заданого температурного поля. Після того, компоненти тензора напружень знайдено з використанням співвідношень між ними та сумарними планарними напруженнями. Виведено необхідні інтегральні умови рівноваги для зусиль, умови суцільності для переміщень та умову теплового балансу, які забезпечують коректність розв'язків задач пружності, термопружності й теплопровідності. Застосування цього підходу дозволяє також встановити співвідношення між компонентами тензора напружень, інтегральні умови рівноваги для цих компонентів та вирази для інтегральних результуючих зусиль і моментів від напружень; отримати необхідні умови зрівноваження для зовнішніх зусиль і масових сил; встановити необхідні інтегральні умови суцільності для компонентів тензора деформацій і вектора переміщень.

У цій роботі з використанням розв'язку [5] здійснено аналіз розподілу температури, та спричинених нею напружень та переміщень у жорстко защемленій ($u(x, \pm 1) = v(x, \pm 1) = 0$, де u, v – відповідно позовжнє та поперечне переміщення) смугі $D = \{(x, y) \in (-\infty, \infty) \times [-1, 1]\}$ за гладкого $T(x, \pm 1) = T_0 \exp(-x^2)$ та розривного $T(x, \pm 1) = T_0 \{1, |x| \leq 1; 0, |x| > 1\}$ температурного навантаження її сторін.

Розподіл температури у смугі за гладкого та розривного навантаження зображено на рис. 1. Як бачимо, спосіб теплового навантаження відіграє істотну роль поблизу межі, позаяк із віддаленням від неї у поперечному напрямку та від прогрітої ділянки у позовжньому напрямку розподіли температури для двох розглянутих випадків майже ідентичні.

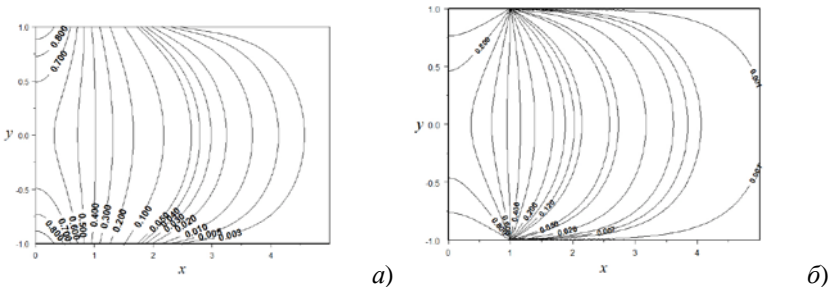


Рис. 1 – Квазістаціонарний розподіл температурного поля у смугі за гладкого (а) та розривного (б) навантаження

Більш істотний вплив має спосіб навантаження на розподіли компонентів теплового потоку. На рис. 2 наведено розподіли поперечної складової теплового потоку на стороні $y=1$. На відміну від гладкого розподілу, у випадку розривної на межі температури, тепловий потік має у точці розриву стрибок другого роду.

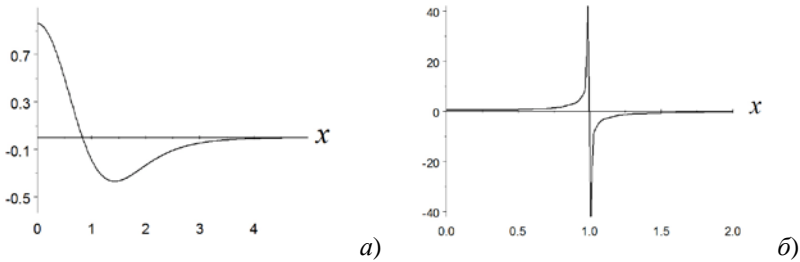


Рис. 2 – Розподіл теплового потоку $\partial T / \partial y$ при $y = 1$ за гладкого (а) та розривного (б) навантаження

Знаючи розподіл температури в смузі, відшукаємо з використанням розв'язку [5] напруження у ній, знаючи переміщення на межі і знайшовши співвідношення між ними та зусиллями, що виникають на повздовжніх сторонах внаслідок нагріву смуги.

На рис. 3 наведено розподіли компонент тензора напружень у смузі внаслідок нагріву її гладким та розривним температурним навантаженням за жорсткого зачеплення сторін. Розподіл напружень істотно залежить від температурного поля в смузі; при розривній температурі на сторонах, напруження стрімко змінюються поблизу точок розриву. Варто зазначити, що у випадку заданих крайових умов і коли матеріал однорідний, напруження залежатимуть від коефіцієнта Пуассона, а модуль Юнга E та коефіцієнт лінійного теплового розширення α впливають лінійно, як масштабуючі множники, тобто структура розподілу напружень від них не залежить. Що ж стосується переміщень, то вони у вказаному випадку залежать лінійно лише від коефіцієнта теплового розширення, а від модуля Юнга не залежать взагалі.

З використанням розвинутої методики досліджено також поля пружних переміщень у смузі.

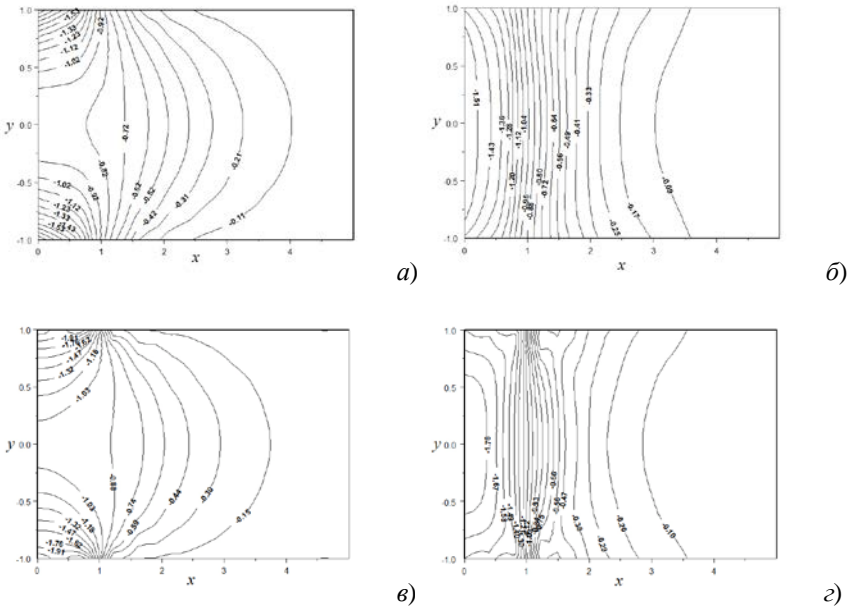


Рис. 3 – Розподіл повздовжніх (а, в) та поперечних (б, г) напружень у защемленій смузі за гладкого (а, б) та розривного (в, г) теплового навантаження

1. Tokovyy Y. V. Direct integration method // Encyclopedia of thermal stresses / in R. B. Hetnarski (ed.). – Springer, 2014. – V. 2. – P. 951-960.
2. Вигак В. М. Корректные решения плоских задач теории упругости для полуплоскости // Прикл. механика. – 2004. – 40, № 3. – С. 55-62.
3. Вигак В. М. Прямий метод інтегрування рівнянь плоских задач пружності і термопружності // Доп. НАН України. – 1998. – № 12. – С. 62-67.
4. Вигак В., Ричагівський А. Рівняння та інтегральні умови суцільності для плоскої задачі механіки деформівного твердого тіла // Машинознавство. – 2000. – № 9. – С. 8-11.
5. Лозинський Ю. Я., Токовий Ю. В. Співвідношення між переміщеннями та зусиллями на повздовжніх сторонах смузі // Прикл. проблеми мех. і мат. – 2011. – Вип. 9. – С. 159-163.
6. Брычков Ю.А., Прудников А.Л. Интегральные преобразования обобщенных функций. – М.: Наука, 1977. – 288 с.

**ВИЗНАЧЕННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ
ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ ВИГОРОДКИ
ТА ВНУТРІШНЬОКОРПУСНОЇ ШАХТИ РЕАКТОРА ВВЕР-1000
З УРАХУВАННЯМ РАДІАЦІЙНОГО ОПРОМІНЕННЯ**

МІРЗОВ І.В.

Інститут електроварювання ім. Є.О. Патона НАН України

У доповіді представлені основні результати визначення напружено-деформованого стану вигордки і внутрішньокорпусної шахти реактора ВВЕР-1000 в процесі експлуатації у понадпроектний період. Задачі визначення радіаційного розпухання і формозміни конструкцій вирішені з урахуванням залишкових зварювальних напружень.

Report presents the main results in assessment of the stress-strain state of the WWER-1000 core baffle and barrel during operation beyond the project period. Irradiation swelling and deformation of structures were obtained taking into account the residual welding stresses.

На даний момент в Україні експлуатуються 13 енергоблоків ВВЕР-1000, у 10 з них проектний ресурс або вже минув або закінчується до 2020 року. Тому актуальним завданням є продовження ресурсу енергоблоків ВВЕР-1000, в тому числі і внутрішньокорпусних пристроїв (ВКП), серед яких вигордка і внутрішньокорпусна (ВК) шахта є зварними конструкціями.

ВКП експлуатуються в умовах інтенсивного радіаційного опромінення, яке призводить до радіаційного розпухання, окрихчування матеріалу і підвищенню його границі плинності. Існує кілька математичних моделей, що описують збільшення об'єму матеріалу при радіаційному розпуханні. Найпростіші з них представляють температурно-дозові залежності збільшення об'єму. Однак цей процес також залежить від напруженого стану [1]:

$$d\varepsilon_{eq}^{sw} = C_D n D^{n-1} \frac{dD}{dt} f_1(T) \cdot f_2(\sigma_m, \sigma_{eq}) \cdot f_3(\alpha) dt \geq 0$$

В [1] також запропонована залежність для швидкості деформацій радіаційної повзучості:

$$d\varepsilon_{eq}^{cr} = \left(B_0 \frac{dD}{dt} dt + \omega \cdot d\varepsilon_{eq}^{sw} \right) \sigma_{eq}$$

Для температурної і механічної задач використовуються вхідні дані по об'ємним тепловиділенням в наслідок гамма-розігріву і поле швидкостей набору пошкоджувальної дози.

Результатом розв'язання температурної задачі є стаціонарне поле температури з максимумом $387\text{ }^{\circ}\text{C}$, яке характеризується істотною неоднорідністю і високими градієнтами [2].

Поле деформацій розпухання також неоднорідне, максимум розпухання знаходиться в області максимальних температур і пошкоджувальної дози. Розпухання вигородки досягає 4.2% за 60 років експлуатації (Рис. 1).

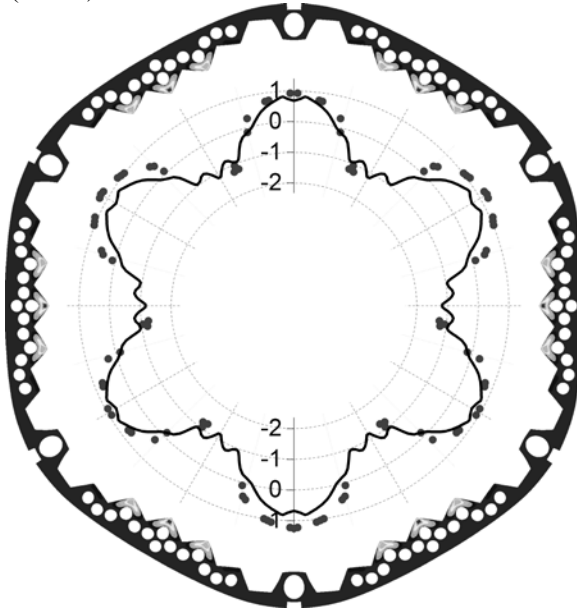


Рис. 1. Поле радіаційного розпухання (%) і радіальні переміщення внутрішньої поверхні вигородки (розрахункова крива і експериментальні результати)

Нерівномірність полів температури і розпухання призводять до деформування вигородки: були отримані нові результати по радіальним переміщенням. Вперше встановлено факт можливого змикання зазору між вигородкою і ВК шахтою: контакт відбудеться на 35-му році експлуатації в гарячому стані. Зазор між вигородкою і тепловіділяючими збірками (ТВЗ) також скорочується, але за 60 років контакту не відбувається [2]. Проведена експериментальна валідація розрахункових значень радіальних переміщень вигородки другого енергблоку ЮУАЕС під час ППР після 30 років експлуатації (Рис. 1). Результати розрахунку (суцільна лінія) добре узгоджуються з експериментом (точки).

ВК шахта також нерівномірно розігрівається і розпухає в процесі експлуатації, проте це не викликає високих напружень: в результаті температурних деформацій виникають напруження на рівні ± 30 МПа. Радіаційне розпухання за 60 років експлуатації спричинює зміну напружень в межах ± 10 МПа. Внесок контактної взаємодії з вигородкою в напружений стан ВК шахти істотно вище і може досягати 340 МПа на 60-му році експлуатації [3].

ВК шахта є зварною конструкцією і містить шви в поздовжньому напрямку. Їх розташування може припадати на область контакту. У такому випадку величина розтягуючих напружень в зоні зварних з'єднань ВК шахти наприкінці продовженого терміну експлуатації може досягати значень 440 МПа. Таким чином при оцінці напруженого стану ВК шахти необхідно враховувати залишкові зварювальні напруження і контактну взаємодію з вигородкою [3].

Вигородка ВВЕР-1000 також є зварною конструкцією, і згідно паспорту виробу виготовляється із застосуванням технології електрошлакового зварювання (ЕШЗ). В [4] розроблений новий розрахунковий алгоритм визначення залишкових зварювальних напружень (ЗЗН) при електрошлаковому зварюванні вигородки ВВЕР-1000 з урахуванням термообробки зварних з'єднань. Вигородка ВВЕР-1000 після зварювання проходить термообробку по режиму високого відпуску при температурі 650 °С. За час витримки залишкові зварювальні напруження релаксують. Так, осьові залишкові зварювальні напруження в вигородці знижуються з 305 до 65 МПа.

Математична модель розпухання враховує вплив напружень. Розтягувальні напруження сприяють розвитку розпухання, тому варто очікувати підвищені значення розпухання у зварних з'єднаннях вигородки. Однак, провівши відповідне чисельне дослідження було виявлено, що історія впливу ЗЗН за 60 років експлуатації суттєво не змінює розпухання вигородки в області зварних з'єднань. Також виявлено, що внесок ЗЗН в загальний НДС вигородки знижується в процесі експлуатації під дією радіаційного опромінення. Релаксація ОСН тим більша, чим ближче матеріал до внутрішньої поверхні вигородки, де вище радіаційна доза. Вперше отримана залежність для визначення рівня ЗЗН в вигородці в часі в процесі релаксації під дією радіаційного опромінення. Встановлено, що за 60 років ЗЗН в вигородці ВВЕР-1000 повністю релаксують [4].

Всі чисельні дослідження проведені за вхідними даними ОКБ Гідропрес за 2012 рік. Але в літературі присутні й інші дані, які можуть сильно відрізнитися. Тому важливо оцінити ступінь впливу розкиду вхідних параметрів на величину радіаційного розпухання і формозміни вигородки ВВЕР-1000 в процесі експлуатації. Так, збільшення тепловиділень та радіаційної дози на 20% призводить до зростання

розпухання на 42% і наближає момент контакту вигородки з ВК шахтою на 10 років. Зниження вхідних даних на 20% зміщує момент контакту на 18 років. Таким чином варіація вхідних параметрів істотно впливає на результати моделювання процесу розпухання і формозміни вигородки [5].

Результати розрахункового визначення НДС вигородки і ВК шахти ВВЕР-1000 апробовані на 12 міжнародних наукових конференціях, у тому числі в ОКБ Гідропрес, а також були використані при обґрунтуванні продовження ресурсу безпечної експлуатації енергоблоків ЮУАЕС-2, ЗАЕС-1 і ЗАЕС-2.

1. *Марголин Б.З., Мурашова А.И., Неустроев В.С.* Влияние напряжений на радиационное распухание аустенитных сталей. Вопросы материаловедения, №4(68), 2011, — С. 124–139, Санкт-Петербург.
2. *Махненко О.В., Мирзов И.В.* Исследование напряженно-деформированного состояния сварных конструкций из аустенитной стали в условиях радиационного облучения. Автоматическая сварка. — 2013. — №1. — С. 7–12.
3. *Махненко О.В., Великоиваненко Е.А., Мирзов И.В.* Перераспределение остаточных сварочных напряжений во внутрикорпусной шахте реактора ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации. Автоматическая сварка. — 2014. — №11. — С. 1–7.
4. *Махненко О.В., Мирзов И.В., Порохонько В.Б.* Анализ влияния остаточных сварочных напряжений на распухание и напряженное состояние вигородки реактора ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации. Известия ТулГУ. Технические науки. — 2015. — Выпуск 6, часть 2. — С. 187–200.
5. *Махненко О.В., Мирзов И.В.* Численный расчет радиационного распухания вигородки реактора ВВЭР-1000 в двухмерной постановке при вариации данных по объемным тепловыделениям и повреждающей дозе. Проблемы прочности. — 2014. — №5. — С. 127–139.

ВИЗНАЧЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ПРИ КОНЦЕНТРАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ ЗА МОДЕЛЛЮ ГРАНИЧНОГО ВИЧЕРПАННЯ ЦИКЛІЧНОЇ ПЛАСТИЧНОСТІ

НОВІКОВ А.І.

Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України

В статті представлена розрахункова оцінка кінетики втомного пошкодження та непружних деформацій за наявності концентрації напружень з використанням розробленої раніше моделі граничного вичерпання циклічної пластичності (ГВЦП). На цій базі розроблена модель підсумовування втомних пошкоджень, яка дозволяє розраховувати кінетику втомних пошкоджень при концентрації напружень.

In the article, the calculated estimation of fatigue damage kinetics and inelastic deformation under concentration of stress is submitted. To this effect the previously developed model of ultimate cyclic plasticity exhaustion (UCPE) was used. On this basis, the model of fatigue damage summation which allows to calculate the kinetics of fatigue damage at a concentration of stress.

Опис розрахункової моделі. Основні положення моделі ГВЦП запропоновані і описані авторами раніше [1–3]. В моделі ГВЦП не потрібно прийняття гіпотези підсумовування втомних пошкоджень, тому що пошкодження матеріалу розглядається як безперервне зміцнення/знеміцнення до вичерпання ресурсу пластичності матеріалу, в результаті чого настає його граничний стан – руйнування. Для опису процесу зміцнення/знеміцнення матеріалу, який виражається в зміні локальної циклічної границі текучості (ЛЦГТ), введемо функцію вичерпання пластичності. Вона представляє собою залежність, яка описує поциклову зміну циклічної границі текучості від початкового значення $\sigma_{T,0}$ до критичного $\sigma_{T,cr}$, при якому настає граничний стан. Поточне значення циклічної границі текучості на $(i+1)$ -ому напівциклі через похідну функції вичерпання пластичності запишеться як:

$$\sigma_{T,i+1} = \sigma_{T,i} + \frac{df(\varepsilon_{ine})}{d\varepsilon_{ine}} \cdot \left(\pm 1 - \frac{df(\varepsilon_{ine})}{d\varepsilon_{ine}} \right)^{-1} \Big|_{\varepsilon_{ine,i}} \cdot \varepsilon_{ine,i}, \quad (1)$$

де $\sigma_{T,i+1}$, $\sigma_{T,i}$ – ЛЦГТ в $(i+1)$ -ому і i -ому напівциклах навантаження, відповідно, причому $i \in 0 \dots 2N$, а N – кількість циклів до руйнування при заданій амплітуді циклічного напруження σ_a ; $\Delta\sigma_{T,i}$ – приріст ЛЦГТ у процесі напрацювання від (i) -го напівциклу до $(i+1)$ -го; $f(\varepsilon_{ine})$ – функція вичерпання пластичності; E – модуль пружності I -го роду; ε_{ine} , $\varepsilon_{ine,i}$ – амплітуда непружної деформації і її значення в (i) -му циклі навантаження.

В (1) верхній знак (плюс) застосовується для зміцнюваного матеріалу, нижній (мінус) – для знеміцнюваного [1]. Залежність (1) є рівнянням для визначення приросту ЛЦГТ у кожному напівциклі навантаження в рекурентній формі. Інтегруючи диференційне рівняння, побудоване на (1), отримаємо рівняння кривої втоми, складене для граничного стану матеріалу при циклічному навантаженні [2]:

$$N = \frac{1}{2} \cdot \int_{\sigma_{T,0}}^{\sigma_{T,cr}} \left(\frac{df(\varepsilon_{ine})}{d\varepsilon_{ine}} \right)^{-1} \frac{d\sigma_T}{\varepsilon_{ine}}, \quad (2)$$

де σ_T , $\sigma_{T,0}$, $\sigma_{T,cr}$ – поточне, вихідне і критичне значення ЛЦГТ.

Конкретизація моделі. Для конкретизації рівнянь (1) і (2) необхідно задатися виглядом функції вичерпання пластичності і рівнянням діаграми циклічного деформування, які враховують накопичення втомних пошкоджень за рахунок вичерпання пластичності (така діаграма надалі названа повною). Для цього припустимо, що ядро функції вичерпання пластичності визначається деякою степеневою функцією, значення якої залежить від непружної деформації:

$$f(\varepsilon_{ine}) = b(\varepsilon_{ine})^a, \quad (3)$$

де a , b – показники нелінійності і пропорційності, відповідно.

Для аналітичного опису повної діаграми циклічного деформування використовуємо рівняння Осгуда-Рамберга для описання стадії стабілізації деформацій з модифікованою частиною, яка відповідає за зміну непружних деформацій з пошкодженням D_ε , викликаним напрацюванням [3]:

$$\begin{aligned} \varepsilon_a(\sigma_a, D_\varepsilon) &= \varepsilon_e(\sigma_a) + \varepsilon_{ine}(\sigma_a, D_\varepsilon) = \\ &= \varepsilon_e(\sigma_a) + \varepsilon_{ine,s}(\sigma_a) \cdot f(\sigma_a, D_\varepsilon) = \\ &= \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K} \right)^{1/m} \cdot (L_0(\sigma_a) + D_\varepsilon \cdot (L_K(\sigma_a) - L_0(\sigma_a))), \end{aligned} \quad (4)$$

$$\text{де } L_0(\sigma_a) = L_{0,0} + \frac{L_{0,K} - L_{0,0}}{\sigma_K - \sigma_{-1}} \cdot (\sigma_a - \sigma_{-1});$$

$$L_K(\sigma_a) = L_{K,0} + \frac{L_{K,K} - L_{K,0}}{\sigma_K - \sigma_{-1}} \cdot (\sigma_a - \sigma_{-1});$$

$\varepsilon_a(\sigma_a, D_\varepsilon)$, $\varepsilon_e(\sigma_a)$, $\varepsilon_{ine}(\sigma_a, D_\varepsilon)$ – функції, які описують амплітуду повної, пружної і непружної складової повної діаграми циклічного деформування, відповідно; $\varepsilon_{ine,s}(\sigma_a)$ – функція непружних деформацій від σ_a , на стадії їх стабілізації; $f(\sigma_a, D_\varepsilon)$ – функція, яка враховує зміну значення непружної деформації при циклічній деградації матеріалу, що враховується пошкодженням D_ε ; K , m – коефіцієнти рівняння діаграми (4) на стадії

стабілізації непружної деформації, σ_K – критичне напруження втоми, що відповідає N_K за кривою втоми; σ_{-1} – границя витривалості при симетричному циклі; $L_{0,0}$, $L_{0,K}$, $L_{K,0}$, $L_{K,K}$ – значення непружної деформації в початковому і кінцевому стані, віднесені до її середнього значення при σ_{-1} і σ_K , відповідно.

Згідно з моделлю, критерієм граничного стану матеріалу є умова $\sigma_T = \sigma_{T,cr}$. На початку навантаження, коли $\sigma_T = \sigma_{T,0}$, пошкодження $D_\varepsilon = 0$, при досягненні граничного стану $D_\varepsilon = 1$. Тоді D_ε можна визначити як:

$$D_\varepsilon = \frac{\sigma_T - \sigma_{T,0}}{\sigma_{T,cr} - \sigma_{T,0}}. \quad (5)$$

Знаючи (4) і підставивши (5) в (1), можна отримати остаточне рівняння для визначення ЛЦГТ у кожному напівциклі навантаження. З урахуванням цього і знайденої залежності (4), вираз (2) після спрощень остаточно набуде вигляду:

$$N(\sigma_a) = \frac{1}{2} \frac{\sigma_{T,cr} - \sigma_{T,0}}{L_K(\sigma_a) - L_0(\sigma_a)} \left(\pm \frac{(L_K(\sigma_a))^{1-a} - (L_0(\sigma_a))^{1-a}}{a \cdot b \cdot (1-a) \cdot (\sigma_a/K)^{a/m}} \right). \quad (6)$$

Рівняння (6) визначає криву втоми для описаного критерію граничного стану матеріалу при циклічному навантаженні і не містить у собі інтегральних залежностей, що спрощує подальші розрахунки при визначенні параметрів моделі ГВЦП.

Визначення параметрів моделі. Систему рівнянь для визначення параметрів a і b діаграми вичерпання пластичності складаємо за допомогою (6) і знайденої умови про зв'язок втомних пошкоджень D_ε при відносному напрацюванні $D_N = n/N$ рівному 0,5 (зв'язок впливає з умови нормування при розгляді модифікованої частини рівняння повної циклічної діаграми деформування (4)). Так, якщо відома експериментальна крива втоми у вигляді $N(\sigma_a) = f(\sigma_a)$, то, використовуючи отримане рівняння кривої втоми (6) згідно з моделлю у вигляді $N(\sigma_a) = F(a, b, \sigma_a)$ і умови нормування (значення функції $f(\sigma_a, D_\varepsilon) = 1$ при $D_N = 0,5$), отримуємо систему нелінійних рівнянь, щодо визначення параметрів a і b , складену для напруження σ_a , яке відповідає по значенню багатоциклової кривої втоми:

$$\begin{cases} f(\sigma_a) = F(a, b, \sigma_a); \\ D_\varepsilon \Big|_{D_N = 0,5} = \frac{1 - L_0(\sigma_a)}{L_K(\sigma_a) - L_0(\sigma_a)}. \end{cases} \quad (7)$$

Застосування розробленої моделі для розрахункового визначення кривих втоми при концентрації напружень. Далі модель була застосована для чисельної оцінки кінетики пошкодження і НДС матеріалу і розрахункового визначення кривих втоми для циліндричних зразків з

концентраторами. Вираз (6) можливо застосовувати безпосередньо для визначення кількості циклів до руйнування при регулярному режимі навантаження. Для режимів навантаження, коли в досліджуваному об'єкті присутній градієнт напружень, для знаходження довговічності і кінетики НДС необхідно користуватись системою рівнянь, побудованою на виразах (1)-(5) з врахуванням реального НДС, який у даному випадку залежить від пошкодження, отриманого циклічним напруженням.

Для досліджень кінетики НДС елемента, необхідно визначити зміну пружно-пластичних напружень по перерізу циліндричного зразка радіусом r . Для цього використовується метод скінченних елементів (МСЕ). Для врахування зміни чисельного розв'язку від зміни властивостей матеріалу при накопиченні втомних пошкоджень пропонується наступна схема. Отримані за допомогою МСЕ розв'язки на різних рівнях навантаження приводяться до нормованого вигляду. Далі, для заданого σ_a визначаються нові нормовані розв'язки і визначаються функції пружних і пружно-пластичних напружень в залежності від g . Так, якщо відомо зворотне рівняння узагальненої діаграми циклічного деформування $\varepsilon_a(\sigma_a, D_c)$ у вигляді $\sigma_a(\varepsilon_a, D_c)$, рівняння рівноваги при розтягу в пружній і пружно-пластичній постановках можна представити в залежності від невідомих параметрів $K_{e,i}$ і $K_{ep,i}$. Розв'язуючи отримані рівняння відносно $K_{e,i}$ і $K_{ep,i}$ з урахуванням пружно-пластичної діаграми деформування, одержуємо пружні, пружно-пластичні і залишкові напруження по глибині при розтягу зразка з концентратором. На базі описаної чисельно-аналітичної схеми була розроблена процедура розрахунку довговічності, кінетики епору пружно-пластичного НДС і пошкодження для зразків з концентратором напружень. Порівняння експериментальних і розрахункових кривих втоми в умовах концентрації напружень показує, що розрахункові криві добре описують експериментальні. Максимальна похибка в описанні довговічності складає 31% і спостерігається на рівні границі витривалості. Для точки переходу до малоциклової області втоми максимальна помилка в визначенні довговічності складає 22%.

1. *Tsyban'ov G.V.* Ultimate hardening/softening model of material for fatigue crack initiation onset and determination of its parameters [Текст] / *G.V. Tsyban'ov, A.I. Novikov* // International Journal of Fatigue. – 2012. – Volume 39. – P. 15 – 24.
2. *Цибаньов Г.В.* Визначення кінетики втомного пошкодження і довговічності сталей в умовах неоднорідного напружено-деформованого стану [Текст] / *Г.В. Цибаньов, А.І. Новіков* // Вісник ТДТУ. – 2013. – №4. – С. 95 – 108.
3. *Цыбанёв, Г.В.* Определение долговечности материала при циклическом нагружении со случайной амплитудой напряжений по модели предельного исчерпания пластичности [Текст]/*Г.В. Цыбанёв, А.И. Новиков*//Надежность и долговечность машин и сооружений. – 2011. – Выпуск 34. – С. 67–79.

МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ КОНТАКТНОЇ ВЗАЄМОДІЇ ШТАМПІВ ІЗ ПРУЖНОЮ ПІВПЛОЩИНОЮ З ПОКРИТТЯМ.

САЧУК Ю.В.

Східноєвропейський національний університет імені Лесі Українки,
проспект Волі, 13, Луцьк

Розв'язано задачі про контактну взаємодію штампів канонічної форми (циліндричної, еліптичної, гіперболічної) з пружною півплощиною, котра захищена пружним шаром Вінклера. Побудовано інтегральне рівняння для визначення контактного тиску між штампом і покриттям. Розвинуто методику розв'язування інтегро-диференціального рівняння із використанням поліномів Чебишова. Проведено числові розрахунки контактного тиску для різної товщини пружного шару Вінклера та різній жорсткості покриття.

Solved the problem of contact interaction stamps canonical form (cylindrical, elliptical, hyperbolic) with an elastic half-plane, which is protected by a layer of elastic Winkler. Built integral equation to determine the contact pressure between the stamp and cover. Developed a technique for solving integral-differential equations using Chebyshev polynomials and numerical calculations of contact pressure for different thickness and elastic layer Winkler different hardness of the coating.

Для підвищення надійності та продуктивності роботи деталей в процесі технічної експлуатації машин та механізмів використовуються різні технологічні методи і способи захисту від пошкодження та руйнування їх в процесі експлуатації. Одним із основних способів є застосування захисних покриттів у вигляді тонких накладок, напилень і пружних шарів [1].

При моделюванні процесу роботи деталей із нанесеними на них тонкими покриттями в даний час використовується апарат механіки контактної взаємодії. В якості пружного шару в таких математичних моделях застосовується покриття Вінклера із одним або двома коефіцієнтами постелі. Дослідження фізичних та механічних властивостей різних композиційних покриттів та сучасні застосування пружного шару Вінклера наведені в роботі [2].

Розглянуто контактну задачу про взаємодію штампів канонічної форми з пружною півплощиною, яка захищена пружним тонким покриттям. У пружну півплощину з тонким захисним покриттям вдавлюється силою P жорсткий штамп з основою $f(x)$ (рис. 1). Основа штампа може бути циліндричної, параболічної, гіперболічної або еліптичної форми.

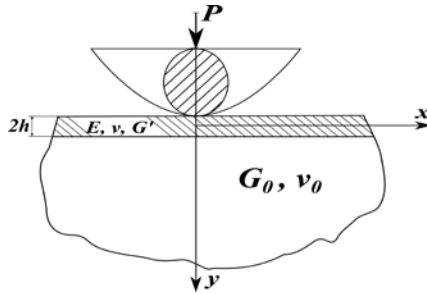


Рис. 1 – Модель взаємодії: штамп – покриття – пружна півплощина.

Інтегро-диференціальне рівняння відповідно до обраної моделі покриття має вигляд [3]:

$$-f'(x) = -\frac{1}{\pi\theta} \int_{-a}^a \frac{p(\xi)}{\xi - x} d\xi + K_B p'(x), |x| \leq a, (1)$$

де $p(x)$ – контактний тиск, $2a$ – область контакту, $\theta = G_0 / (1 - \nu_0)$, $G_0 = E / (2(1 - \nu_0))$, $K_B = 2h_B(1 - 2\nu_B)(1 + 2\nu_B) / (E_B(1 - 2\nu_B))$ – коефіцієнт Вінклера.

Перші дослідження сингулярного рівняння виду (1) із використанням теорії потенціалів наведено в роботі [4]. Сучасні прикладні дослідження рівнянь такого типу, які отримуються на основі задач контактної механіки, наведено в роботі [5].

Для дослідження рівняння (1) та пошуку функції контактного тиску використано метод ортогональних поліномів Чебишова.

1. *Holmberg K., Matthews A.* Coatings tribology Properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering. Second Edition. – The University of Sheffield UK, 2009. – 549 p.
2. *Erdogan F., Guler M.A.* Contact Mechanics of FGM Coatings. – Lehigh University Bethlehem, 2000. – 276 p.
3. *Максимук О.В., Махніцький Р.М., Щербина Н.М.* Математичне моделювання та методи розрахунку тонкостінних композитних конструкцій. – Львів: Національна академія наук України. Інститут прикладних проблем механіки і математики ім. Я.С. Підстригача НАН України, 2005. – 396 с.
4. *Штаерман И.Я.* Контактная задача теории упругости. М. – Л.: Гостехиздат, 1949. – 270 с.
5. *Silvestrov V.V., Smirnov A.V.* The Prandtl integrodifferential equation and the contact problem for a piecewise homogeneous plate // Journal of Applied Mathematics and Mechanics. – 2010. – Vol. 74. – P. 679–691.

ВПЛИВ КВАЗІОРТОТРОПІЇ МАТЕРІАЛУ НА КОЕФІЦІЄНТИ ІНТЕНСИВНОСТІ НАПРУЖЕНЬ У ВЕРШИНІ ТРІЩИНИ

ЧОРНЕНЬКИЙ А. Б.

Фізико-механічний інститут імені Г.В. Карпенка НАН України

Розглянуто плоску задачу теорії пружності для квазіортотропного тіла з тріщинами. Знайдено аналітичний розв'язок для коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) у вершині довільно орієнтованої прямолінійної тріщини та числовий – для дволанкової ламаної тріщини.

The plane problem of elasticity for a quasi-orthotropic body with cracks is consider. Analytical solution for stress intensity factor (SIF) in tips of arbitrarily oriented rectilinear crack and numerical solution for two-link broken crack are obtained.

До квазіортотропних відносять вироджені ортотропні матеріали, для яких характеристичні рівняння мають кратні уявні корені [1]. До цього класу належать ізотропні матеріали, а також композитні матеріали на основі кераміки, волокнисті та шаруваті композити [2].

1 Інтегральне рівняння.. Розглянемо плоску крайову задачу для пружного квазіортотропного тіла з тріщиною L . Нехай на берегах тріщини L задані зрівноважені напруження

$$N^+ + iT^+ = N^- + iT^- = p(t), \quad t \in L \quad (1)$$

за відсутності напружень на нескінченності.

Сингулярне інтегральне рівняння має вигляд [3]

$$\frac{1}{\pi} \int_{L_1} [K_1(\tau_1, t_1) g_1'(\tau_1) d\tau_1 + L_1(\tau_1, t_1) \overline{g_1'(\tau_1)} d\bar{\tau}_1] = \tilde{F}_1(t_1), \quad t_1 \in L_1, \quad (2)$$

де L_1 – контур у допоміжній площині $z_1 = x + i\gamma y$, γ – параметр ортотропії,

$$K_1(\tau_1, t_1) = \frac{1}{2} \left[\frac{1}{\tau_1 - t_1} + \frac{1}{\bar{\tau}_1 - \bar{t}_1} \frac{d\bar{t}_1}{dt_1} \right]; \quad L_1(\tau_1, t_1) = \frac{1}{2} \left[\frac{1}{\bar{\tau}_1 - \bar{t}_1} - \frac{\tau_1 - t_1}{(\bar{\tau}_1 - \bar{t}_1)^2} \frac{d\bar{t}_1}{dt_1} \right]. \quad (3)$$

Його розв'язок повинен задовольняти умову

$$\int_{L_1} g_1'(t_1) dt_1 = 0, \quad (4)$$

яка забезпечує однозначність переміщень за обходу контуру тріщини L .

Формули для визначення КІН на початку (K_I^-, K_{II}^-) та в кінці (K_I^+, K_{II}^+) тріщини мають вигляд [3]

$$K_I^\pm = \pm\sqrt{\pi} \operatorname{Im} \frac{u_I(\pm 1)\overline{\omega_I'(\pm 1)}}{i|\omega'(\pm 1)|\sqrt{|\omega'(\pm 1)|}},$$

$$K_{II}^\pm = \pm\sqrt{\pi} \operatorname{Re} \frac{u_I(\pm 1)[(1+\gamma)\overline{\omega'(\pm 1)} - (1-\gamma)\omega'(\pm 1)]}{2i|\omega'(\pm 1)|\sqrt{|\omega'(\pm 1)|}},$$
(5)

де

$$t_1 = \omega_I(\xi) = x(\xi) + i\gamma y(\xi); \quad t = x(\xi) + iy(\xi), \quad u_I(\xi)/\sqrt{1-\xi^2} = g'_1(t_1)\omega'_I(\xi), \quad -1 \leq \xi \leq 1.$$

Величини $u_I(\pm 1)$ знаходять із розв'язку інтегрального рівняння (2).

2. Прямолинійна тріщина. Розглянемо прямолинійну тріщину L довжини $2l$, нахилену під кутом α до осі x .

Параметричне рівняння контуру L подамо у вигляді

$$\tau = \omega(\xi) = \xi l e^{i\alpha}, \quad -1 \leq \xi \leq 1. \quad (6)$$

Запишемо інтегральне рівняння задачі у безрозмірній формі:

$$(1/\pi) \int_{-1}^1 \left\{ u_I(\xi) / \left[\sqrt{1-\xi^2} (\xi - \eta) \right] \right\} d\xi = (1/2\gamma) \hat{P}(\eta), \quad -1 \leq \eta \leq 1. \quad (7)$$

де $\hat{P}(\eta) = (1+\gamma)p(\eta) - (1-\gamma)\overline{p(\eta)}e^{-2i\alpha}$.

Розв'язок цього рівняння за умови (4) знайдемо за формулами [4]

$$u_I(\xi) = \frac{1}{2\gamma\pi} \int_{-1}^1 \frac{\sqrt{1-\eta^2} \hat{P}(\eta) d\eta}{\xi - \eta}, \quad u_I(\pm 1) = \pm \frac{1}{2\gamma\pi} \int_{-1}^1 \frac{\sqrt{1\pm\eta}}{\sqrt{1\mp\eta}} \hat{P}(\eta) d\eta. \quad (8)$$

Скориставшись співвідношеннями (5), отримаємо

$$K_I^\pm - iK_{II}^\pm = -\sqrt{l/\pi} \int_{-1}^1 \left(\sqrt{1\pm\eta}/\sqrt{1\mp\eta} \right) p(\eta) d\eta. \quad (9)$$

Таким чином, у квазіортотропному тілі КІН у вершині довільно орієнтованої прямолинійної тріщини за самозрівноваженого навантаження на її берегах такі самі, як і в ізотропному.

3. Дволанкова ламана тріщина. Знайдемо розв'язок задачі про

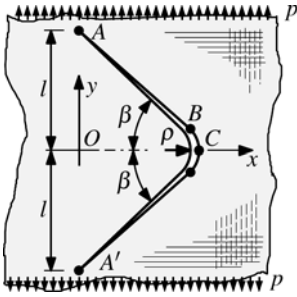


Рис. 1. Згладжена ламана тріщина в квазіортотропній площині за одновісного розтягу

одновісний розтяг на нескінченності квазіортотропної площини з дволанковою ламаною тріщиною, береги якої вільні від напружень. Вершини тріщини розташовані на осі Oy в точках $y = \pm l$. На нескінченності заданий одновісний розтяг напруженнями $\sigma_y^\infty = p$ (рис. 1).

Параметричне рівняння контуру тріщини L запишемо у вигляді

$$t = \omega(\xi) = l \begin{cases} (1 - \varepsilon \cos \beta) / \operatorname{tg} \beta + c(\tau + \tau_B) \cos \beta - \\ -i[\varepsilon \cos \beta - c(\tau + \tau_B) \sin \beta], -1 \leq \tau < -\tau_B, \\ (\cos \beta - \varepsilon) / \sin \beta + \varepsilon \cos(\tau c / \varepsilon) + i\varepsilon \sin(\tau c / \varepsilon), -\tau_B \leq \tau \leq \tau_B, \\ (1 - \varepsilon \cos \beta) / \operatorname{tg} \beta - c(\tau - \tau_B) \cos \beta + \\ +i[\varepsilon \cos \beta - c(\tau - \tau_B) \sin \beta], \tau_B \leq \tau < 1, \end{cases} \quad (10)$$

де

$$\tau = \varepsilon \operatorname{sh}(\xi \operatorname{arsh}(1/\varepsilon)), \tau_B = \varepsilon(\pi/2 - \beta) / c, c = (1 - \varepsilon \cos \beta) / \sin \beta + \varepsilon(\pi/2 - \beta).$$

Невідому густину $g_1'(t_1)$ знайдемо [3, 5] з інтегрального рівняння (2), в якому права частина

$$\tilde{H}_1(t_1) = -(p\gamma/2)(1 + (d\bar{r}/dt)) \quad (11)$$

Числові результати для КІН у вершинах згладженої ламаної тріщини отримано для малих відносних радіусів кривини $\varepsilon = \rho/l$. Коли параметр ε наближається до нуля, КІН прямують до асимптотичних значень, що відповідають ламаній тріщині (рис. 2).

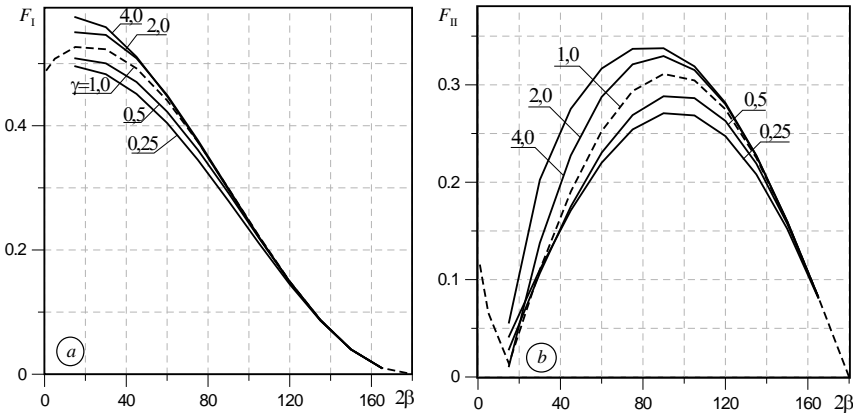


Рис. 2. Залежність відносних КІН F_I (а) і F_{II} (б) для ламаної тріщини від кута розхилу 2β для різних значень параметра ортотропії γ .

Для ізотропного матеріалу ($\gamma = 1$, штрихові лінії) отримані КІН добре узгоджуються з відомими результатами [5]. Вплив квазіортотропії є більшим на відносні КІН $F_{II} = K_{II}/(\rho\sqrt{\pi l})$ у порівнянні з $F_I = K_I/(\rho\sqrt{\pi l})$. За великих значень кута розхилу 2β вплив квазіортотропії зменшується, оскільки тріщина наближається до прямолінійної.

1. Hasebe N. and Sato M. Stress analysis of quasi-orthotropic elastic plane // Int. J. Solids Struct. – 2013. – **50**. – P. 209–216.
2. Orthotropy rescaling and implications for fracture in composites / Z. Suo, G. Bao, B. Fan, and T. C. Wang // Int. J. Solids Struct. – 1991. – **28**, № 2. – P. 235–248.
3. Саврук М. П., Чорненький А. Б. Плоска задача теорії пружності для квазіортотропного тіла з тріщинами // Фіз.-хім. механіка матеріалів – 2015. – № 3. – С. 17–24.
4. Саврук М. П. Двумерные задачи упругости для тел с трещинами. – К.: Наук. думка, 1981. – 324 с.
5. Theocaris P. S. and Ioakimidis N. I. Mode I stress intensity factors at corner points in plane elastic media // Eng. Fract. Mech. – 1980. – **13**, №4. – P. 699–708.

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МОНОКРИСТАЛІВ ЛІТІЙ ДИГІДРОФОСФАТУ: МІКРОТВЕРДІСТЬ ТА ТРИЩИНОСТІЙКІСТЬ

ЮРЧЕНКО А., БОРЦЬ Я., САНГВАЛ К., ВОРОНОВ О.

Інститут монокристалів НАН України

В роботі вперше представлено результати вивчення мікротвердості монокристалів літій дигідрофосфату (LDP), що належать до групи кристалів типу KDP. Вивчалася мікротвердість за Вікерсом H_V природних граней (110) та (111) кристалів LDP як функція від прикладеного навантаження P . Було виявлено, що для даних кристалів притаманний зворотний розмірний ефект при індуванні (Indentation size effect, ISE). Природу ISE аналізували із застосуванням різних концепцій.

The Vickers microhardness H_V of the (110) and (111) as-grown faces of LDP crystals was investigated as a function of applied load P . It was found that the microhardness H_V of the two faces increases with load P and the hardness of the (110) face is somewhat lower than that of the (111) face. The origin of indentation size effect was analyzed using different approaches.

LDP кристалізується в орторомбічній сингонії та добре розчиняється у воді, однак при температурі вище 20°C LDP розчиняється інконгруентно, тому кристали вирощують із розчинів, що містять надлишок ортофосфornoї кислоти [1-3]. Механічні властивості кристалів групи KDP добре вивчені, але такі для кристалів LDP вивчені не були, тому метою даної роботи було вивчення мікротвердості за Вікерсом природних граней (110) та (111) кристалів LDP як функції від прикладеного навантаження, а також аналіз природи ISE із застосуванням різних концепцій.

Індування проводилося на природних гранях (110) та (111) кристалів LDP, вирощених з фосфорнокислих розчинів методом випаровування розчинника. Навантаження ранжувалися від 0,01 до 0,2 Н. Дистанція між відбитками витримувалася в десятикратному розмірі від довжини діагоналі відбитку. Всі зразки при індуванні однойменних граней орієнтувалися однаковим чином. Значення мікротвердості розраховувалося за стандартним рівнянням [4,5]:

$$H_V = kP/d^2 \quad (1)$$

Середнє значення мікротвердості розраховувалося із серії у 4-5 відбитків. Було виявлено, що при всіх прикладених навантаженнях на зразках утворювалися радіальні тріщини навколо відбитків. З рис.1 видно, що зі зростанням навантаження мікротвердість граней LDP збільшується, що є прикладом зворотного ISE. Також видно, що твердість грані (110) дещо нижча за (111), однак ця різниця ледь помітна.

Побудувавши залежність згідно логарифмічної форми закону Мейєра (Рис. 2) можна визначити значення індекса Мейєра, міри ISE [4,5].

$$\ln P = \ln A + n \ln d \quad (2)$$

Як видно з табл. 1., індекс Мейера більше 2, що притаманно зворотному

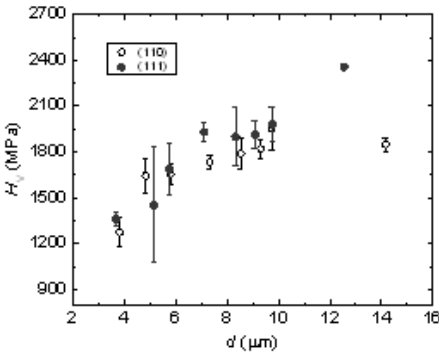


Рис. 2 – Залежність мікротвердості граней кристалів LDP від діагоналі відбитку.

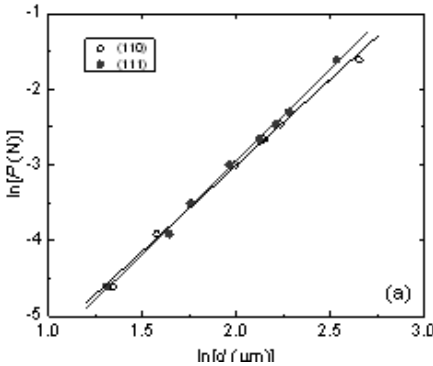


Рис. 2 – Взаємозв'язок між \$\ln P\$ та \$\ln d\$ для граней LDP.

Таблиця 1. Значення констант \$\ln A\$ та \$n\$ для різних граней LDP

Грань	\$-\ln A\$	\$n\$	\$R^2\$
(110)	\$7.546 \pm 0.130\$	\$2.274 \pm 0.064\$	\$0.9945\$
(111)	\$7.831 \pm 0.105\$	\$2.444 \pm 0.052\$	\$0.9968\$

Хейс та Кендал [6] запропонували інше рівняння:

$$P = W + A_I d^2 \tag{3}$$

де \$W\$ – мінімальне навантаження, необхідне для початку пластичної деформації, а \$A_I\$ – незалежна від навантаження константа, яка дає незалежну від навантаження твердість за рівнянням \$H_0 = kA_I\$. Ці величини можна розрахувати, побудувавши залежність навантаження від квадрата діагоналі відбитку. Для граней кристалів LDP \$W = -0,0075\$, що є від'ємною величиною і є результатом зворотного ISE; \$H_0 = 2095\$ МПа.

Розрахована за рівнянням Беглі-Хатчінсона [7]

$$H = H_0(1 + d_0/d) \quad (4)$$

незалежна від навантаження твердість для обох граней однакова ($H_0 = 2337$ МПа), як і абсолютне значення критичного діаметра інденування d_0 . Ця величина H_0 дещо більша, ніж розрахована за рівнянням Хейса-Кендала, різниця пов'язана із розкидом вихідних даних $P(d)$. Значення H_0 для LDP приблизно у 1,5 рази вище, ніж для кристалів KDP та ADP [8,9,10].

Дослідження індентованої поверхні кристалів LDP виявляє наявність двох типів тріщин навколо відбитків індентора: радіальні, що виходять з кутів відбитків, та серія невеликих латеральних тріщин, що виходять з країв відбитків і розповсюджуються у приповерхневий шар кристалу.

Із виразів залежностей довжини радіальних тріщин c від навантаження P та діагоналі відбитку d можна отримати закон Мейера:

$$c = C_1 P^n \quad (5); \quad c = C_2 d^q \quad (6) \rightarrow P = A d^n, \quad \text{де } A = (C_2/C_1)^{1/n}; \quad n = q/p.$$

Із аналізу цих залежностей випливає, що $-\ln A = 7.54$; $n = q/p = 2.287$, що узгоджується із величинами, отриманими безпосередньо із даних $H_V(d)$. Це значить, що закон Мейера вказує на зв'язок між ISE та утворенням тріщин.

Тому експериментальні дані залежності довжини радіальних тріщин від навантаження аналізувалися за допомогою різних концепцій механіки тріщин [11]. Згідно рішення для порожнини, що розширюється в ідеальному пружно-пластичному твердому тілі, для невеликих тріщин вираз для тріщиностійкості представлено у вигляді рівняння [12]:

$$P = \beta_0 K_C c^{3/2} \quad (7),$$

де β_0 та K_C – константи. Але залежність $P/C^{3/2}$ від P збільшується зі зростанням змінної (Рис. 3).

Це вказує на те, що ступінь p в рівнянні (5) відрізняється від $2/3$, що пропонує механіка тріщин, і пов'язано, принаймні частково, із залишковою поверхневою напругою. Щоб її врахувати, можна використовувати залежність між $P/C^{3/2}$ та $c^{1/2}$ [12]:

$$P/C^{3/2} = \beta_0 K_C + \beta_0 \sigma_s c^{1/2} \quad (8),$$

де σ_s – поверхнева напруга. Вона може бути як компресійною, так і напругою розтягнення. Із аналізу рис. 4 випливає, що $\sigma_s > 0$, що вказує на напругу розтягнення і є очікуваним для деформацій, що характеризуються зворотним ISE. Отримана величина тріщиностійкості $K_C = 0.07$ МПа·м^{1/2}, що в 3-4 рази нижче, ніж заявлено для кристалів KDP [16 10].

Аналіз мікротвердості H_V за Вікерсом природних граней (110) і (111) кристалів LDP як функції від прикладеного навантаження P показав, що мікротвердість обох граней збільшується із навантаженням, тобто присутній зворотний розмірний ефект при інденуванні. Твердість грані

(110) дещо нижча за (111), однак ця різниця не є сильно вираженою через значний розбій даних.

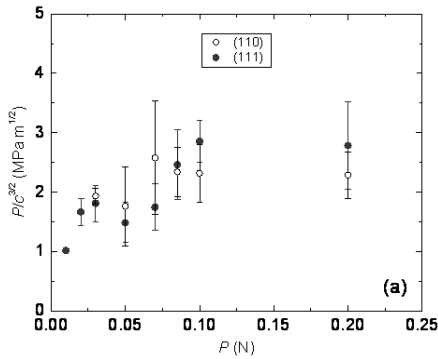


Рис. 3 – Залежність $P/C^{3/2}$ від навантаження P .

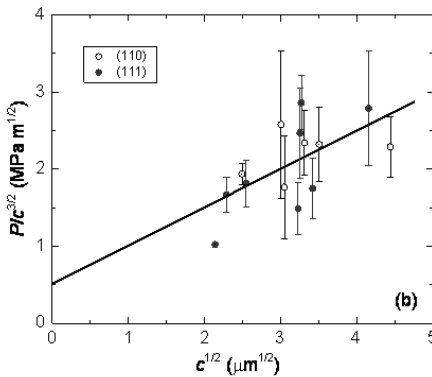


Рис. 4 – Взаємозв'язок між $P/C^{3/2}$ та $c^{1/2}$ для граней LDP.

Аналіз природи ISE, що спостерігається для кристалів LDP, за допомогою різних підходів показав, що рівняння Беглі-Хатчінсона та Хейса-Кендала не пояснюють природу зворотного ISE. Однак закон Мейєра описує зворотний ISE задовільно, і його константи A та n дозволяють встановити зв'язок між ISE та утворенням радіальних тріщин під прикладеним навантаженням індентування. Аналіз залежності розміру радіальних тріщин від прикладеного навантаження із застосуванням концепції механіки тріщин показав, що зворотний ISE пов'язаний із поверхневою напругою розтягнення.

Для розрахунку незалежної від навантаження твердості H_0 підходить рівняння Беглі-Хатчінсона. Незалежна від навантаження твердість H_0 для кристалів LDP дорівнює 2337 МПа, що в 1.5 рази більше, ніж заявлено для нелегованих кристалів KDP та ADP. Однак значення тріщиностійкості K_C ,

отримане для кристалів LDP, дорівнює $0.07 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. Це значення K_C дещо менше, ніж заявлене для кристалів KDP.

1. Lee K.-S., Moon J., Lee J., Jeon M. High-temperature phase transformations in LiH_2PO_4 and possible solid-state polymerization // *Solid State Commun.* – 2008. – **147**(1-2) – P. 74-77.
2. Lee K.-S., Oh I.-H., Kweon J.J., Lee C.E., Ahn S.-H. Crystal growth and morphology of LiH_2PO_4 // *Mater. Chem. Phys.* – 2012. – **136**(2-3) – P. 802.
3. Catti M., Ivaldi G. Crystal structure of LiH_2PO_4 , structural topology and hydrogen bonding in the alkaline dihydrogen orthophosphates // *Z. Kristallogr* – 1977. – **146**(4-6) – P. 215-226.
4. Mott B.W. *Microindentation Hardness Testing.* – London: Butterworth, 1956.
5. Boyarskaya Yu.S., *Deformirovanie kristallov pri ispytaniach na mikrotwardost (Deformation of Crystals during Microhardness Testing).* – Kishinev: Shtintsa, 1972.
6. Hays C., Kendall E.G. An analysis of Knoop microhardness // *Metallography.* – 1973. – **6**(4) – P. 275-282.
7. Begley M.R., Hutchinson J.W. The mechanics of size-dependent indentation // *J. Mech. Phys. Solids.* – 1998. – **46**(10) – P. 2049-2068.
8. Sengupta S., Sengupta S.P. Microhardness studies in gel-grown ADP and KDP single crystals // *Bull. Mater. Sci.* – 1992. – **15**(4) – P. 333-338.
9. Pritula I. et al. Optical, structural and microhardness properties of KDP crystals grown from urea-doped solutions // *Mater. Res. Bull.* – 2008. – **43**(10) – P. 2778-2789.
10. Kosinova A. V. et al. Structural and mechanical properties of KH_2PO_4 single crystals with embedded nanoparticles and organic molecules // *Cryst. Res. Technol.* – 2014. – **49**(12) – P. 965-974.
11. Sangwal K., Borc J., Kavetsky T. Study of microindentation cracks in bismuth-doped arsenic selenide glasses // *Journal of Non-Crystalline Solids.* – 2011. – **357**(16-17) – P. 3117-3122
12. Marshall D.B., Lawn , *Indentation of brittle materials.* In: P.J. Blau, B.R. Lawn (Eds.), *Microindentation Techniques in Materials Science and Engineering.* – Philadelphia, PA: ASTM, 1986, pp. 26-46.

ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ ФІБРОБЕТОНУ НА ОСНОВІ ЦЕМЕНТНОЇ МАТРИЦІ

ЮХИМ Р. Я., ЛІСНІЧУК А.Є.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України,
79601, м. Львів, МСП, вул. Наукова, 5

Запропонована розрахункова модель для прогнозування тріщиностійкості розчинів на основі цементу, що армовані фіброю. Встановлено основні чинники, що формують опір композитного матеріалу поширенню у ньому тріщини. Отримано інженерну залежність для розрахунку характеристики тріщиностійкості K_{IC} , яка дає можливість цілеспрямовано формувати оптимальний склад композита.

The calculation model for predicting fracture fibrous composites on base of cement matrix is proposed. The main factors that influence on crack resistance in composite material it was been established. Engineering formula for calculating crack growth resistance of materials, which makes it possible to purposeful form the optimal composition was obtained.

Важливим критерієм при проектуванні конструкційних бетонів є тріщиностійкість цементно-піщаного розчину. Бетон - це крихкий матеріал, який руйнується внаслідок злиття та поширення тріщин, тому вивчення способів покращення характеристик тріщиностійкості є особливо актуальним.

При моделюванні та дослідженні тріщиностійкості бетонів невелику погрішність вносить нехтування їх структурною неоднорідністю, вважаючи матеріал суцільним з усередненими властивостями [1–6]. Це дає можливість визначити тріщиностійкість бетону конкретного складу з високою достовірністю. При цьому немає можливості прогнозувати зміну тріщиностійкості матеріалу при зміні параметрів одної з фаз бетону.

Щоб спроектувати нові композитні матеріали на основі бетонної матриці (із наперед заданими службовими властивостями) важливе значення має встановлення наближених аналітичних залежностей, що дасть можливість прогнозувати та оцінювати тріщиностійкість цих матеріалів за механічними та геометричними параметрами їх структури (пор, наповнювачів, армувальних елементів). Отримані залежності дозволять ефективно формувати оптимальний склад композита із необхідними службовими характеристиками, зокрема, тріщиностійкістю.

Тріщиностійкість цементного каменя. Відомо, що тріщиностійкість крупного наповнювача (щебню, гравію) є вища в

порівнянні з тріщиностійкістю зв'язуючої фази бетону - цементного розчину. Основними дефектами останнього є пори, розміри яких можуть становити від кількох мікрон до міліметра. Макротріщина в такому матеріалі проходить через пори і зупиняється за рахунок потрапляння вершини у пори, затуплення тріщини порою з радіусом кривизни ρ (рис. 1).

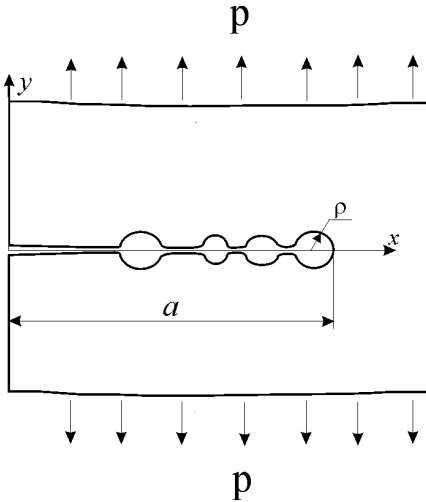


Рис. 1. Схематичне зображення контуру тріщини в матеріалі з порами.

Fig.1. Schematic representation of the contour crack in a material with pores.

тріщини біля її вершини еліптичною на основі теореми про консервативність поля деформацій в еліптичному (еліпсоїдальному) включенні [7] деформацію на ділянці $a-\rho \leq x \leq a$ можна вважати однорідною.

З умови сумісності деформацій уявного включення і матриці на межі $x=a$ слідує, що деформацію матриці в околі макротріщини виражає залежність (1). Звідси умовою росту тріщини буде виконання рівності

$$\ln\left(1 + \frac{\delta_c}{2\rho}\right) = \epsilon_c, \tag{2}$$

де δ_c – критичне розкриття тріщини.

Тріщина відриву поширюється скачкоподібно від однієї пори до іншої за деформаційним критерієм – умовою що деформація ϵ_y в її околі досягне граничного значення ϵ_c . Деформацію на продовженні затупленої порами макротріщини встановимо на основі таких міркувань. Деформація тріщини, яку моделюємо уявним включенням з нульовим пружним модулем, в точці $x=a-\rho$ може бути виражена залежністю

$$\epsilon_y = \int_{2\rho}^{2\rho+\delta} \frac{dy}{y} = \ln\left(1 + \frac{\delta}{2\rho}\right) \tag{1}$$

де δ – розкриття тріщини в точці $x=a-\rho$. Вважаючи форму контуру

Для крихких матеріалів у механіці руйнування застосовують залежність [8], що пов'язує розкриття тріщини δ з коефіцієнтом інтенсивності напружень K_I :

$$\delta = \frac{(1 - \nu^2) K_I^2}{\sigma_0 \cdot E}. \quad (3)$$

Тут σ_0 – напруження в зоні передруйнування; E , ν – модуль пружності та коефіцієнт Пуассона матеріалу, відповідно. Враховуючи залежності (2), (3), отримуємо формулу для обчислення характеристики тріщиностійкості – граничного коефіцієнта інтенсивності напружень K_{IC}

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{\sigma_0 E \rho (\exp \varepsilon_c - 1)}{1 - \nu^2}}. \quad (4)$$

Врахувавши залежність модуля пружності E цементного каменю від об'ємного вмісту пор [9]

$$E = E_m (1 - V_p^{2/3}), \quad (5)$$

а також отриману раніше [10] формулу для обчислення міцності цементного каменю від вмісту дефектів типу тріщин

$$\sigma_B^c = \sigma_B (1 - \omega), \quad (6)$$

на основі виразу (4) отримуємо розрахункову залежність для прогнозування K_{IC}^c цементного каменю

$$K_{IC}^c = \sqrt{\frac{\sigma_B E_m (1 - V_p^{2/3}) \rho (\exp \varepsilon_c - 1) (1 - \omega)}{(1 - \nu^2)}}, \quad (7)$$

де E_m – модуль пружності цементної матриці; V_p – об'ємний вміст пор; σ_B – границя міцності матеріалу матриці; ω – параметр, що відображає пошкодженість матеріалу тріщинами; за напруження σ_0 тут прийнято границю міцності σ_B^c цементного каменю.

Тріщиностійкість фібробетону. Змодельуємо поведінку композитного матеріалу – фібробетону, матрицею якого є цементний камінь, а в якості армувального матеріалу служать мікрОВОлокна з різними деформаційними та міцнісними характеристиками (базальтові, скляні, вуглецеві тощо). Для таких матеріалів отримана [10] залежність для розрахунку їх міцності за розтягу

$$R_{bt}^f = (1 - \omega) \left(\lambda \sigma_f V_f \left(1 - \frac{r \sigma_f}{l \sigma_m} \right) + \sigma_m (1 - V_f) \right), \quad (8)$$

де V_f – об’ємний вміст волокон; σ_f , σ_m – міцність волокон та цементного каменю, відповідно; l – довжина волокон; r – радіус волокна; λ – коефіцієнт приведення хаотичного армування до напрямленого ($\lambda = 1$ – для напрямленого армування вздовж осі розтягу; $\lambda = 0,33$ – для хаотичного).

Модуль пружності композиту з порами можна розрахувати на основі формули [9]

$$E = E_m (1 - V_p^{2/3}) \left(1 + \frac{V_f}{(m/(m + V_p^{2/3} - 1)) - V_f^{1/3}} \right), \quad m = \frac{E_m}{E_f}, \quad (9)$$

де E_f – модуль пружності волокна.

Враховуючи співвідношення (4), (8), (9), отримуємо залежність для прогнозування тріщиностійкості композитного матеріалу

$$K_{IC}^f = \frac{1}{\sqrt{1 - \nu^2}} \left((1 - \omega) \left(\lambda \sigma_f V_f \left(1 - \frac{r \sigma_f}{l \sigma_m} \right) + \sigma_m (1 - V_f) \right) \times \right. \\ \left. \times \left(E_m (1 - V_p^{2/3}) \left(1 + \frac{V_f}{(m/(m + V_p^{2/3} - 1)) - V_f^{1/3}} \right) \right) \rho (\exp \varepsilon_c - 1) \right)^{1/2} \quad (10)$$

На основі отриманої формули графічно зображено (рис.2) залежність параметра тріщиностійкості K_{IC}^f композитного матеріалу від об’ємного вмісту стохастично орієнтованої фібри різної природи та пошкоженості матеріалу порами і тріщинами. Механічні характеристики волокон подані у таблиці.

Таблиця 1. Механічні характеристики фібри

Назва фібри	ε_c	Густина, g/cm^3	σ_B , МПа	E_f , GPa
Базальтова	0,033	2,65	1200	110
Скляна	0,048	2,46	3310	76
Кевлар 29	0,015	1,44	3620	41,4
Кевлар 149	0,036	1,47	3480	41,4
Поліпропіленова	0,15	1,18	500	38
Поліакрилонітрил ова	0,11	2,65	500	75

Експериментальні дослідження Для підтвердження хорошої апроксимації отриманої аналітичної залежності (10) проведені експериментальні дослідження з метою встановлення тріщиностійкості композита на основі цементної матриці при різному об’ємному вмісті базальтової фібри.

Для приготування розчинів використали фібру базальтову виробництва ТОВ “Технобазальт-Інвест”; портландцемент ПЦ ІІ/А-3-500 загально-будівельного призначення ПАТ “Волинь-Цемент”; гіперпластифікатор на основі полікарбоксилату Verament ТВ-1.

Експериментально встановлені характеристики тріщиностійкості армованого композитного матеріалу наведені на рис.3 точками. Суцільна лінія відповідає теоретичному прогнозу тріщиностійкості, розрахованому на основі формули (10). З рис. 3 бачимо, що результати теоретичних розрахунків та експериментів достатньо добре узгоджуються між собою.

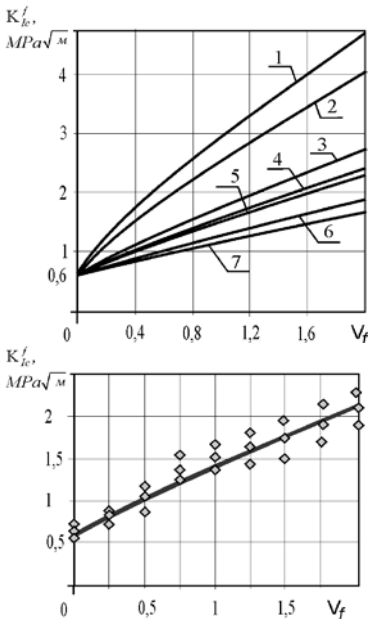


Рис. 2. Прогнозована тріщиностійкість цементного каменю, армованого фіброю: 1 – поліпропіленовою;

2 – поліакрилонітриловою; 3 – скляною; 4 – кевлар 149; 5 – базальтовою; 6 – вуглецевою; 7 – кевлар 29; $\rho=15 \mu\text{m}$.

Fig.2. Predicted fracture toughness cement stone reinforced with fiber: 1 – polypropylene; 2 – polyacrylonitrile; 3 – glass fibers; 4 – Kevlar 149; 5 – basalt; 6 – carbon fibers; 7 – Kevlar 29; $\rho=15 \mu\text{m}$.

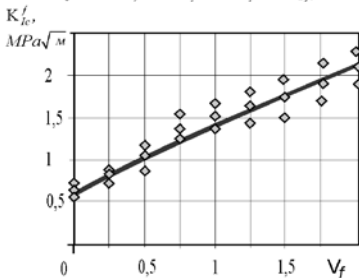


Рис. 3. Залежність тріщиностійкості композита від об'ємного вмісту базальтової фібри.

Fig.3. The dependence of fracture toughness composite on the basalt fiber volume content.

Значимо, що тріщиностійкість армованого цементного каменю в межах розглянутого об'ємного вмісту базальтової фібри зростає більш ніж у три рази. Такий суттєвий ріст характеристики в'язкості руйнування модельного матеріалу дає підстави очікувати достатньо високі показники тріщиностійкості матеріалів, у яких застосовано базальтову фібру як мікроармувальну складову сучасних бетонів. Водночас необхідно і далі досліджувати вплив фібри на службові характеристики проектних бетонів, оскільки механізм її роботи у присутності щебеню та піску може дещо відрізнятись від розглянутого.

Висновки. Отримана розрахункова залежність для встановлення тріщиностійкості композитів на основі цементної матриці K_{IC} . Чинниками, що визначають тріщиностійкість матеріалу є пошкодження матеріалу

матриці тріщинами (ω) та порами (V_p); модулі пружності матриці (E_m) та наповнювача (E_f); об'ємний вміст фібри (V_f); гранична деформація композита (ε_c); міцність волокон (σ_f) та матриці (σ_m); довжина (l) та радіус волокон (r); радіус максимальних пор (ρ); коефіцієнт (λ), що характеризує орієнтацію волокон у композиті.

Розрахунки показали, що за умови хорошої адгезії між волокном і матрицею для забезпечення високої тріщиностійкості композита визначальним чинником є деформаційна здатність армувальних волокон. Найвищу тріщиностійкість матеріалу забезпечило армування поліпропіленовою фіброю, для якої характерна незначна міцність, але висока деформативність. Натомість армування цементного каменю високомодульними і міцними вуглецевими волокнами та кевларом призводить до створення міцних композитних матеріалів, але з дещо нижчими характеристиками тріщиностійкості.

1. *Kaplan H.F.* Crack propagation and the fracture of concrete // *ACI Jornal.* – 1961. Vol. 58. – № 5. – P. 531-610.
2. *Brown J.H.* Measuring of the fracture toughness of cement paste and mortar // *Mag. Of Concrete Res.* – 1972. Vol. 24. – P. 185-196.
3. *Naus D.J., Lott J.L.* Fracture toughness of Portland cement concretes // *ACI Jornal.* – 1969. – V. 66, – P. 481-489.
4. *Naus D.J., Batson J.B., Lott J.L.* Fracture mechanics of concrete // *Fracture Mechanics of Ceramics.* – 1974. – Vol. 2. – P. 469-482.
5. *Evans E.G. and others.* The Fracture Mechanics of Mortars // *Cement and Concrete Research,* – 1976. – Vol. 6. – № 4. – P. 535-548.
6. *Зайцев Ю.В.* Моделирование деформаций и прочности бетона методами механики разрушения. – М.: Стройиздат, 1982. – 196 с.
7. *Eshelby J.D.* The stresses on and in a thin inextensible fibre in a stretched elastic medium. // *Eng. Fract. Mech.* – 1982. – Vol. 16, № 3. – P. 453.
8. *Панасюк В.В.* Механика квазіхрупкого розрушення матеріалов. – К.: Наук. думка. – 1991. – 416 с.
9. *Браутман Л., Крок Р.* Композиционные материалы. Т. 5: Разрушение и усталость. /Перевод с англ. под ред. Г.П. Черепанова. – М.: Мир, – 1978. — 488 с.
10. *Силованюк В.П.* Розрахункова модель фіробетону на міцність за розтягу/ В.П. Силованюк, Р.Я. Юхим, А.Є. Ліснічук, Н.А. Івантишин// *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2015. – Т. 51, № 3. – С. 39–45.

РОЗТЯГ ІЗОТРОПНОЇ ПЛАСТИНИ З ЕЛІПТИЧНИМ ОТВОРОМ ТА
ДВОМА РІВНИМИ СПІВВІСНИМИ ТРІЩИНАМИ

ЯРЕМА Є.Б.¹, СЛОБОДЯН М.С.¹, БІЛАШ О.В.²

¹Львівський національний університет імені Івана Франка

²Академія сухопутних військ імені гетьмана Петра Сагайдачного

У роботі запропоновано підхід до дослідження напружено-деформованого стану ізотропної пластини за наявності у ній еліптичного отвору і двох рівних співвісних наскрізних прямолінійних тріщин, які вільні від зовнішнього навантаження, при заданому однорідному полі зусиль на нескінченності. Використовуючи методи теорії функцій комплексної змінної та комплексні потенціали, розв'язок задачі зведено до сингулярного інтегрального рівняння на межі еліптичного отвору, а на берегах тріщин крайові умови вдалось задовольнити аналітично. Проведено числовий аналіз коефіцієнтів інтенсивності напружень при різних значеннях параметрів задачі.

This paper deals with the study of stress-strain state of the isotropic plate with elliptical hole and two equal straight-through cracks at a given load for hole and cracks. The plate at infinity has a uniform field of efforts. Using methods of the theory of functions of a complex variable and complex potentials the solution of the problem is reduced to a singular integral equation at the border of an elliptical hole. Boundary conditions on the edges of cracks are satisfied analytically. We provide a numerical analysis of stress intensity factors presented graphically for different values of parameters of the problem.

У роботі досліджено напружено-деформований стан ізотропної пластини з еліптичним отвором, вільним від зовнішнього навантаження, та двома рівними прямолінійними співвісними тріщинами завдовжки $2l$, береги яких вільні від зовнішнього навантаження. Виберемо декартову систему координат Oxy з початком у центрі однієї з тріщини так, щоб дві тріщини знаходиться на осі Ox . На нескінченості пластини розтягується рівномірно розподілених зусиль p і q , причому p утворює кут α з віссю Ox та є перпендикулярним до q . Центр еліптичного отвору із координатами x_0 і y_0 позначимо через O' , а його півосі – a і b ; відстань між центрами тріщин – через c ; контур тріщин – через \tilde{L}_1 і \tilde{L}_2 , $L = \tilde{L}_1 \cup \tilde{L}_2$, контур отвору – через L_1 (див. рис. 1).

Згідно формулювання задачі маємо такі крайові умови:

$$\sigma_{yy}^{\pm} - i\sigma_{xy}^{\pm} = 0, \quad x \in L,$$

$$N + iT = 0, \quad t \in L_1,$$

де σ_{yy} , σ_{xy} – компоненти тензора напружень у декартовій системі координат Oxy , N і T – відповідно нормальна та дотична компоненти зовнішнього навантаження на L_1 ; значками «+» та «-» позначено граничне значення відповідної величини при прямуванні z до лінії L справа і зліва по відношенню до заданого напрямку, $[f] = f^+ - f^-$, $z = x + iy$.

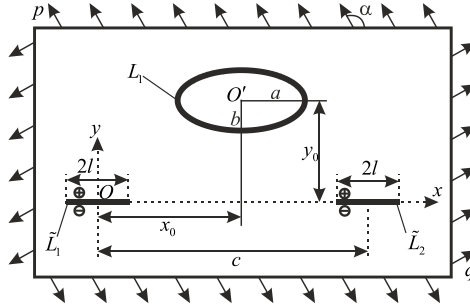


Рис. 1. Схема розміщення отвору і тріщин

Використавши методи теорії функції комплексної змінної та комплексних потенціалів [1], розв'язок задачі зведено до задач лінійного спряження, на основі яких отримано сингулярне інтегральне рівняння на межі еліптичного отвору. Крайові умови на берегах прямолінійних тріщин вдалося задовольнити аналітично. Суть роботи полягає в тому, що було апробовано новий підхід до розв'язування сформульованої задачі. Сингулярне інтегральне рівняння розв'язувалось числово з використанням методу механічних квадратур [2]. Як показав числовий експеримент при застосуванні відповідних квадратурних формул до розв'язування сингулярного інтегрального рівняння на межі еліптичного отвору, доцільно замінити криволінійний отвір розімкнутою тріщиною того самого обрису з малою відстанню між її вершинами. Проведено числовий аналіз коефіцієнтів інтенсивності напружень при різних параметрах задачі, на основі якого побудовано відповідні графічні залежності.

1. *Мухелишвили Н.И.* Некоторые основные задачи математической теории упругости. – М.: Наука, 1966. – 707 с.
2. *Панасюк В.В., Саврук М.П., Дацьшин А.П.* Распределение напряжений около трещин в пластинах и оболочках. – К.: Наук. думка, 1976. – 444 с.

ЕЛЕКТРООСАДЖЕННЯ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ СПЛАВАМИ КОБАЛЬТУ З ПІДВИЩЕНИМИ ФІЗИКО - МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

КОЗЯР М.О.¹, ГАПОН Ю.К.¹, НЕНАСТІНА Т.О.², ГЛУШКОВА М.О.¹,
ВЕДЬ М.В.¹, САХНЕНКО М.Д.¹

1. Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»
2. Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Визначені корозійна стійкість та механічні властивості електролітичних покриттів сплавами Co-Mo-W, одержаних з полілігандних цитратно-дифосфатних електролітів. Показано, що найбільш доцільним є співвідношення концентрацій сплавотвірних компонентів $\text{Co}^{2+} / (\text{WO}_4^{2-} + \text{MoO}_4^{2-}) = 1:1$, а лігандів Cit / Piro = 1:2. Corrosion resistance and mechanical properties of electrolytic coating alloys Co-Mo-W, obtained from polililand citrate-pyrophosphate electrolytes are determined. It is shown that the advisable concentration ratio of alloying components $\text{Co}^{2+} / (\text{WO}_4^{2-} + \text{MoO}_4^{2-}) = 1:1$, and ligands Cit / Piro = 1:2.

В поточний час значну увагу науковців привертають сплави кобальту, підвищення функціональних властивостей яких досягають легуванням тугоплавкими металами, зокрема, вольфрамом і молібденом. Залежно від співвідношення компонентів властивості таких сплавів можуть значною мірою змінюватися: сплави з високим вмістом кобальту проявляють магнітні властивості і можуть бути використані в пристроях запису і зберігання інформації, сплави з високим вмістом молібдену і вольфраму мають високу твердість, хімічну та корозійну стійкість, їх можна використовувати для підвищення зносостійкості деталей машин, що працюють в агресивних середовищах і високих температурах [1, 2].

Нанесення тернарного сплаву кобальт-молібден-вольфрам проводили з полілігандного цитратно-дифосфатного електроліту постійним і імпульсним струмом амплітудою $j = 2 \div 8 \text{ А/дм}^2$ і $4 \div 27,5 \text{ А/дм}^2$, відповідно. Електроліти готували з аналітично чистих реактивів: $\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$, $\text{Na}_2\text{MoO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, $\text{Na}_2\text{WO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, $\text{Na}_3\text{C}_6\text{H}_5\text{O}_7 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$, $\text{K}_4\text{P}_2\text{O}_7$, які розчиняли в невеликій кількості дистильованої води, після чого розчини змішували в певній послідовності, ґрунтуючись на результатах дослідження комплексоутворення. Значення рН розчину доводили до 8-10 введенням гідроксиду калію, контролювали і корегували в ході експериментів. Процес осадження покриттів сплавами Co-Mo-W вели при варіюванні температури від 293 до 343 К[3].

Виходячи з раніше встановлених закономірностей сплавотворення можна припустити, що застосування нестационарного електролізу, зокрема, уніполярного імпульсного струму, сприяє більш повному протіканню хімічних процесів відновлення вольфраматів і молібдатів. Крім того, використання нестационарних режимів дозволяє не тільки значно розширити діапазон робочих густин струму, але і, відповідно, підвищити швидкість формування покриттів до $0,85 \div 0,9$ мкм/хв. (рис.1.)

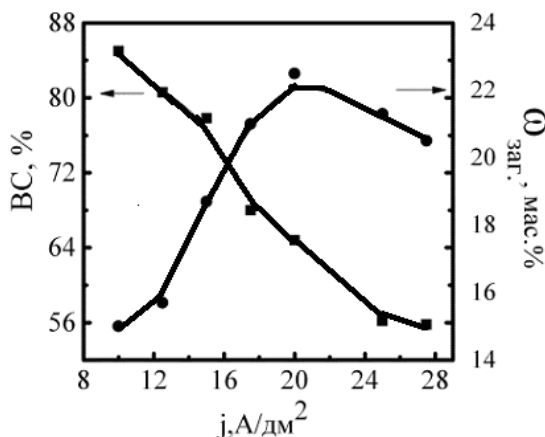


Рис. 1 – Залежність виходу за струмом (BC) і загального вмісту вольфраму та молібдену ($\omega_{\text{заг.}}$) в сплаві Co – Mo– W від густини струму (час імпульсу 2 мс, час паузи 10 мс).

Корозійну стійкість прокриттів оцінювали за результатами гравіметрії і поляризаційних вимірювань. Густину струму корозії $j_{\text{кор}}$ визначали екстраполяцією лінійних ділянок парціальних анодних і катодних поляризаційних залежностей в тафелевських координатах $\lg j - \Delta E$.

Встановлено, що покриття сплавами виявляють значно вищу корозійну стійкість в середовищах різної кислотності в порівнянні з матеріалом основи. Так, за глибинним показником швидкості корозії покриття сплавом Co–Mo–W віднесено до дуже стійких в кислих середовищах (рН = 3) і вельми стійких в нейтральних і слаболужних (рН = 7 і 11).

Мікротвердість покриттів сплавами кобальт–молібден–вольфрам, а також матеріалу підкладки (Ст.3) визначали твердоміром ПМТ–3 вдавлуванням алмазної піраміди. Слід відзначити поліпшення фізико-механічних властивостей покриттів, мікротвердість яких ($H_m = 3000-3680$ МПа) в два рази вище, ніж у підкладки Ст.3 ($H_m = 1500-1600$ МПа).

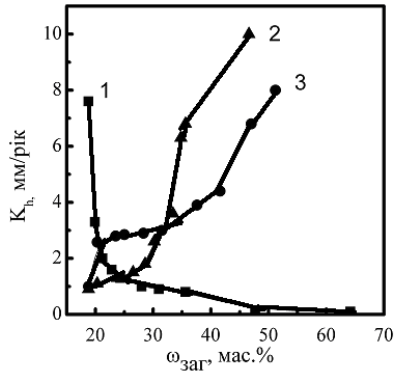


Рис. 2 – Залежність глибинного показника швидкості корозії від загального вмісту молібдену і вольфраму в сплаві Co-Mo-W в середовищах різної кислотності : pH= 2,5 (1); 7 (2) та 11(3).

Таким чином, в результаті експериментальних досліджень встановлено, що електролітичні покриття тернарним сплавом Co–Mo–W за фізико–механічними властивостями можуть бути рекомендовані для зміцнення сталевих деталей, а також, як захисні та зносостійкі покриття при організації протикорозійного захисту.

1. Zieliński M. Influence of Constant Magnetic Field on the Electrodeposition of Cobalt and Cobalt Alloys // Int. J. Electrochem. Sci. –2013. – V. 8. – P. 12192 - 12204
2. Байрачная Т.Н., Ведь М.В., Сахненко Н.Д. Электролитические сплавы вольфрама: получение и свойства. – Saarbrücken: LAP Lambert Academic Publishing, 2013. – 164 с.
3. Ведь М.В., Сахненко Н.Д., Глушкова М.А., Гапон Ю.К., Козяр М.А. Влияние режимов электролиза на состав и морфологию тернарных сплавов Co-Mo-W(Zr, Ag) // Вопросы химии и химической технологии. – Днепропетровск: УГХТУ. - 2013. – № 4. – С. 140 – 144.
4. Каракуркчі Г.В., Глушкова М.О., Ведь М.В., Єрмоленко І.Ю., Гапон Ю.К. Корозійні та механічні властивості бінарних та тернарних сплавів на основі заліза та кобальту // Проблеми корозійно-механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи: Матеріали XXIII Відкритої науково-технічної конференції молодих науковців і спеціалістів КМН-2013.- Львів:ФМІ, 2013.- С.135-137. Ved'M., Sakhnenko N., Glushkova M., Bairachna T. Electrodeposition of functional cobalt-silver and cobalt-tungsten alloys // Chemistry&Chemical Technology (Lviv), 2014. – Vol.8, № 3. – P.275 – 281

ОКИСНО-ВІДНОВНІ ПРОЦЕСИ СУЛЬФУРУ У
СУЛЬФІДВІСНИХ ЕЛЕКТРОЛІТАХ

ГОЛОВЕЙ С.А.

Фізико-механічний інститут ім.Г.В.Карпенка НАН України

Вивчено окисно-відновні реакції Сульфуру у розчині натрію сульфідіду концентрацією $C(\text{Na}_2\text{S})=0,1$ М на склографітовому електроді в межах потенціалів $-1,25\dots 1,25\text{В}$ за швидкостей розгортки $s=5,10,25,50,75$ і 100 мВ/с. Визначено стадійність анодної та катодної реакцій. Показано, що окиснення перетікає за сумарною схемою $\text{S}^{2-} \rightarrow \text{S}^0 + \text{S}^{2-} \rightarrow \text{S}_n^{2-}$, лімітуючою стадією якого є наступна хімічна реакція. Катодний пік визначається перетіканням реакції розрядження полісульфід-іонів з попередньою адсорбцією вихідних речовин.

The redox reaction of Sulfur in the solution of sodium sulfide with concentration of $C(\text{Na}_2\text{S})=0,1$ M on glass-graphite electrode within the potentials $-1,25\dots 1,25$ V at the sweep speeds $s=5,10,25,50,75$ and 100 mV/sec is investigated. The staging of anode and cathode reactions is defined. It is shown that oxidation passes in accordance to the scheme $\text{S}^{2-} \rightarrow \text{S}^0 + \text{S}^{2-} \rightarrow \text{S}_n^{2-}$, limitation study of which is the next chemical reaction.

Cathodic peak caused by low adsorption of poly-sulfide ions on electrode what appear consequently of interaction between Sulfur and sulfide ions in the solution volume.

Вступ. Одним із найнебезпечніших видів корозійно-механічного руйнування сталей і сплавів є корозійне розтріскування в сульфідно-хлоридних середовищах [1], а також специфічні види руйнувань: поверхневе пухиріння, воднем ініційоване розтріскування (ВІР), а також сірководневе корозійне розтріскування під напруженням (СКРН) [2,3]. Для оцінювання їх впливу на роботоздатність обладнання необхідно з'ясувати можливість перетікання тих чи інших реакцій і вплив їх продуктів на корозію та наводнювання сталей.

Для конкретизації окисно-відновних процесів в таких середовищах на різних металах необхідно врахувати термодинамічну характеристику Сульфуру та можливість перетікання хімічних реакцій за його участі.

Методика експерименту. Вольтамперні дослідження електрохімічних процесів проводили у розчині натрію сульфідіду з концентрацією $C(\text{Na}_2\text{S}) = 0,1$ М на склографітовому електроді в межах потенціалів $-1,25\dots 1,25$ В за швидкостей розгортки $s = 5, 10, 25, 50, 75$ і 100 мВ/с. Використовували потенціостат ІРС-Pro з трьохелектродною коміркою. Електродний потенціал вимірювали відносно хлоридсрібного електрода порівняння, який потім перераховували на водневий. Допоміжний електрод- платина.

Обговорення результатів досліджень. На циклічних вольтамперограмах (рис.1) спостерігається анодний пік за потенціалу $E = 0,095$ В ($s = 5$ мВ/с), який за збільшення швидкості розгортки зміщується в бік додатніших значень. При зміні напрямку розгортки зафіксовано катодний пік при $E = -0,75$ В, який при збільшенні швидкості розгортки зміщується в сторону від'ємніших значе

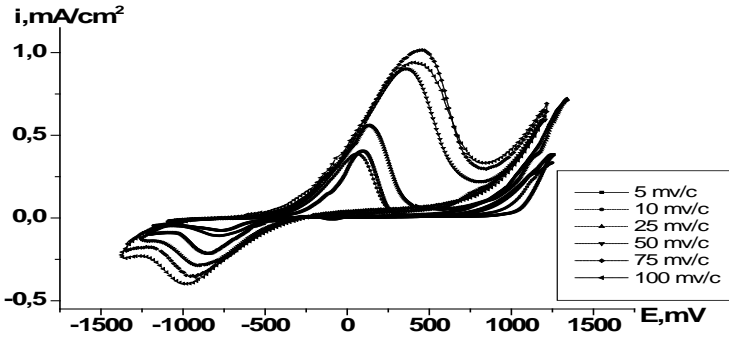


Рис.1. Циклічні вольтамперограми склографітового електрода у розчині натрій сульфїду з концентрацією $C(\text{Na}_2\text{S}) = 0,1$ М за різних швидкостей розгортки.

Аналіз діаграми Пурбе $\text{H}_2\text{O}-\text{S}$ показує, що за анодної поляризації імовірною реакцією може бути окиснення сульфїд-іону до сірки:



За концентрації натрій сульфїду $C(\text{Na}_2\text{S}) = 0,1$ М:

$$E_{\text{S}^{2-}/\text{S}/\text{Pt}} = E_{\text{S}^{2-}/\text{S}/\text{Pt}}^0 + \frac{RT}{nF} \lg a_{\text{S}^{2-}} = -0,49 \text{ В.}$$

На кривих (рис.1) анодний струм починає збільшуватись саме в околі цього потенціалу, що свідчить про виділення сірки без істотної перенапруги. За цих умов на склографітовому електроді спостерігається осад світло-жовтого кольору, що відповідає свіжоутвореній сірці. Із зростанням швидкості розгортки потенціал піка зміщується в бік додатніших значень на $0,095 \dots 0,25$ В. За таких потенціалів на склографітовому електроді можливе перетікання також реакцій за участі сульфат-іонів, але вони аналітично не були виявлені якісною реакцією з барію нітратом ($DP_{\text{BaSO}_4} = 1,08 \cdot 10^{-10}$) [4].

Аналіз циклічних вольтамперограм (рис 2, а, б, в) за залежностями $I_p/s^{1/2} - s$ (при збільшенні швидкості розгортки відношення струму піка від

кореня швидкості розгортки зменшується), $I_n - s^{1/2}$ (при збільшенні кореня швидкості розгортки струм піка зростає) та $E_p - \lg s$ (залежність нелінійна), показав, що перенесення електрону не є лімітуючою стадією анодного процесу [5].

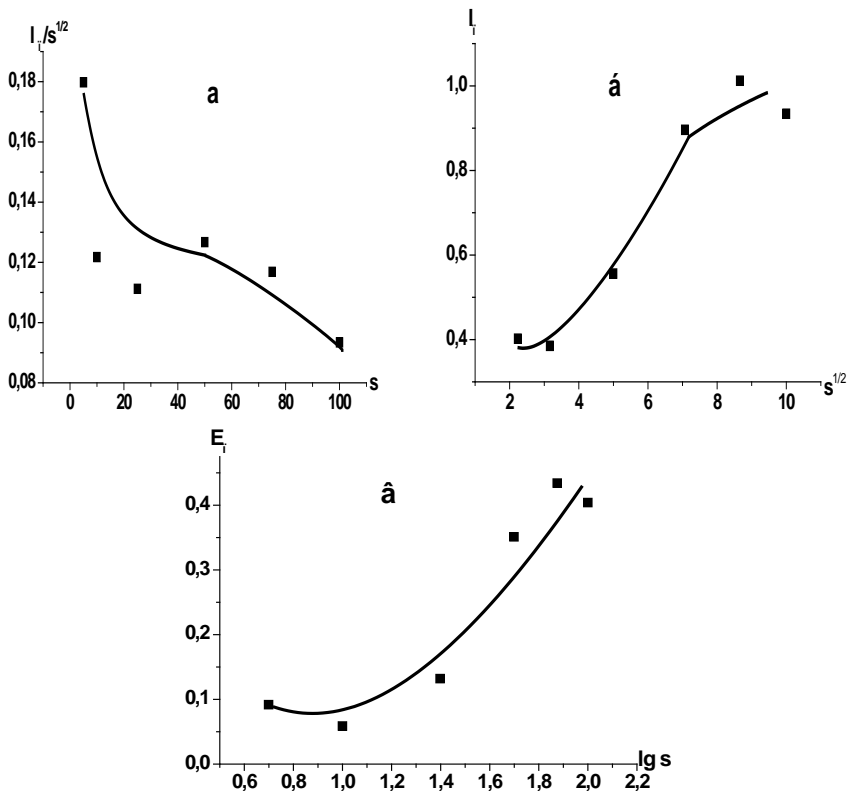
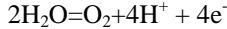


Рис.2. Критеріальні залежності циклічної вольтамперограми анодного піка.

Окиснена речовина або її частина реагує з утворенням полісульфіду, про що свідчить зміна кольору розчину на оранжевий. Отже анодний пік може описуватися реакцією $S^0 + S^{2-} \rightarrow S_n^{2-}$. Спочатку проходить реакція окиснення сульфід-іону до сірки на склографітовому електроді, після чого вона хімічно розчиняється в об'ємі розчину до полісульфід-іонів. Сумарна реакція: $S^{2-} \rightarrow S^0 + S^{2-} \rightarrow S_n^{2-}$.

Подальше зростання струму спричинене реакцією виділення кисню, потенціал якої за $\text{pH}=12,8$:



$$E_{\text{OH}^- / \text{O}_2 / \text{Pt}}^0 = 1,228 - 0,0591\text{pH} + 0,0147 P_{\text{O}_2} = 1,228 - 0,0591 \cdot 12,8 = 0,472 \text{ V.}$$

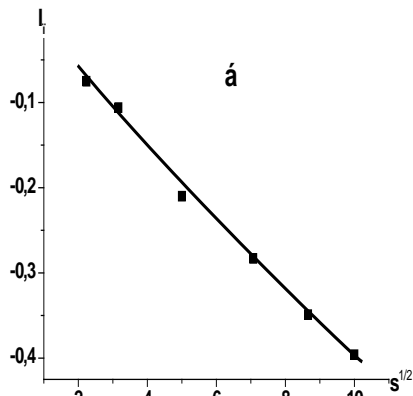
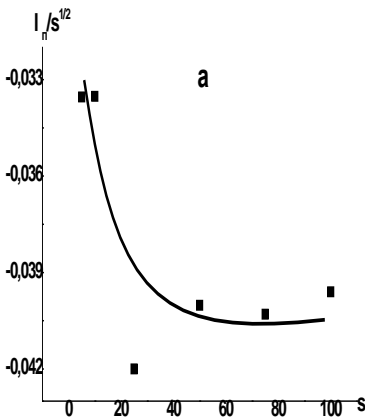
Візуально встановлено виділення кисню в околі $E \sim 0,75 \text{ V}$. Зміщення потенціалу в сторону додатніших значень може бути пов'язане з високою перенапрягою виділення кисню на склографітовому електроді [6] або з ускладненням перетікання реакції, оскільки попередньою реакцією є окиснення сірки, яка осівши на електроді зменшила його робочу площу.

При зміні напрямку розгортки на вольтамперній кривій при $E = -1,0 \text{ V}$, термодинамічно можливе катодне виділення водню за потенціалу:

$$E_{\text{OH}^- / \text{H}_2 / \text{Pt}}^0 = -0,0591\text{pH} = -0,0591 \cdot 12,8 = -0,76 \text{ V.}$$

Однак, аналізуючи літературні джерела, реакція виділення водню на склографіті має також високу перенапрягу [6], і тому її перетікання ускладнене. Відтак цей катодний пік може відповідати іншим процесам.

Для катодного піку відношення $I_p/s^{1/2}$, струм і потенціал піка зменшуються при збільшенні швидкості розгортки (рис.3 а,б,в відповідно) вказує на те, що даний процес не контролюється швидкістю дифузії [7], (рис.3).



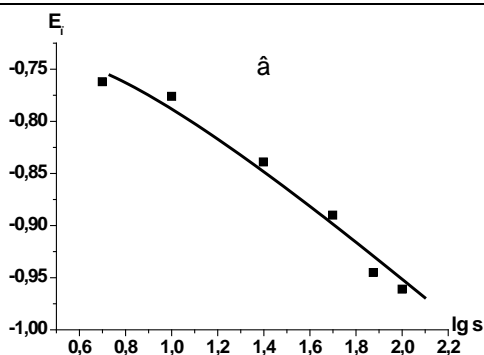


Рис.3. Критеріальні залежності циклічної вольтамперограми катодного піка.

У залежності $i_{pa}/i_{pk} - s$ (рис.4) відношення струмів анодного і катодного піків збільшується з збільшенням швидкості розгортки, що характерно попередньому перетіканню адсорбції продукту [5], в нашому випадку, полісульфіду.

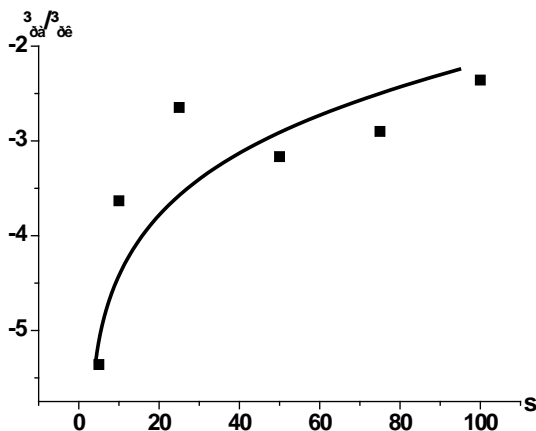


Рис.4. Залежність відношення анодного і катодного струмів піку від швидкості розгортання потенціалу.

Висновки. Встановлено, що у розчині натрій сульфіді з концентрацією $C(\text{Na}_2\text{S})=0,1$ М на склографітовому електроді в межах потенціалів $-1,25 \dots 1,25$ В, лімітуюча стадія анодного піку – наступна хімічна реакція, яка описується сумарною реакцією $\text{S}^{2-} \rightarrow \text{S}^0 + \text{S}^{2-} \rightarrow \text{S}_n^{2-}$.

Виділення кисню проходить в околі потенціалу $E \sim 0,75$ В, що пов'язано з його великою перенапругою на склографітовому електроді. При зміні напрямку розгортки спостерігається катодний пік, пов'язаний з перетіканням реакції розрядження полісульфід-іонів з попередньою їх адсорбцією.

1. *Радкевич О.І., Похмурський В.І.* Вплив сірководню на роботу здатність матеріалів обладнання газодобувної промисловості// Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 2001.-37, №2.- С.157-169.
2. *Mudge K.* Коррозионностойкие материалы для обустройства нефтяных и газовых месторождений / *K. Mudge, C. Levesque* // Нефтепромысловое строительство, коррозия и защита окружающей среды. – 1983. – № 8. – С. 10-14
3. *Хома М.С.* Проблеми руйнування металів у сірководневих середовищах. - Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 2010.-37, №2.- С.56.
4. *M. Bouroushian.* Electrochemistry of Metal Chalcogenides, Monographs 57
5. in Electrochemistry, Berlin Heidelberg 2010, p.59-60.
6. Практикум по электрохимическим методам анализа / *В. И. Гороховская, В. М. Гороховский*. – М. : Высшая школа, 1983. – 191 с.
7. *Стожко Н. Ю.* Модифицированные графитсодержащие электроды в инверсионной вольтамперометрии : дис. докт. хім. наук : 02.00.02 / *Стожко Н. Ю.* – Екатеринбург, 2006. – 333 с.
8. *Сахненко М.Д., Ведей М.В., Штефан В.В.* Лінійна та циклічна вольтамперометрія: визначення механізму електродних реакцій. Теоретичні основи хімії рідкісних і розсіяних елементів: Підручник. – Харків : НТУ «ХПІ», 2005. – 32 с.

ЗАХИСНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕПОКСИДНОГО ПОКРИТТЯ JOTAMASTIC 87GF У СІРКОВОДНЕВИХ СЕРЕДОВИЩАХ

ДАЦКО Б.М.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

Досліджено захисні властивості епоксидного покриття виробництва норвезької фірми Jotun - Jotamastic 87 GF в середовищах різної агресивності, в тому числі сірководневих. Визначено його водопоглинення, адгезію до сталі 20 та опірність корозійному розтріскуванню за статичних навантажень. Встановлено, що це покриття підвищує опірність корозійному розтріскуванню за статичних навантажень та володіє задовільними показниками водопоглинення та адгезії.

The protective properties of epoxy coatings of Norwegian company production Jotun - Jotamastic 87 GF in different aggressive environments, including hydrogen sulfide have been investigated. Water absorption, adhesion to steel 20 and resistance to stress corrosion cracking under static loads its have been determined. Established that this coating increases resistance to stress corrosion cracking under static loads and has a satisfactory of water absorption and adhesion.

Вступ. Питання ефективності різних методів протикорозійного захисту металів в морських умовах є актуальним для газонафтовидобувної промисловості та для будівництва морських платформ на шельфі Чорного моря. Оскільки корозія металевих споруд завдає величезної шкоди нафто-і газопромислому обладнанню, що пов'язано з наявністю високоагресивних компонентів у робочих середовищах [1]. Зазначимо, що у морській воді Чорного моря, починаючи з глибини 60 метрів, знаходиться сірководень – агресивний компонент, який прискорює корозію металу, викликає сірководневе корозійне розтріскування під напруженням (СКРН) та розтріскування, ініційоване воднем (ВІР). Використання захисних покриттів для вуглецевих сталей дає змогу розширити діапазон застосування конструкційних матеріалів та збільшити довговічність обладнання.

Матеріали і методи досліджень. Досліджували двокомпонентне абразивно стійке епоксидне покриття Jotamastic 87 GF серії Mastic з додаванням скляних лусочок, що підвищує абразивну стійкість та міцність на сталі 20. Його застосовували разом із затверджувачем у наступному масовому співвідношенні 6:1 відповідно до технічних вимог покриття виробництва норвезької фірми Jotun.

Поверхню зразків зі сталі 20 перед нанесенням покриття очищали від іржі, окалини та забруднення до першої ступені очистки згідно з ГОСТ 9.402.-2004[2], а також обезжирювали уайт-спиритом. Покриття наносили на поверхню зразків за допомогою пензля двома шарами по 250 мкм

кожний, фарбування проводилось з витримкою між нанесенням першого та другого шару 4 годин за температури поверхні покриття 40°C (згідно з технічними вимогами).

Випробовування зразків з епоксидним покриттям проводили в дистильованій воді; модельні морській воді (3% розчин морської солі: NaCl \leq 86,5%; Ca²⁺ \leq 1,5%; Mg²⁺ \leq 2,0%; нерозчинні у воді речовини \leq 3,0%); модельна морська вода, насичена сірководнем (MB+H₂S); стандартний розчин NACE (5%-ий водний розчин NaCl + 0,5% CH₃COOH, насичення H₂S, pH 3 – 4, 22±3°C [3]).

Адгезію епоксидного покриття до металевої поверхні визначали методом решітчастих надрізів з візуальним оцінюванням його стану за чотирибальною системою. Згідно з ГОСТом 15140–78 [4] на кожній досліджуваній поверхні зразка на відстані не менше 10 мм від краю, використовуючи металеву лінійку, ріжучим інструментом робили шість паралельних надрізів покриття до металу довжиною не менше 20 мм на відстані 3 мм один від одного. Після нанесення надрізів візуально визначали кількість площі епоксидного покриття, що відшарувалась від поверхні зразка.

Згідно з вимог до ГОСТу 21513-76 [5] водопоглинення визначали за масою дистильованої води, поглинутої лакофарбовою плівкою на фарбованій поверхні зразка розміром 25×50 мм, зануреній у середовище за сталої температури та часу випробувань. Аналогічні дослідження провели у модельній морській воді, насиченій сірководнем та розчині NACE.

Опірність корозійному розтріскуванню досліджено за статичних навантажень на циліндричних зразках зі сталі 20 діаметром 6,4 мм з нанесеним на робочу поверхню епоксидним покриттям Jotamastic 87GF. Початкові напруження складали 0,8 $\sigma_{0,2}$ основного металу – сталі 20 ($\sigma_{0,2}$ = 290 МПа), що відповідає 232 МПа.

Результати досліджень та їх обговорення. За результатами досліджень адгезія епоксидного покриття Jotamastic 87GF до металевої поверхні за чотирибальною системою згідно з ГОСТом 15140-78 відповідає 1 балу, як у вихідному стані так і після витримки протягом 30 діб у розчинах дистильованої води, морської води, насиченої сірководнем та NACE. Тобто краї надрізів повністю гладкі та немає ознак відшарування в жодному квадраті решітки.

Таблиця 1 – Адгезія епоксидного покриття Jotamastic 87GF

Середовище	Товщина сухої плівки, мкм	бал		
		0, діб	10, діб	30, діб
повітря	250	1	—	—
MB+H ₂ S		1	1	1
NACE		1	1	1

Дослідження опірності корозійному розтріскуванню за статичних навантажень зразків зі сталі 20 з епоксидним покриттям Jotamastic 87GF рис. 1 показали, що вони вистояли базу випробувань (720 год.) за напруження розтягу $0,8\sigma_{0,2}$ (230 МПа). А також встановлено, що нанесення епоксидного покриття підвищує порогові напруження сталі 20 з $0,65\sigma_{0,2}$ (без покриття у середовищі морської води, насиченої сірководнем) та $0,6\sigma_{0,2}$ (для розчину NACE) до $0,8\sigma_{0,2}$ у всіх випробувальних середовищах.

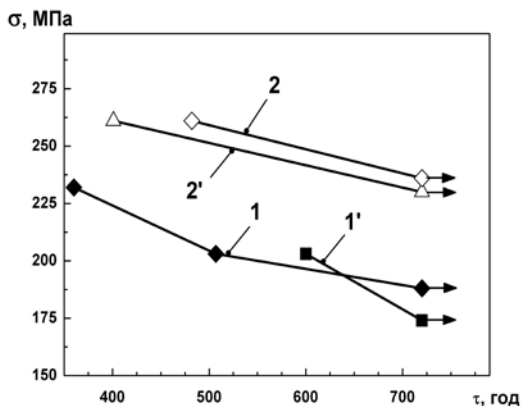


Рисунок 1 — Опірність корозійному розтріскуванню зразків зі сталі 20
1, 1' – без покриття; 2, 2' – з епоксидним покриттям Jotamastic 87GF; 1, 2 – у морській воді, насиченій сірководнем; 1', 2' – у розчині NACE.

Всі зразки з епоксидним покриттям показали підвищення опірності СКРН сталі 20 у досліджених агресивних середовищах. А отже, епоксидні покриття Jotamastic 87GF можна використовувати у сірководневих середовищах за впливу напружень розтягу для захисту від корозії металевих конструкцій морських бурових платформ на Чорноморському шельфі.

Встановлено, що водопоглинення (через добу) епоксидного покриття Jotamastic 87GF (табл. 3) у дистильованій воді є найнижче і складає 0,0106%; у морській воді, насиченій сірководнем знаходиться в межах 0,0217%. З підкисленням сірководневого середовища до рН 3,0...4,0 (розчин NACE) водопоглинення зростає до 0,0328%. Зі зростанням тривалості випробувань (10 діб) водопоглинення у дистильованій воді дещо підвищується (0,0145%) і суттєво зростає у морській воді, насиченій сірководнем (0,1154 %) та розчині NACE (0,4821%). Через 30 діб випробувань ці показники значно підвищились і складають відповідно 0,57%; 1,86%; 1,86%.

Таблиця 3 – Водопоглинення епоксидного покриття Jotamastic 87GF

Товщина сухої плівки, мкм.	Середовище	Водопоглинення, W _г %		
		1 доба	10 діб	30 діб
2*250	H ₂ O	0,01063	0,01453	0,56688
	MB+H ₂ S	0,02177	0,11548	1,71128
	NACE	0,03286	0,48214	1,86429

Відтак зазначимо, що водопоглинення дослідженого покриття Jotamastic 87GF не перевищує літературні дані для аналогічних епоксидних покриттів[7] у всіх випробувальних середовищах протягом 30 діб випробування.

Висновки. Встановлено, що у сірководневих середовищах зростає водопоглинення епоксидного покриття Jotamastic 87GF. Зі зростанням тривалості випробувань від 1 до 30 діб водопоглинення цього покриття у дистильованій воді дещо зростає (від 0,0106 до 0,5668%) і суттєво зростає у морській воді, насиченій сірководнем (від 0,0217 до 1,7112 %) та розчині NACE (від 0,0328 до 1,8642 %).

Показано, що витримка зразків, покритих епоксидними лакофарбовими покриттями Jotamastic 87GF протягом 30 діб у розчинах морської води, насиченої сірководнем та розчині NACE не впливає на адгезію цих покриттів до металеві поверхні.

Встановлено, що епоксидне покриття Jotamastic 87GF підвищує опірність корозійному розтріскуванню за статичних навантажень зразків зі сталі 20 з $0,65 \sigma_{0,2}$ (морська вода, насичена сірководнем) та $0,6 \sigma_{0,2}$ (розчин NACE) до $0,8 \sigma_{0,2}$.

1. Коррозия: Справ. изд. / Под. ред. Л. Л. Шрайера: Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1981. – 632 с.
2. ГОСТ 9.402-2004. Покрyтия лакокрасочные. Подготовка металлических поверхностей к окрашиванию.
3. NACE Standard MR-0175-96. Standard Material Requirements Sulfide Stress Cracking Resistance Metallic Materials for Oilfield Equipment. – Houston, Tx.: National Association of Corrosion Engineers (NACE). – 1996. – 30 p.
4. ГОСТ 15140 – 78 . Материалы лакокрасочные. Методы определения адгезии.
5. ГОСТ 21513-76. Материалы лакокрасочные. Методы определения водо- и влагопоглощения лакокрасочной плёнкой.
6. Расчеты и испытания на прочность. Методы испытаний на склонность к коррозионному растрескиванию сталей и сплавов в жидких средах. Методические рекомендации МР 185-86. – М.: ВНИИНМАШ, 1986. – 51 с.
7. Water absorption and dielectric properties of Epoxy insulation Saikat Swapan Dutta – Master of Science of Energy and Environment, June 2008

КОМПОЗИЦІЯ ІОНООБМІННИХ ПІГМЕНТІВ ДЛЯ ЛАКОФАРБОВИХ ПОКРИТТІВ

ЗІНЬ Я.І.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАН України

Природний цеоліт, модифікований катіонами цинку, є ефективним інгібітором корозії алюмінієвого сплаву. Його композиція з фосфатвмісною аніоно-обмінною смолою проявляє синергізм захисної дії і може застосовуватися для підвищення довговічності лакофарбових покриттів на алюмінієвих сплавах.

Natural zeolite, modified with zinc cations, is an effective corrosion inhibitor for aluminum alloy. Its composition with phosphate-containing anion exchange resin shows synergism of protective action and can be used for durability improvement of organic coatings for aluminium alloys.

Вступ Інгібувальні пігменти вводять у лакофарбові покриття для підвищення їх захисних властивостей. Найбільш ефективними протикорозійними пігментами є солі шестивалентного хрому, які однак токсичні та екологічно-небезпечні. Для заміни хроматів в лакофарбових покриттях розроблено іонообмінні пігменти під торговою маркою Shieldex та досліджено їх композиції з фосфатом цинку [1]. Ці пігменти складаються з аморфного оксиду кремнію, з яким зв'язані катіони кальцію. Іони H^+ , що з'явилися внаслідок корозії металу, проникають у лакофарбову плівку та обмінюються на катіони Ca^{2+} , наявні у кремній оксидному пігменті. Вивільнені іони кальцію та слаборозчинна основа пігмента SiO_2 беруть участь в утворенні на поверхні металу захисної плівки. Екологічно-безпечні протикорозійні пігменти для лакофарбових покриттів можна також одержати на основі дешевих природних цеолітів, здатних до іонного обміну [2]. Однак на протигагу до пігментів Shieldex алюмосилкатна основа цеолітів не розчиняється, залишається в об'ємі покриття і в середовище переходять лише інгібітори-катіони, що не забезпечує достатнього протикорозійного ефекту. Раніше виявлено синергічний захисний ефект поліуретанового покриття на алюмінієвому сплаві, що містило композицію Ca-вмісного цеоліту та цинк фосфату [3]. Однак, цинк фосфатний пігмент поступово вилугується з покриття за контакту з корозійним середовищем і захист суттєво послаблюється. Компоненти лакофарбового покриття, здатні виділяти фосфатні аніони в розчин внаслідок іонообмінної взаємодії з продуктами реакції електрохімічної корозії металу, могли б бути перспективною заміною фосфату цинку.

Метою роботи було дослідити інгібування корозії алюмінієвого сплаву композицією іонообмінних пігментів на основі модифікованого

катионами кальцію та цинку природного цеоліту та фосфатовмісної аніоно-обмінної смоли.

Отримання іоннообінних пігментів Сировиною для отримання антикорозійних пігментів слугував цеоліт клиноптилолітового типу Сокириницького родовища. Модифікацію цеоліту здійснювали методом іонного обміну в розчинах CaCl_2 та $\text{Zn}(\text{NO}_3)_2$. Таким чином отримували Ca- та Zn-вмісні цеоліти. Хімічний склад модифікованих цеолітів вивчали за допомогою сканівного електронного мікроскопа EVO-40XVP з системою мікроаналізу INCA Energy 350 (табл. 1). Модифікацію аніоніту АВ-17-8 здійснювали в 1 М розчині Na_3PO_4 . Вміст P в аніоніті за даними мікроаналізу становив 2,5 ваг. %.

Методики електрохімічних досліджень. Інгібувальні властивості цеолітів та їх композицій з аніоном- PO_4 вивчали при додаванні безпосередньо в корозивне середовище. Готували суспензії цеолітів та фосфатовмісного аніоніту в корозійному середовищі - кислому дощі (3,18 мг/л сульфатної кислоти + 4,62 мг/л амонію сульфату + 3,20 мг/л натрію сульфату + 1,58 мг/л нітратної кислоти + 2,13 мг/л натрію нітрату + 8,48 мг/л натрію хлориду). Концентрація інгібувальних добавок в суспензіях становила 1 г/л, а співвідношення між цеолітом та аніоном – 1/1. В суспензії опускали зразки алюмінієвого сплаву Д16Т з площею робочої ділянки 1 cm^2 і знімали їх поляризаційні залежності. Швидкість розгортки потенціалу становила 2 мВ/с. Електрохімічні імпедансні спектри цих зразків в суспензіях цеолітних пігментів та їх композицій одержували за потенціалу вільної корозії сплаву. Амплітуда накладеного сигналу становила ± 30 мВ. Імпедансні спектри опрацьовували програмою EIS Spectrum Analyser, використовуючи еквівалентне коло $R_e(Q_{dl}R_p)$, де R_e – опір електроліту, R_p – поляризаційний опір металу, Q_{dl} – ємність подвійного електричного шару. Для електрохімічних досліджень використовували потенціостат Gill AC, насичений хлор-срібний електрод порівняння та платиновий допоміжний.

Результати дослідження та їх обговорення. Методом електрохімічної імпедансної спектроскопії встановлено, що поляризаційний опір R_p сплаву Д16Т в суспензії Ca-цеоліту зростає приблизно у 1,5 раза, Zn-цеоліту – в 3,0 рази у порівнянні з кислим дощовим розчином. Захисний ефект модифікованих цеолітів імовірно зумовлений переходом у середовище адсорбованих на їх поверхні катіонів Ca^{2+} та Zn^{2+} шляхом обміну на іони корозійного середовища H^+ , Na^+ та NH_4^+ . Катіони Ca^{2+} та Zn^{2+} осаджуються на катодних ділянках кородуючого металу у вигляді малорозчинних гідроксидів, утворюючи захисну поверхневу плівку та зменшуючи швидкість катодної реакції. Формування корозійностійкої плівки на поверхні сплаву в суспензіях модифікованого

цеоліту підтверджується збільшенням залежності модуля імпедансу зразків від частоти прикладеного струму. Введення в суспензію Zn-цеоліту аніоніту- PO_4 суттєво покращує інгібування корозії алюмінієвого сплаву (рис. 1). На це вказує зростання R_p алюмінієвого сплаву приблизно в 6,3 рази. Тут є можливим формування на поверхні металу корозійностійкої цинк фосфатної плівки - продукту взаємодії катіонів Zn^{2+} та аніонів PO_4^{3-} , які вивільняються з Zn-цеоліту та модифікованої смоли АВ-17-8 шляхом обміну з іонами середовища. Додавання фосфатовмісного аніоніту до суспензії Са-цеоліту практично не збільшує опору поляризації алюмінієвого сплаву. На основі даних поляризаційних досліджень алюмінієвого сплаву в суспензіях цеолітів (рис. 3) можна заключити, що Са-цеоліт та його композиція з аніонітом- PO_4 дають відносно слабкий змішаний катодно/анодний контроль електрохімічної корозії металу. Zn-цеоліт викликає сильно виражений катодний контроль корозії, найбільш імовірно внаслідок формування малорозчинного гідроксиду на інтерметалічних включеннях сплаву. Композиція Zn-цеоліту та аніоніту- PO_4 крім катодного контролю додатково забезпечує сильний анодний контроль корозії металу. Значення густини струму корозії були найнижчі у зразків сплаву, експонованих в суспензії Zn-цеоліту та фосфатовмісної смоли, і становили приблизно $1,5 \cdot 10^{-4}$ mA/cm^2 .

Таблиця 1

Дані мікрорентгеноспектрального аналізу природного та модифікованих цеолітів, ваг.%

Елемент	Природний	Zn-цеоліт	Са-цеоліт
Na	0.52	-	0,64
Mg	0.56	-	-
Al	6.35	7,45	6,55
Si	31.59	29,35	26,97
K	2.52	2,53	2,17
Ca	2.09	1,11	4,16
Fe	1.9	1,67	1,42
Zn	-	3,44	-
O	решта	решта	решта

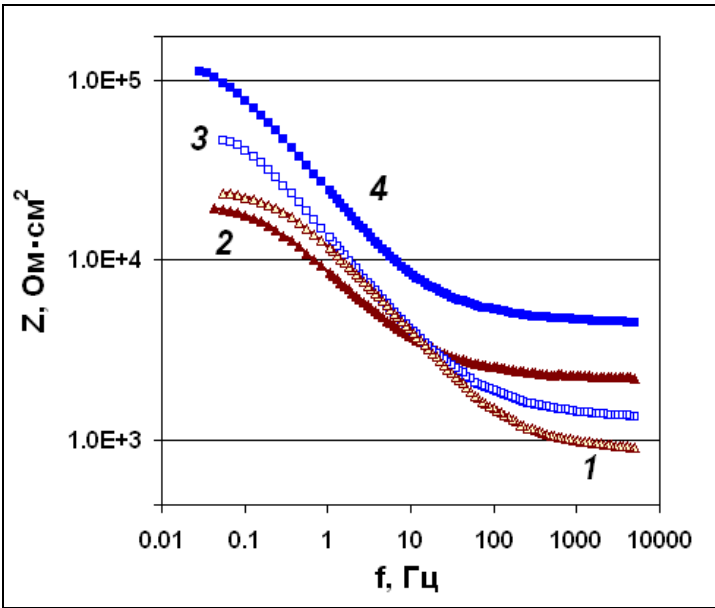


Рис. 1. Імпедансні залежності алюмінієвого сплаву після 3 годин витримки в суспензіях: 1) Са-цеоліту, 2) Са-цеоліту та аніоніту- PO_4 , 3) Zn-цеоліту, 4) Zn-цеоліту та аніоніту- PO_4

Висновки. Природний цеоліт, модифікований катіонами кальцію або цинку, є інгібітором корозії алюмінієвого сплаву в середовищі кислих атмосферних опадів. Zn-вмісний цеоліт більш ефективний у порівнянні з Са-цеолітом. Його композиція з фосфат-вмісною аніоно-обмінною смолою проявляє синергізм захисної дії і може застосовуватися для підвищення довговічності лакофарбових покриттів на алюмінієвих сплавах.

1. *Tim Fletcher.* Ion-exchanged silica anticorrosive pigments: A review and recent developments. *JCT CoatingsTech.* 2013. – October. – P.28-39.
2. *N.M. Ahmed, H.S. Emira, M.M. Selim.* Anticorrosive performance of ion-exchange zeolites in alkyd-based paints // *Pigment & Resin Technology.* – 2011. – V.40/2. – P.91-99.
3. *V.I. Pokhmurskii, I.M. Zin, L.M. Bily, V.A. Vynar and Ya.I. Zin.* Aluminium alloy corrosion inhibition by chromate-free composition of zinc phosphate and ion-exchanged zeolite. - *Surface and Interface Analysis.* – 2013. – V.45. - P. 1474–1478.

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАХИСНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СИСТЕМИ ПОКРИТТЯ
ПЕРЕТВОРЮВАЧ ІРЖІ «КОНТРАСТ» -
БІТУМНО-ЕМУЛЬСІЙНИЙ ПОКРИВ

КУШНІР І.М.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАН України

Показано, що сумісне застосування перетворювача іржі «Контраст», інгібітора корозії NaNO_3 та бітумно-емульсійного покриття є більш ефективним ніж застосування самого бітумно-емульсійного покриття. Включено бібліографію, що містить 5 найменувань.

It is shown that the joint application of rust transformer "Contrast", inhibitor NaNO_3 and bitumen- emulsion cover is more effective than the use of simple bitumen- emulsion cover. A bibliography of 5 references is included.

Вступ. Незважаючи на різноманітність матеріалів, що використовуються та пропонуються для захисту трубопроводів від корозії, бітумні покриття залишаються найбільш конкурентоздатними за вартістю і технологіями нанесення. Конструкція бітумного ізоляційного покриття забезпечує надійний захист трубопроводу від корозії, але через певний час експлуатації виникає потреба ремонту вже існуючої протикорозійної ізоляції. Якісний ремонт можна провести лише використовуючи споріднені матеріали, тому ведуться розробки нових матеріалів на бітумній основі та покращуються вже існуючі покриття [1, 2].

Зразки та методика досліджень: Бітумну емульсію (аніонну) було приготовано на установці SEP 0.3R. Виробник A/S Marius Pedersen (Швеція). Швидкість обертання ротора становила 8000-12000 об/хв.

Склад бітумної емульсії: бітум, емульгатор, стабілізатор та вода. Фізико-механічні властивості аніонної бітумної емульсії відповідають вимогам ДСТУ Б.В 129-2006 «Будівельні матеріали. Емульсії бітумні дорожні. Технічні умови» [3]. Модифікацію бітумної емульсії здійснювали шляхом диспергування стирол-бутадієнового латексу у готовій бітумній емульсії. Полімер було додано у кількості 7% відповідно до маси бітумної емульсії [2].

Як ініціатор утворення покриття було використано калій сірчаноокислий кислий (KHSO_4).

В якості перетворювача іржі було використано перетворювач іржі "Контраст" виробництва компанії ПП "Руслан і Людмила" (м. Київ). Перетворювач іржі "Контраст" широко застосовуються у багатьох галузях промисловості, у військово-промисловому комплексі, в будівництві, у комунальному господарстві, для захисту від корозії арматури, вузлів сполучення, залізобетонних конструкцій та інших сталевих виробів і

конструкцій для забезпечення тривалої експлуатації шляхом попередження корозії перед нанесенням захисних покриттів (грунтів, необростаючих ЛКМ, герметиків, ізоляції, холодного і катодного оцинкування, алюмінізації та ін.), тобто практично всюди, де застосовуються сталеві конструкції, обладнання та ін.

Також для порівняння було використано інгібований покрив на основі бітумно-латексної емульсії. Нами вибрано неорганічний інгібітор, який не погіршуватиме деемульгуючої дії ініціатора та не змінюватиме часу отвердження покриття. Нітрат натрію (NaNO_3) відомий, як інгібітор корозії середньовуглецевих сталей в нейтральних та слабкокислих середовищах [4].

Всі випробування проведені на зразках із сталі 20 (120x50) мм. Зразки попередньо були піддані ржавінню (рис. 1а). Поверхню зразків знежирювали та висушували без механічної очистки.

Зразки готували трьох типів:

1 тип – шар покритву на основі швидкотвердної бітумно-латексної емульсії (бітумно-емульсійний покрив) товщиною 2-3 мм

2 тип – тонкий шар (0,5-0,8 мм) перетворювача іржі «Контраст» + шар бітумно-емульсійного покритву товщиною 2-3 мм

3 тип - тонкий шар (0,5-0,8 мм) перетворювача іржі «Контраст» + шар бітумно-емульсійного покритву товщиною 2-3 мм разом із інгібітором корозії.

Інгібітор (0,4) г/л вводили безпосередньо в бітумно-латексну емульсію при перемішуванні.

Зразки витримували за кімнатної температури 24 год (рис. 1б).

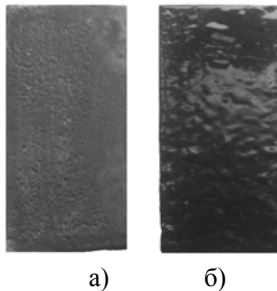


Рис. 1. Загальний вигляд заіржавленого зразка (а) та зразка з покриттям (б) перед початком випробувань.

Методика випробувань за ГОСТ 9.401-91 (метод 2) [5]. Підсушені на повітрі зразки з покриттями піддавали впливу різних кліматичних факторів (1 цикл 24 год):

- 1) камера вологи за вологості $(97\pm 3)\%$ та температури $(40\pm 2)^\circ\text{C}$ 6 год; 2 год на повітрі.
- 2) камера холоду за температури мінус $(45\pm 3)^\circ\text{C}$ 3 год.
- 3) вплив УФ випромінювання 7 год.
- 4) 6 год на повітрі.

Для поточного контролю зразки перевіряли через 10 та 15діб. Оцінювали:

1. візуально стан покриття (колір, наявність пухирів, відшарування);
2. після повного усунення покриття фотографували та оцінювали стан металевої підложки (збільшення іржі, пітингів та ін.).

Результати досліджень та їх аналіз: Особливістю швидкотвердної бітумно-латексної емульсії є виділення води в процесі тверднення. Краплини води витісняються на поверхню, однак вискодисперсні краплини можуть затримуватися в порах, погіршуючи тим самим захисні властивості покриття. Використання перетворювача іржі та введення інгібіторів (неорганічні, органічні або дифільної природи сполуки) практикується для підвищення захисних властивостей протикорозійних покриттів.

Встановлено, що збільшення часу експозиції зразків за даних умов випробувань веде до погіршення захисних властивостей покриття, як фонових, так і зразків із перетворювачем іржі та інгібітором. Після 8-го циклу спостерігались не значні зміни поверхні покриву. Почали утворюватись потоншення та ритвини. Також спостерігалось деяке вимивання/вимерзання компонентів покриву. Покриття частково розм'якшується. Після 10-го циклу по краях пластин почала проступати іржа.

Після усунення покриття та очищення металевої підложки візуально оцінений стан поверхні металу. Виявлено, що протягом перших 10 циклів випробувань на поверхні під покриттями кількість іржі майже не змінюється. В подальшому із зростанням часу випробування (15 циклів) кількість іржі на дослідних зразках збільшується (рис. 2, 3).

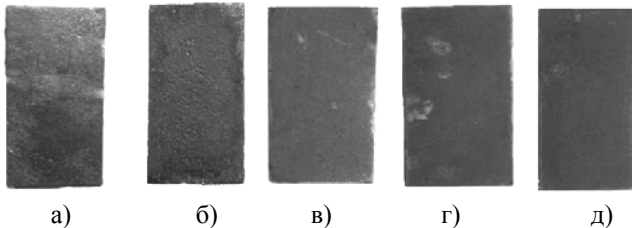


Рис.2 Поверхня сталевих зразків а) з покритвом та під покриттями після випробувань 10 циклів: б) контрольний зразок без покриву; в) зразок 1 типу; г) зразок 2 типу; д) зразок 3 типу

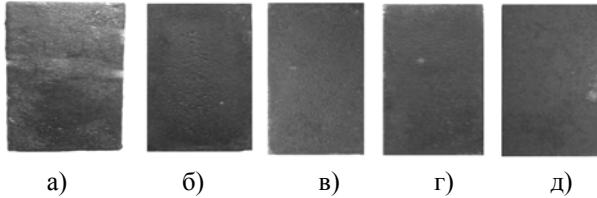


Рис.3 Поверхня сталевих зразків а) з покритвом та під покриттями після випробувань 15 циклів: б) контрольний зразок без покритву; в) зразок 1 типу; г) зразок 2 типу; д) зразок 3 типу

Висновки: Встановлено, що сумісне застосування перетворювача іржі «Контраст» та бітумно-емульсійного покритву є більш ефективним ніж застосування самого бітумно-емульсійного покритву.

1. Черватюк В.А., Кушнір І.М. Протикорозійні покритви на основі водної бітумно-полімерної композиції з великою швидкістю формування // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2013. - №3. – С. 110-113.
2. Черватюк В.А., Кушнір І.М. Захисні властивості систем покриттів на основі швидкотвердних бітумно-латексних емульсій для протикорозійного захисту трубопроводів та об'єктів нафтогазового комплексу// Фізико-хімічна механіка матеріалів. Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. – 2014. – №10. – Т.1. – С. 245-249.
3. ДСТУ Б В.2.7-129:2006 Емульсії бітумні дорожні. Технічні умови // В. Вирожемський, Е. Гнатюк; С. Кіциньський, Л. Кириченко та ін. – К: Мінбуд України, 2006. – 28с.
4. Розенфельд И.Л. Ингибиторы коррозии. – М.: Химия, 1977. – 349 с.
5. ГОСТ 9.401-91 Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия лакокрасочные. Общие требования и методы ускоренных испытаний на стойкость к воздействию климатических факторов.

ВЗАЄМОЗВ'ЯЗОК ХІМІЧНОЇ ГЕТЕРОГЕННОСТІ ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТІВ З ЕЛЕКТРОХІМІЧНОЮ

СТУПНИЦЬКИЙ Т.Р., СІРАК Я.Я.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Через особливості процесу електродугового напилення з порошкових дрітів формуються покриття із високою хімічною гетерогенністю. Для досягнення підвищеної корозійної тривкості покриттів необхідно забезпечити, навпаки, їх низьку хімічну гетерогенність.

Because of the process of arc spraying cored wires are formed coating with high chemical heterogeneity. To achieve high corrosion coatings resistance are necessary to ensure the reduction of their chemical heterogeneity.

Вступ. На сьогоднішній день процес електродугової металізації знаходить все більше застосування в машинобудівній, енергетичній, гірничодобувній та інших галузях народного господарства. Він – найдешевший, найбільш продуктивний і простий метод газотермічного напилення [1]. В якості електродних матеріалів використовують як суцільні дроти, так і порошкові. Застосування останніх дало змогу отримувати покриття із високим рівнем механічних характеристик, в першу чергу – твердості до 1300 HV [2]. Електродугову металізацію застосовують для реставрації різноманітних спрацьованих деталей, поліпшення властивостей чи захисту металевих і неметалевих поверхонь від абразивного чи корозійного зношування [3-5].

Методика експерименту. Зразки виготовляли з труби нержавної сталі 08X18H10T діаметром 40 мм на яку напилювали електродугові покриття систем Fe-Cr-C та Fe-Cr-B з електродних ПД (табл.1) діаметром 1,8 мм, оболонка яких була виготовлена з низьковуглецевої сталі 0,8 кп із товщиною стінки 0,4 мм.

Таблиця 1. Електрохімічні параметри покриттів на сталі 08X18H10T у 3 % водному розчині NaCl.

Марка ПД	K_{MG}	$I_{кор}$ мА/см ²	Електрохімічна мікрогетерогенність ΔE , мВ
140X14	0,2	0,014	112
75X14Ф2Ю2	0,07	0,008	–
70X14P3HTЮ2	0,06	0,005	–
140X14H2ТЮ	0,05	0,0013	72
70X20P3ГC2Ю	0,05	0,0004	66
Напилена 08X18H10T	–	0,0004	–
Моноліт 08X18H10T	–	0,0001	40

Перед напиленням поверхню зразків піддавали абразивно-струминній обробці корундом до шорсткості поверхні - R_z 40...45. Покриття напиляли електрометалізатором МЕ-2 за наступних параметрів: напруга на дузі - 32 В, сила струму - 130...150 А, дистанція напилення – 150 мм. Для розпили використовували повітря під тиском – 0,6 МПа. Вихідна товщина покриття після напилення становила 1,5 мм, а після шліфування – 1 мм. Корозійну стійкість покриттів досліджували в електролітичній комірці використовуючи потенціостат СВА-1БМ у потенціодинамічному режимі. Вимірювання здійснювали в 3% -му розчині NaCl за триелектродною схемою: робочий електрод – покриття з ПД на сталі 08Х18Н10Т, електрод порівняння – хлоридсрібний, допоміжний – платиновий. Струми корозії визначали екстраполюючи лінійні ділянки поляризаційних кривих на потенціал корозії.

Внаслідок особливостей процесу електродугового напилення з порошкових дротів формуються покриття із високою хімічною гетерогенністю. В окремих ламелях покриття хрому може бути, як значно більше аніж 12 мас. %, так і значно менше, що може викликати суттєву локальну корозію. Тому теоретично для досягнення підвищеної корозійної тривкості покриттів необхідно забезпечити їх низьку хімічну гетерогенність.

Мінімальну гетерогенність на рівні 0,05...0,07 одержано для покриттів системи Fe–Cr–C 140Х14Н2ТЮ, 75Х14Ф2Ю2 та покриттів системи Fe–Cr–В 70Х20Р3ГС2Ю, 70Х17Р3НТЮ2 (Таблиця 1). Цього досягнуто за рахунок додавання у шихту ПД компонентів, що утворюють легкоплавкі евтектики між собою та оболонкою ПД (ПГ-10Н-01, Fe-Ti, Fe-P, Fe-Mn, Fe-Si).

Вимірюванням густини струмів корозії покриттів, монолітної та напиленої нержавної сталі в середовищі 3 %-го розчину NaCl з'ясовано, що запропоновані покриття за їх величиною дещо поступаються монолітній сталі 08Х18Н10Т.

Найменшими значеннями струмів корозії володіють покриття системи Fe–Cr–В 70Х20Р3ГС2Ю ($I_{кор}=0,0004$ мА/см²) та системи Fe–Cr–C 140Х14Н2ТЮ ($I_{кор}=0,0013$ мА/см²). Упродовж 124 год в середовищі 3 %-го розчину NaCl слідів корозії на шліфованій поверхні ЕДП з ПД 140Х14Н2ТЮ та ПД 70Х20Р3ГС2Ю не виявлено. Це дозволяє стверджувати, що такі покриття мають підвищену корозійну тривкість. Подальші дослідження проводили саме для цих двох покриттів.

Характер поляризаційної кривої для покриття із ПД 70Х20Р3ГС2Ю свідчить про низькі значення струмів корозії у середовищі 3%-го розчину NaCl (Рис.1, крива 1), проте пасивна ділянка на анодній вітці займає незначну протяжність на відміну від листової сталі 08Х18Н10Т (Рис.1, крива 2), яку приймали за еталон. Це зумовлено наявністю поруватості, і як наслідок, більшою фактичною площею взаємодії середовища із покриттям, а також складністю проникнення кисню в пори покриття. Під час прове-

дення мікроелектрохімічних досліджень покриттів та нержавної сталі за методом рухомої краплі в середовищі МЕХ, було виявлено, що електрохімічна мікрогетерогенність гомогенної аустенітної сталі 08Х18Н10Т не перевищує 40 мВ на довжині відрізка 6 мм шліфованої поверхні (Рис.2 а), тоді як електрохімічна мікрогетерогенність ЕДП з ПД є більшою. Для вихідного покриття з ПД 140Х14 вона становить 112 мВ (Рис.2 б), а для оптимізованих ЕДП з ПД 70Х20РЗГС2Ю – 66 (Рис. 2 в), ЕДП з ПД 140Х14Н2ТЮ – 72 мВ (Рис. 2 з).

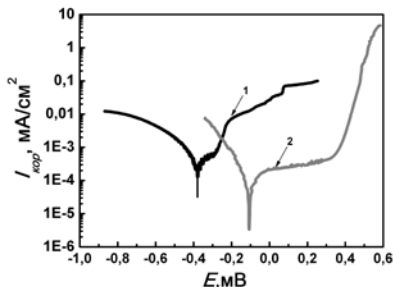


Рис.1. Характер поляризаційної кривої в середовищі 3 % NaCl 1–ЕДП з ПД 70Х20РЗГС2Ю; 2– сталь 08Х18Н10Т.

Більші значення електрохімічної мікрогетерогенності покриттів пояснюються гетерогенністю, хоч і мінімальною, та наявністю у структурі покриття 6...7,5 мас. % оксидів, які є катодними включеннями, і підсилюють її.

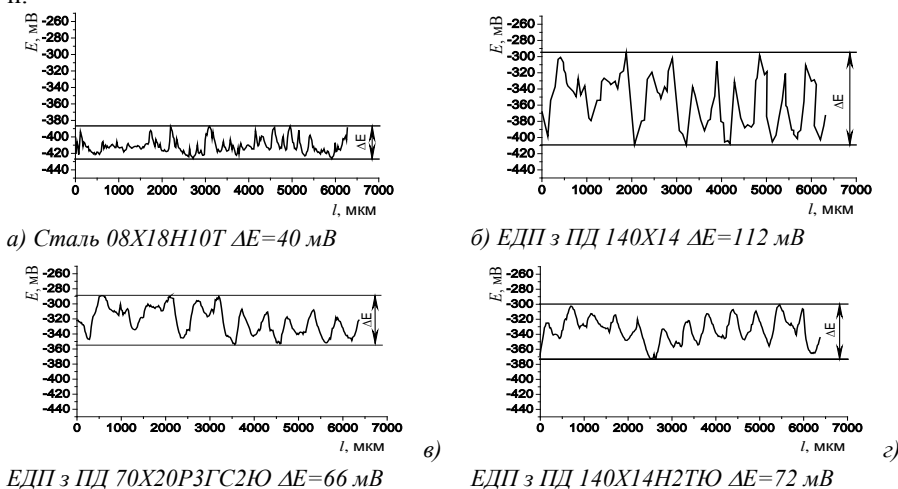


Рис. 2. Електрохімічна мікрогетерогенність покриттів в рухомій краплі МЕХ.

З аналізу (табл.1) випливає, що густина струмів корозії покриттів з ПД у середовищі 3 % водного розчину NaCl прямо пропорційна їх хімічній

(K_{MG}) та мікроелектрохімічній (ΔE) гетерогенності (Рис.). При зменшенні коефіцієнта K_{MG} від 0,2 до 0,05 зменшуються як ΔE від 112 до 72 мВ, так і на порядок густина струмів корозії від 0,014 до 0,0013 мА/см². Також збільшення вмісту хрому у покриттях системи Fe-Cr-V від 14 мас. % покриття з ПД 70X14P3НТЮ2 до 20 мас. % у покритті 70X20P3ГС2Ю знижує струми корозії на порядок від 0,005 до 0,0004 мА/см².

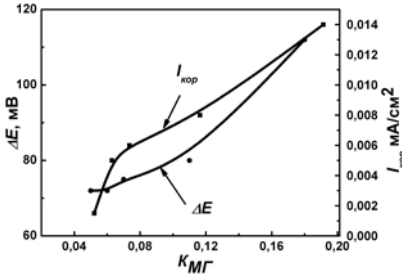


Рис.3. Залежності $I_{кор}$, та електрохімічної мікрогетерогенності від коефіцієнту K_{MG} в середовищі 3 % NaCl.

Це пояснюється тим, що при напиленні покриттів системи Fe-Cr-V у них відразу формується структура із виділеннями боридів на основі хрому. У цьому випадку частина хрому йде на утворення боридів і в твердому розчині його стає недостатньо для забезпечення корозійної тривкості. Тому для покриттів цієї системи, окрім досягнення малої хімічної гетерогенності, необхідно збільшувати кількість хрому. Це має забезпечити поряд із високою корозійною тривкістю і високі твердість та зносостійкість через утворення достатньої кількості боридів.

Необхідно відмітити, що для покриттів системи Fe-Cr-C матричною фазою є тверді розчини C, Cr, Ti, Al та 6...7,5 мас. % оксидів переважно Ti та Al. Практично весь Cr знаходиться у твердому розчині. Тому при малій гетерогенності покриття вміст Cr у 14 мас. % забезпечує високу його корозійну тривкість.

1. *Electrochemical properties of arc sprayed coatings from cored wires on the basis of cheap ferroalloys* / V. Pokhmurskyi, M. Student, N. Chervinska, T. Stupnytskyi // *Ochrona przed korozja.*–2013.–№11.– P. 516–518.
2. *Arc-sprayed iron-based coatings for erosion-corrosion protection of boiler tubes at elevated temperatures* / V. Pokhmurskyi, M. Student, V. Gvozdeckii, T. Stupnytskyi, O. Student, B. Wielage, H. Pokhmurska // *Journal of Thermal Spray Technology.*–2013.–№22.–Iss.5.–P. 808–819.
3. *HVOF coatings as an alternative to hard chrome for pistons and valves* / J.A. Picas, A.For, G. Mattha Eüs // *Wear.* - 2006. - № 261. - P.477-488.
4. *Corrosion Behavior of Wire-Arc-Sprayed Stainless Steel Coating on Mild Steel* / Z. Zeng, N. Sakoda, T. Tajiri // *Journal of Thermal Spray Technology.* – 2006. – №15 (3). – P.431–437.
5. *Химически Ф.Ф. Нержавеющие стали*// М.: Металлургиздат, 1963. – 600с.

ІНГІБУВАННЯ КОРОЗІЇ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ РАМНОЛІПІДНИМ БІОКОМПЛЕКСОМ

ТИМУСЬ М.Б.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів

Досліджено корозійно-електрохімічні характеристики маловуглецевої сталі Ст3 в розчинах рамноліпідного біокомплексу (РБК) методом потенціодинамічної поляризації. З'ясовано, що ефективність інгібування корозії металу зростає із збільшенням концентрації РБК. Встановлено, що РБК здатний ефективно інгібувати корозію маловуглецевої сталі в синтетичному кислому дощі.

It was studied corrosion and electrochemical properties of mild steel in solutions of rhamnolipid biocomplex (RBC) by method of potential polarization. It was found that effectiveness of corrosion inhibition rises with the increase of concentration of RBC. It was established that RBC is able to effective corrosion inhibition of mild steel in synthetic acid rain.

Вивчення впливу корозії на цілісну поверхню металу завжди було актуальним. Використання інгібіторів є найбільш практичним методом у боротьбі з корозією металів в кислих середовищах [1]. Відомо, переважно використовують хімічні інгібітори корозії – сполуки які не завжди відповідають нормам екологічної безпеки [2]. Застосування біогенних поверхнево активних речовин (біоПАР) має ряд переваг, а саме: їм притаманна висока інгібувальна ефективність, легкість у виробництві, низькі вартість та токсичність [1, 2, 3]. Найбільш важливим чинником в процесі інгібування корозії є адсорбція функціональних груп біоПАР на металевій поверхні шляхом витіснення молекули води та формуванням компактною бар'єрної плівки [4]. Ступінь адсорбції залежить від природи металу, стану його поверхні, режиму адсорбції, хімічної структури сурфактанту, типу корозійного середовища [5]. БіоПАР здатні суттєво знижувати міжфазний натяг внаслідок їх тенденції до нагромадження на поверхні розділу незмішуваних рідин, що призводить до зменшення вільної енергії, тобто полегшуванні емульгування [4]. Поверхнево-активний рамноліпідний біокомплекс (РБК) є продуктом біосинтезу бактеріального штаму *Pseudomonas* sp. PS-17 [6]. Ця біоПАР ефективна за різних температур, працює в широкому діапазоні *pH* і концентрацій солей, нетоксична та біодеградабельна.

Мета роботи полягала у вивченні ефективності інгібування корозії маловуглецевої сталі Ст3 рамноліпідним біокомплексом (РБК) у синтетичному кислому дощі. Встановленні явища синергізму за поєднання сурфактанту та цинковмісного інгібітора в корозивному середовищі.

Матеріали та методи досліджень. Корозійно-електрохімічні дослідження здійснено за кімнатної температури потенціодинамічним методом за допомогою потенціостату AutoTafel (АСМ Instruments), з'єднаним з комп'ютером. Вимірювання проводилось за триелектродною схемою: робочий електрод – маловуглецева сталь Ст3 площею 1 см², електрод порівняння – хлоридсрібний, допоміжний – платиновий. Досліджували в розчинах синтетичного кислого дощу за концентрацій 0,07...0,48 г/л біоПАР (РБК), 0,06 г/л цинковмісного інгібітору Астігох.

Результати досліджень. За результатами поляризаційних досліджень виявлено інгібувальну здатність біоПАР у синтетичному кислому дощі. Електрохімічні реакції проходять за змішаним контролем зі зміщенням потенціалу корозії $E_{кор}$ Ст3 в анодну зону (рис. 1). Це може свідчити про адсорбцію молекул РБК на поверхні металу з подальшим утворенням захисної плівки, тобто відбувається гальмування реакцій окислення, запобігання транспортування води та корозійноактивних частинок до поверхні металу [7].

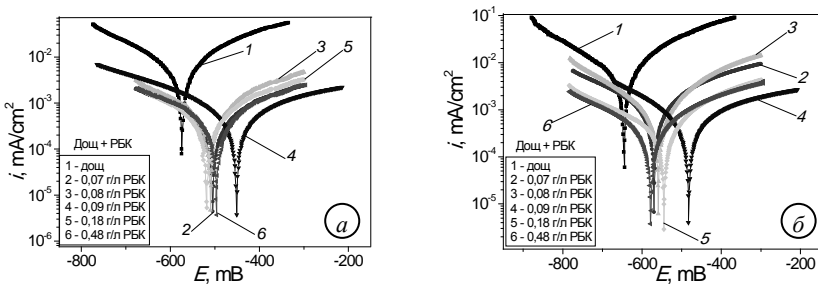


Рис. 1. Поляризаційні криві маловуглецевої сталі після 24 год (а) та 96 год (б) експозиції в розчинах синтетичного кислого дощу за різної концентрації РБК.

Встановлено, що із збільшенням концентрації рамноліпідного біокомплексу в корозійному розчині, відбувається зменшення швидкості корозії $i_{кор}$ Ст3 в 6...17 разів порівняно з неінгібованим розчином (табл. 1). Варто зауважити, що концентрація РБК 0,09 г/л є досить переломною для значення $i_{кор}$. Це можна пояснити тим, що дане значення концентрації відповідає величині критичній концентрації міцелоутворення (ККМ) [6] за якої і відбувається утворення досить стійкої бар'єрної плівки. Подальше збільшення вмісту РБК у синтетичному кислому дощі не приводить до значного зменшення $i_{кор}$, тому значення ККМ 0,09 г/л є найбільш оптимальним для подальших досліджень.

Таблиця 1. Залежність $i_{кор}$ СтЗ від часу експозиції в розчинах за різної концентрації рамноліпідного біокомплексу (РБК)

Час експозиції, τ (год)	Концентрація РБК у синтетичному кислому дощі*, г/л					
	-	0,07	0,08	0,09	0,18	0,48
Показники корозії, $i_{кор} \times 10^{-3}$, мА/см ²						
3	7,11	0,89	0,69	0,39	0,33	0,23
24	5	0,62	0,71	0,36	0,25	0,26
48	5,58	0,91	1,13	0,34	0,37	0,24
72	5,63	0,82	0,82	0,36	0,39	0,27
96	5,16	0,83	0,68	0,34	0,32	0,29

дощ* (рН = 4,5)

Раніше було встановлено [8], що в хлоридовмісному середовищі за присутності ПАР та катіонів цинку Zn^{2+} відбувається підвищення інгібувальної ефективності. Тому, для підсилення захисних властивостей РБК запропоновано синергічну композицію із цинковмісним інгібитором (Астігох). Виявлено, що більш помітний захисний ефект спостерігається саме в корозійному розчині, який містив дану синергічну композицію (рис. 2). Корозійні реакції проходять за змішаним контролем із переважним зміщенням $E_{кор}$ в анодну зону, що свідчить про адсорбцію функціональних груп РБК на поверхні металу та її подальшим блокуванням.

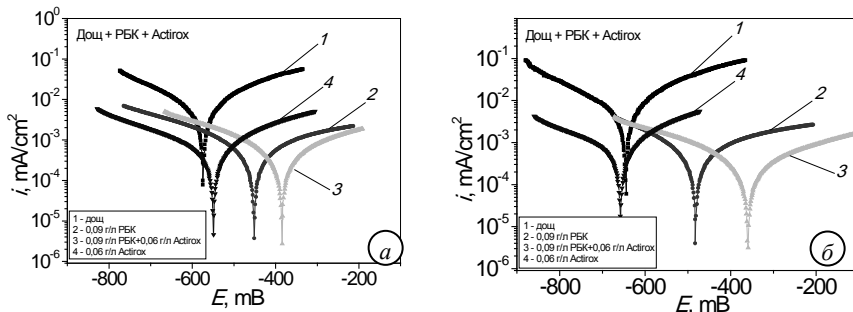


Рис. 2. Поляризаційні криві маловуглецевої сталі після 24 год (а) та 96 год (б) витримки в розчинах синтетичного кислого дощу за визначеної концентрації РБК та Астігох.

Як видно (табл. 2), інгібувальна ефективність синергічної композиції проявляється вже після 24 год експозиції. Тенденція до зменшення $i_{кор}$ зберігається в подальшому, проте вже з більш вираженим кількісним ефектом і становить 0,19 порівняно з 0,34 та 0,59 мА/см², де інгібітори були використані поодинокі.

У процесі досліджень було пораховано ступінь захисту (Z, %), яка становить 88...96 % відповідно (табл.3).

Таблиця 2. Потенціали ($E_{кор}$) та струми корозії ($i_{кор}$) Ст3 у синтетичному кислому дощі за визначених концентрацій РБК та Actirox

Показники корозії	дощ	РБК (0,09 г/л)	Actirox (0,06 г/л)	РБК (0,09 г/л)+ +Actirox (0,06 г/л)
$\tau = 24$ год				
$E_{кор}$, мВ	-584	-448	-549	-384
$i_{кор} \times 10^{-3}$, мА/см ²	5	0,36	0,4	0,3
$\tau = 96$ год				
$E_{кор}$, мВ	-658	-479	-667	-358
$i_{кор} \times 10^{-3}$, мА/см ²	5,16	0,34	0,59	0,19

Додавання ПАР у розчин кислого дощу є часто єдиним і ефективним методом захисту металу від іржі [7]. Загальний механізм синергічної композиції полягає в тому, що утворюється адсорбована захисна плівка на Ст3, яка містить не тільки комплекси заліза з молекулами РБК, а ще й нерозчинний гідроксид цинку $Zn(OH)_2$ [7].

Таблиця 3. Інгібувальна ефективність РБК, Actirox та їх синергічної композиції

Ступінь захисту	РБК (0,09 г/л)	Actirox (0,06 г/л)	РБК+Act (0,09+0,06 г/л)
Z, %	92	88	96

Висновки. Виявлено ефективність інгібування корозії Ст3 в синтетичному кислому дощі рамноліпідним біокомплексом (РБК). Встановлено оптимальну концентрацію біоПАР, що відповідає ККМ 0,09 г/л і подальше збільшення його вмісту не приводить до значного зменшення $i_{кор}$ металу. Механізм інгібування корозії полягає в адсорбції молекул біоПАР і здатністю до агрегації з подальшим утворенням міцел. Адсорбція, як правило, відбувається швидко, отже хімічноактивний метал стає захищеним від агресивного навколишнього середовища.

1. M.M. Caroline, P.Christian, C.S. Hannes, A.A. Ilhan, *Langmuir*, 24 (2008) 14269.
2. A. Kumar, *E-Journal of Chemistry*, 5 (2008) 275.
3. M.El Azhar, B. Memari, M.Traisnel, F. Bentiss, *Corros. Sci.* 43(2001) 2227.
4. I.L. Rozenfeld, *Corrosion Inhibitors*, McGraw-Hill, New York (1981) 97.
5. A.A. Mazhar, W.A. Badaway and M.M. Abou-Romia, *Surf.Coat.Techol.*, 29 (1986) 335.
6. О.В. Карпенко, В.А. Волошинец, А.П. Грабаровская, И.В. Семенов, А.Я. Карпенко. Коллоидно-химические характеристики продуктов биосинтеза штамма *Pseudomonas SP. PS-17*. Вопросы химии и химической технологи. - 2012. - №2. - С.30-34.21.
7. Anti-corrosion Ability of Surfactants:A Review / M.A. Malik, M.A. Hashim, F. Nabi, S.A. Al-Thabaiti, Z. Khan // *Int. J. Electrochem. Sci.*, 6 (2011) 1927-1948.
8. S. Rajendran, S.M. Reenkala, N. Antony, R. Ramaraj, *Corros. Sci.*, 44(2002) 2243.

КОРОЗИЙНА СТІЙКІСТЬ У ФІЗІОЛОГІЧНИХ РОЗЧИНАХ АЗОТОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ МЕДИЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

ТРУШ В.С., ТКАЧУК О.В., ПРОСКУРНЯК Р.В.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Корозійну стійкість титанового сплаву VT6s з термодифузійним нітридним покриттям було досліджено у фізіологічних розчинах за температур 36°C і 40°C. Встановлено, що нітридне покриття за 36°C забезпечує сплаву кращий опір корозії в ізотонічному 0,9% NaCl, ніж в розчині Тіроде, в той час як за 40°C ефективність захисту практично однакова. Показано, що підвищення температури 0,9 % NaCl не погіршує захисної функції нітридного покриття на сплаві VT6s. Встановлено, що зі зростанням температури розчину Тіроде корозійні процеси на нітридному покритті гальмуються.

The corrosion resistance of VT6s titanium alloy with thermodiffusion nitride coating was investigated in physiological solutions at 36°C and 40°C. It was determined that nitride coating at 36°C provides the better corrosion resistance to the alloy in an isotonic 0,9% NaCl, than in Tirode's solution, while at 40°C the effectiveness of the protection is the same practically. It was shown that increase of the temperature of 0,9% NaCl does not deteriorate the protective function of nitride coating on the VT6s alloy. It was determined that with increasing temperature of Tirode's solution the corrosion processes on nitride coating are inhibited.

Вступ. Титан і його сплави широко використовуються в стоматології та ортопедії [1]. Вони забезпечують високі біомеханічні властивості та хімічну стійкість в біологічних системах порівняно з іншими матеріалами, зокрема нержавіючою сталлю та кобальтхромовими сплавами. Найчастіше використовують сплав VT6s системи Ti-6Al-4V, який володіє кращими фізико-механічними властивостями порівняно з титаном, що робить його особливо цікавим в якості біоматеріалу [1].

Одним із основних критеріїв можливості використання матеріалу в якості імплантата є корозійна стійкість у фізіологічних розчинах, які моделюють середовище людського організму [2]. Зокрема, ізотонічний 0,9 % розчин NaCl симулює плазму крові, а розчин Тіроде – біологічну тканину.

Підвищення температури є захисною реакцією організму на проникнення інфекції чи виникнення вогнища запалення. Зміною температури фізіологічного розчину можна імітувати перехід від нормального до запального стану людського організму.

Мета роботи – вивчити корозійно-електрохімічну поведінку сплаву VT6с з нітридним покриттям у фізіологічних розчинах (0,9 % NaCl, Тіроде) за температур 36°C і 40°C.

Матеріали та методика досліджень. Досліджували зразки розміром 10x15x1 мм з ($\alpha+\beta$)-титанового сплаву VT6с. Термодифузійне насичення азотом здійснювали за $T = 850$ °C, $p_{N_2} = 10^5$ Па протягом $\tau = 12$ год.

Поляризаційні дослідження сплаву VT6с з нітридним покриттям проводили в ізотонічному 0,9 %-му розчині NaCl та розчині Тіроде (г/л: NaCl – 8,00; CaCl₂ – 0,20; KCl – 0,20; NaHCO₃ – 0,10; MgCl₂·6H₂O – 0,10; NaH₂PO₄ – 0,10) на потенціостаті IPC-pro. Експерименти проводили за температур розчинів 36°C і 40°C. Поляризаційні криві знімали в діапазоні потенціалів 1,0...2,5 В vs. Ag/AgCl зі швидкістю розгортки 2 мВ/с.

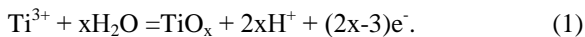
Фазовий склад поверхневих шарів після азотування визначали методом рентгенівського фазового аналізу Використовували пакети програмного забезпечення Sietronix і Powder Cell 2.4.

Мікрорентгеноспектральний аналіз поверні проводили за допомогою скануючого електронного мікроскопу EVO-40XVP зі системою мікроаналізу INCA Energy 350.

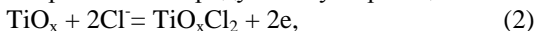
Результати досліджень та обговорення. В процесі азотування на поверхні титанового сплаву VT6с формується нітридне покриття, до складу якого, згідно з результатами рентгенівського фазового аналізу, входить нітридна плівка та дифузійний шар твердого розчину азоту в α -титані. Нітридна плівка, у свою чергу, складається з нітридів титану TiN і Ti₂N. Переважаючою є доля нітриду TiN – 67 %.

Корозія є одним із основних процесів, що спричиняють проблеми при використанні металів і сплавів в якості імплантатів у людському тілі. Одним із основних критеріїв вибору матеріалів для імплантатів є їх корозійна тривкість у фізіологічних розчинах, які моделюють середовище людського організму. Оскільки корозія імплантатів в людському тілі відбувається через електрохімічні реакції, то дослідимо вплив температури 0,9 % NaCl і розчину Тіроде на електрохімічну поведінку титанового сплаву VT6с з нітридним покриттям.

36°C. На анодній гілці поляризаційної кривої титанового сплаву VT6с з нітридним покриттям, знятої у 0,9 % NaCl, за потенціалів 0,1...0,4 В (рис. 1 а, крива 1) спостерігаються два піки зростання густини струму внаслідок розчинення нітридної плівки з формуванням на поверхні оксиду титану за наступною реакцією:



Подальше його розчинення за потенціалів 0,5...2,1 В відбувається з формуванням на поверхні оксихлориду титану за реакцією:



на що вказує присутність 8,74 ат. % О та 2,51 ат. % Cl в поверхневому шарі.

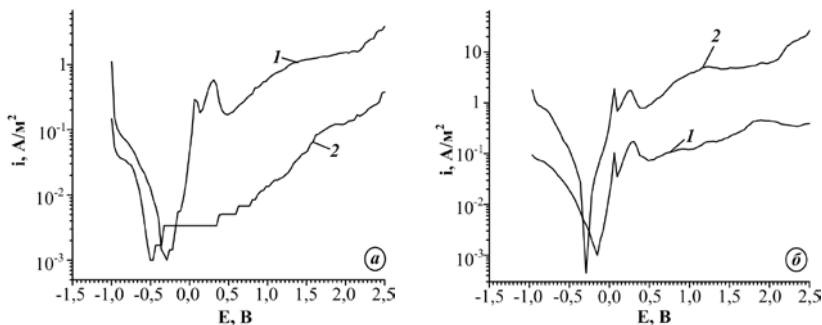
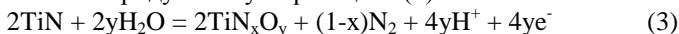


Рис. 1. Поляризаційні криві титанового сплаву VT6с з нітридним покриттям у 0,9 % NaCl (1) і розчині Тіроде (2) за температур розчину 36°C (а) і 40°C (б)

У розчині Тіроде, на відміну від 0,9 % NaCl, на анодній гілці поляризаційної кривої у діапазоні потенціалів $-0,33...0,35$ В спостерігається пасивна область з густиною струму повної пасивації $0,0033 \text{ A/m}^2$ (рис. 1 а, крива 2). Існування пасивної області, можливо, обумовлене впливом складу біологічного розчину. На подальше зростання густини струму впливають іони хлору, що зумовлює утворення на поверхні оксихлориду титану, про що свідчить присутність кисню та хлору у поверхневому шарі. Причому, як свідчать результати мікрорентгеноспектрального аналізу (рис. 2), посилення взаємодії іонів хлору з поверхнею слід пов'язувати зі збільшенням мікровиступів на її поверхні, тобто зі збільшенням шорсткості. Слід відмітити, що густина струму корозії вища, ніж у 0,9 % NaCl.

40°C. Процеси в анодній області потенціалів схожі до тих, що відбуваються за нижчої температури фізіологічних розчинів. Так, на анодній гілці поляризаційної кривої покриття в обох розчинах спостерігаються піки при 0,05 і 0,25 В (рис. 1 б, криві 1, 2), що спричинено формуванням оксинітриду титану за реакцією (3):



який потім трансформується в оксид титану [3].

Хоча процеси в анодній області потенціалів для покриття в 0,9 % NaCl за температури 40°C аналогічні тим, які спостерігаються за температури 36°C, проте внаслідок пришвидшення формування захисної

плівки з ростом температури розчину процеси розчинення дещо сповільнюються, про що свідчить нижча густина анодного струму.

Поляризаційна крива титанового сплаву VT6с з нітридним покриттям у розчині Тіроде за температури 40°C ілюструє відсутність пасивної ділянки, формування якої пов'язували зі складом фізіологічного розчину (рис. 1 б, крива 2). Можливо, корозійно-електрохімічна поведінка покриття в цих умовах пов'язана зі зміною домінуючих процесів окисно-відновних реакцій за підвищення його шорсткості. Дане припущення опосередковано підтверджується результатами мікрорентгено спектрального аналізу, які демонструють підвищений вміст хлору на поверхні після анодної поляризації, причому його концентрація суттєво зростає на висотних максимумах поверхневого мікрорельєфу (рис. 2).

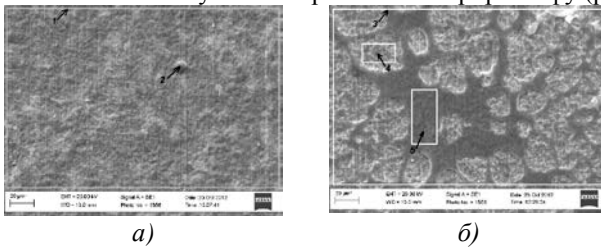


Рис. 2. Поверхня титанового сплаву VT6с з нітридним покриттям після поляризації в розчині Тіроде за температур 36°C (а) і 40°C(б)

Стабільні електрохімічні характеристики покриття в 0,9 % NaCl дають підставу для підтвердження вищої його функціональності (антикорозійного захисту) у цьому розчині порівняно з розчином Тіроде.

Висновки. Нітридне покриття, сформоване на титановому сплаві VT6с, демонструє кращу корозійну поведінку за температури 36°C в ізотонічному 0,9 %-му розчині NaCl, ніж у розчині Тіроде. У розчині Тіроде за температури, яка імітує запальний процес в людському організмі (40°C), спостерігається тенденція до сповільнення корозійних процесів, в той час як у 0,9 % NaCl вплив підвищення температури практично не помітний.

Робота виконана в рамках проекту науково-дослідних робіт молодих учених НАН України у 2015 р. № II-106-15

1. *Variola F., Nanci A.* Tailoring the surface properties of Ti6Al4V by controlled chemical oxidation // *Biomater.* – 2008. – 29. – P. 1285–1298.
2. *Barril S., Mischler S., Landolt D.* Electrochemical effects on the fretting corrosion behaviour of Ti6Al4V in 0,9 % sodium chloride solution // *Wear.* –2005. – 259. – P. 282–291.
3. *Razavi R.Sh., Salehi M., Ramazani M., Man H.C.* Corrosion behaviour of laser gas nitrided Ti–6Al–4V in HCl solution // *Corros. Sci.* – 2009. – 51, № 10. – P. 2324–2329.

ЗМОЧУВАННЯ ПОВЕРХНІ СТАЛІ ВОДНИМИ РОЗЧИНАМИ ІНГІБІТОРІВ НА ОСНОВІ ЕКСТРАКТІВ РОСЛИННОЇ СИРОВИНИ

ХАБУРСЬКИЙ Я. М.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

Показано, що пластична деформація сталі 20 впливає на її змочування водою та водними розчинами інгібітора – екстракту дубової стружки; Встановлено, що збільшення степеня деформації веде до гідрофілізації поверхні сталі. Крайові кути змочування розчином екстракту залежать від його концентрації. Підвищення концентрації від 0,2 до 0,8 г/л посилює змочування, яке є результатом конкурентної адсорбції води та органічних компонентів інгібітора.

It was shown that plastic deformation of 20 steel impacts on the wetting ability of the steel surface with water and inhibitor solutions (oak chips extracts). It was established that increasing of plastic deformation degree led to hydrophilization of steel surface. The limit wetting angles of the 20 steel by extract solution depends on inhibitor concentration. Increasing of inhibitor concentration from 0.2 to 0.8 g/l improves wetting ability which is a result of competitive adsorption of water and organic components of inhibitor.

Вступ. Адсорбція та змочування, як поверхневі явища на межі розділу фаз газ-рідина-метал, є первинними актами в корозійному та корозійно-механічному руйнуванні. Ці явища залежать від силового поля поверхні металу, неоднорідність якого є результатом різного рівня поверхневої енергії граней, ребер та кутів кристалів. Впорядкованість структури зменшує активність поверхні, деформування поверхневого шару, яке виникає під впливом механічних навантажень, навпаки її збільшує [1]. В процесі розтягу зразків чи їх корозійно-втомного руйнування поверхня деформується, що супроводжується підвищенням поверхневої енергії, а значить і зміною схильності до адсорбції та змочування. З іншого боку на фізико-механічний стан металу впливає і поверхнева активність середовища. Поверхнево-активні середовища – це, переважно, водні розчини органічних речовин. Змочуючи поверхню та адсорбуючись на ній, вони знижують рівень поверхневої енергії, полегшуючи тим самим утворення нових поверхонь. Однак, у випадку органічних інгібіторів, які теж є поверхнево-активними речовинами (ПАР) внаслідок вибіркового змочування та конкуруючої адсорбції можуть спостерігатися ефекти підвищення опірності металу до корозійного та корозійно-механічного руйнування [2]. У зв'язку з тим вивчення змочування поверхні сталі корозійним та інгібованим середовищем дає можливість оцінити зміну стану поверхні під впливом інгібіторів та прогнозувати можливу поведінку сталі в умовах корозійно-втомного

руйнування. Одним із доступних методів дослідження змочування є вимірювання крайових кутів, оскільки крапля на твердій поверхні – результуюча взаємодія трьох фаз, рівновага яких описується рівнянням Юнга [3]: $\cos \theta = \sigma_{mz} - \sigma_{mp} / \sigma_{pz}$ де: θ – крайовий кут змочування рідиною твердого тіла; σ_{mz} – поверхневий натяг на межі тверде тіло-газ; σ_{mp} – поверхневий натяг на межі тверде тіло-рідина; σ_{pz} – поверхневий натяг на межі рідина – газ (N / m).

Метою роботи було дослідження впливу водних розчинів екстрактів дубової стружки на змочування поверхні зразків сталі 20 за їх різної пластичної деформації.

Матеріали та методики. Випробовували зразки у вигляді пластин 1,5x 2,0 см зі сталі 20, шліфовані до $R_a = 0,63$. Деформували розтягом до $\delta = 1,86; 6,6$ та 13,3 %. Середовище: водогінна вода та водні розчини екстракту дубової стружки [4]. Крайові кути змочування визначали за методикою [2]. Термодинамічну роботу адгезії розраховували за об'єднаним рівнянням Дюпре-Юнга: $W_{адг} = \sigma_{pz} (1 + \cos \theta)$

Результати та обговорення. Збільшення ступеня деформації зразка веде до гідрофілізації поверхні сталі (табл.1): крайові кути змочування водою, починаючи з $\delta = 6,6\%$ зменшуються тим більше, чим більша деформація. Крайові кути водних розчинів екстрактів дубової стружки є меншими, ніж крайові кути води, як на недеформованій, так і на деформованій поверхні сталі. Зростання концентрації екстракту в діапазоні 0,2–0,8 г/л призводить до посилення змочування. Однак, цей ефект свідчить не про гідрофілізацію поверхні, а про посилення конкуруючої з водою адсорбції органічних складових екстракту. В усіх досліджених випадках деформація підвищує змочування поверхні сталі 20 розчинами цього інгібітора (рис.1).

Таблиця 1. Вплив деформації зразків сталі 20 на крайові кути змочування водними розчинами екстрактів дубової стружки за їх різної концентрації .

Деформація, δ %	Середовище	Концентрація, г/л	Краєвий кут θ , °	$\cos \theta$	$W_{адг}$ 10^{-3}
13,3	H ₂ O	–	76	0,24	90,3
	екстракт дубової стружки	0,2	74	0,28	88,9
		0,4	71	0,33	86,7
		0,8	66	0,41	82,0
6,6	H ₂ O	–	79	0,19	87,1
	екстракт	0,2	70	0,34	92,8

	дубової стружки	0,4	68	0,37	89,3
		0,8	66	0,41	82,0
1,86	H ₂ O	–	81	0,16	84,1
	екстракт дубової стружки	0,2	78	0,21	83,6
		0,4	73	0,29	82,2
		0,8	72	0,31	76,3
0	H ₂ O	–	81	0,16	67,9
	екстракт дубової стружки	0,2	78	0,21	83,6
		0,4	70	0,34	87,5
		0,8	68	0,37	80,2

Тобто, можна очікувати, що за високих концентрацій зростає адсорбція інгібітора. Збільшення активних центрів за високої деформації зразка супроводжується підвищенням термодинамічної роботи адгезії води, що вказує на посилення взаємодії сталі з корозивним середовищем. У випадку водних розчинів екстракту дубової стружки вплив деформації на термодинамічну роботу адгезії не такий однозначний. Так, за концентрації інгібітора 0,8 г/л при деформації 1,86% $W_{адг}$ дещо знижується, порівняно з недеформованим станом, хоча за вищих деформацій – зростає.

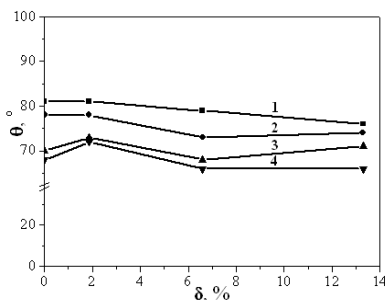


Рис. Залежність зміни кута змочування від ступеня деформації води (1) та в присутності інгібітора 2 – 0,2 г/л; 3 – 0,4 г/л; 4 – 0,8 г/л

1. Шукин Е.Д. *Понижение поверхностной энергии и изменение механических свойств твердых тел под влиянием окружающей среды* // Физ.-хим. механика материалов. – 1976. – №1. – С.3-20.
2. Слободян З.В., Маглатюк Л.А., Купович Р.Б. *Вплив пластичної деформації сталей на змочування їх поверхні інгібіторами типу КОРСОЛ* // Фіз.-хим. Механіка матеріалів. – 2007. – №3. – С.125-126.
3. Фридрихсберг Д.А. *Курс коллоидной химии*. – Л.: Химия, 1974.-351с.
4. Слободян З., Хабурський Я., Горак Ю. *Екстракти дубової кори – “зелені” інгібітори корозії середньовуглецевих сталей у нейтральних та кислих середовищах* // Вісник ТНТУ. – 2012. – № 4 (68). – С. 73–80.

РЕПАСИВАЦІЯ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ ЗА ПРИСУТНОСТІ У
КОРОЗИВНОМУ СЕРЕДОВИЩІ БІОПАР .

ХЛОПИК О.П.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Встановлено високу протикорозійну ефективність на механічно активованій поверхні алюмінієвого сплаву в середовищі синтетичного кислого дощу біогенної поверхнево-активної речовини (біоПАР) – рамноліпідного біокомплексу. Механізм інгібування корозії полягає в гідрофобізації поверхні металу в результаті орієнтованої адсорбції органічних молекул та створення захисної плівки. Процес адсорбції біоПАР на поверхні алюмінієвого сплаву протікає з більшою швидкістю ніж формування пасивної оксидної плівки.

It was established high anticorrosion efficiency of biogenic surfactant - rhamnolipid biocomplex on surface of mechanically activated aluminum alloy in acid rain solution. The mechanism of the corrosion inhibition is due to surface hydrophobization as a result of targeted adsorption of organic molecules and protective film formation. Biosurfactant adsorption process on surface of the aluminum alloy takes place at higher rate than formation of passive oxide film.

Вступ. Сплави системи Al –Cu – Mg – дюралюміні знайшли широке застосування в різних галузях машинобудування. У звичайних умовах поверхня дюралюмінію покрита корозійностійкою оксидною плівкою [1]. Проте у випадку механічного руйнування такої плівки відкривається ювенільна поверхня, яка активно взаємодіє з водним середовищем. За таких умов алюмінієвий сплав пришвидшено кородує [2].

Раніше авторами [3] було встановлено протикорозійний ефект біоПАР на алюмінієвих сплавах. Зокрема, було виявлено, що продукт біосинтезу штаму *Pseudomonas* sp. PS-17 – рамноліпідний біокомплекс, (РБК) за відносно невеликих концентрацій інгібує корозію алюмінієвого сплаву Д16Т. Однак, не вивчалась захисна дія РБК за відсутності пасивної плівки на поверхні металу. Така ситуація має місце, коли алюмінієва конструкція працює в умовах фреттинг-корозії або корозійної втоми.

Тому метою роботи було – дослідити особливості захисної дії рамноліпідного біокомплексу на механічно активованій поверхні алюмінієвого сплаву в середовищі синтетичного кислого дощу.

Матеріали і методи досліджень. Дослідження ефективності інгібування корозії алюмінієвого сплаву з механічно активованою поверхнею проводили на спеціальному пристрої-гільйотині згідно методики [4]. Вимірювання здійснювали за триелектродною схемою: робочий електрод – сплав Д16Т, електрод порівняння – хлоридсрібний насичений, допоміжний – платиновий. Вивчали густину струму анодної

поляризації i_p дроту зі сплаву Д16Т за потенціалу вільної корозії після його розрізання на пристрої-гільютині та швидкість його репасивації.

Корозивним середовищем слугував синтетичний кислий дощ наступного складу: 3,18g/l H_2SO_4 + 4,62 g/l $(NH_4)_2SO_4$ + 3,20 g/l Na_2SO_4 + 1,58 g/l HNO_3 + 2,13 g/l $NaNO_3$ + 8,48 g/l $NaCl$ з $pH=4,5$ за додавання до нього РБК в кількості ефективної речовини 0,06 g/l; 0,1 g/l та 0,5 g/l. РБК синтезовано у Відділенні фізико-хімії горючих копалин ІнФОВ ім. Л.М. Литвиненка НАН України.

Результати випробувань та їх обговорення. Дослідження показали (рис. 1), що в момент гільютинування зразка у корозивному середовищі густина струму різко зростає протягом кількох ms, а потім поступово зменшується за степеневим законом. Така залежність густини струму свідчить про відновлення на поверхні металу захисної плівки за відсутності її повторної механічної активації.

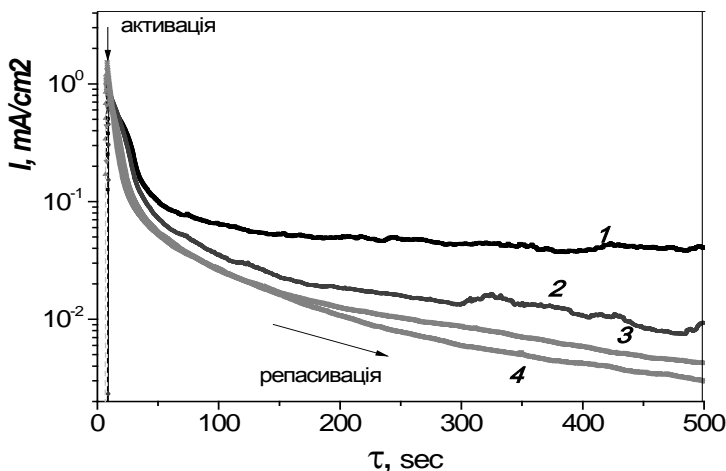


Рис.1 . Часові залежності густини струму поляризації за потенціалу вільної корозії зразка сплаву Д16Т після гільютинування в слабокислом дощовому розчині: неінгібованому (1); з 0,1 г/л РБК (2); 0,25 г/л РБК (3); 0,5 г/л РБК (4).

Встановлено (рис. 1), що після 500 s репасивації свіжо утвореної поверхні сплаву Д16Т в розчині з РБК i_p густина струму у 8-12 разів менша в порівнянні з неінгібованим середовищем. Зі збільшенням концентрації біоПАР в розчині струм поляризації падає. Причиною зменшення густини струму може бути формування на поверхні сплаву

оксидної плівки в неінгібованому розчині та комбінованого оксидного та органічного шару в розчинах з РБК.

Протягом першої секунди після гільотинування залежність поляризаційного струму зразка дроту від часу з високою достовірністю ($R^2 = 0,96...0,98$) апроксимується лінійною функцією $y=V \cdot x+C$, де V – швидкість ре пасивації. Встановлено (рис. 2), що додавання біОПАР в корозивне середовище у 2-4 рази збільшує швидкість відновлення захисної плівки на алюмінієвому сплаві у порівнянні з самовільним окисненням в неінгібованому кислому дощі. На основі цих даних можна припустити, що протикорозійний ефект РБК під час ре пасивації алюмінієвого сплаву проявляється у збільшенні швидкості відновлення захисної плівки у перший період в межах 1-10 s та в зменшенні густини струму поляризації в наступні 50-500 s витримки, коли формування її завершується. Імовірно, що полярні молекули РБК адсорбуються на ювенільній поверхні алюмінієвого сплаву швидше, ніж відбувається процес її окиснення.

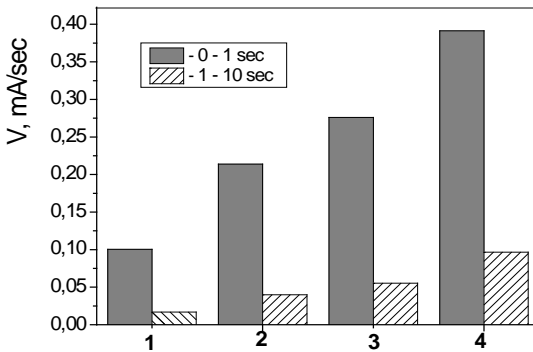
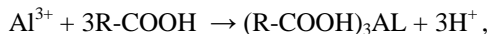


Рис. 2. Швидкість ре пасивації алюмінієвого сплаву в слабкислому дощовому розчині: неінгібованому (1); з 0,1 г/л РБК (2); 0,25 г/л РБК (3); 0,5 г/л РБК (4).

Рамноліпід містить у своїй структурі карбонільну, карбоксильну та гідроксильні функціональні групи, які найбільш імовірно визначають його реакційну здатність[5]. Тобто захист алюмінієвого сплаву РБК забезпечується не тільки утворенням тонкого адсорбційного шару. Карбоксильні групи рамноліпиду можуть взаємодіяти з іонами алюмінію, утворюючи малорозчинну комплексну сполуку на локальних анодних ділянках металу [6,7]:



де R – рамноліпідний залишок.

Цілком імовірно, що саме ця реакція зумовлює підвищенні захисні властивості РБК на механічно активованій поверхні алюмінієвого сплаву.

Отже, монорамноліпід інгібує корозію металу шляхом адсорбції гідрофільними карбоксильними або гідроксильними групами із утворенням міцного зв'язку типу $(R-COOH)_3Al$, в той час як гідрофобні ланцюги CH_3 знаходяться в розчині, створюючи бар'єр для переміщення молекул води, агресивних іонів та кисню до поверхні металу, зменшуючи транспортування частинок в процесі корозії алюмінію.

Висновки. Встановлено високу протикорозійну ефективність поверхнево-активного продукту біосинтезу штаму *Pseudomonas sp* PS-17 (рамноліпідний біокомплекс) за умов механічної активації поверхні сплаву Д16Т в середовищі кислого дощу. Механізм інгібування корозії полягає в гідрофобізації поверхні металу в результаті орієнтованої адсорбції молекул та створення захисної плівки.

1. *B.V. Герасимов.* Коррозия алюминия и его сплавов // М.: Металлургия, 1967. - 113 с.
2. *S. Mischler, S. Debaud, D. Landolt.* Wear-accelerated corrosion of passive metals in tribocorrosion systems // Journal of the Electrochemical Society. – 1998. – V.145, N 3. – P.750-758.
3. *V.I. Pokhmurs'kyi, O.V. Karpenko, I.M. Zin', M.B. Tymus' and H.H. Veselivs'ka.* Inhibiting Action of Biogenic Surfactants in Corrosive Media. - Materials Science. – 2014. - V.50, No. 3, - P.448-453.
4. Патент України на корисну модель № 81047. Спосіб експрес-оцінки ефективності інгібіторів корозії за умов механічного руйнування пасивної плівки на поверхні металу / *V.I. Похмурський, I.M. Зінь, A.I. Кондир, O.П. Хлопик.* – Опубл. 25.06.2013; Бюл. № 12. - 4 с.
5. *O.V. Карпенко, В.А. Волошинец, А.П. Грабаровская, И.В. Семенов, А.Я. Карпенко.* Коллоидно-химические характеристики продуктов биосинтеза штамма *Pseudomonas SP. PS-17.* Вопросы химии и химической технологи. - 2012. - №2. – С.30-34.21.
6. *Sitashree Banerjee, Varsha Srivastava, M.M. Singh.* Chemically modified natural polysaccharide as green corrosion inhibitor for mild steel in acidic medium. Corrosion Science. - 2012. - 59. - P. 35–41.
7. *Yansheng Yin, Tao Liu, Shougang Chen, Tong Liu, Sha Cheng.* Structure stability and corrosion inhibition of super-hydrophobic film on aluminum in seawater // Applied Surface Science. - 2008. – 255. – P.2978–2984.

АБСОРБЦЯ ВОДНЮ ЯК КРИТЕРІЙ СХИЛЬНОСТІ ТРУБНИХ СТАЛЕЙ ДО КОРОЗИЙНОГО РОЗТРІСКУВАННЯ У СІРКОВОДНЕВИХ СЕРЕДОВИЩАХ

ЧУЧМАН М.Р.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України
79601, м. Львів, вул. Наукова, 5;

Досліджено корозійно-механічне руйнування сталей 20, 17Г1СУ та 30ХМА в сірководневих середовищах за статичних та циклічних напружень. Показано, що схильність до сірководневого корозійного розтріскування знижується в ряду сталей 20, 17Г1СУ та 30ХМА. Сумарна абсорбована кількість водню як навантажених так і не навантажених зразків також знижується в ряду сталей 20, 17Г1СУ та 30ХМА. Для трубних сталей сумарна абсорбована кількість водню корелює зі схильністю до сірководневого корозійного розтріскування і може слугувати критерієм його відносного порівняння.

Has been investigated corrosion-mechanical destruction of steels 20, 17Mn1Si and 30CrMo in hydrogen sulphide environments at static and cyclic tensions. Has been established that the highest resistance to stress corrosion cracking has steel 30CrMo, and the lowest – steel 20. Total absorbed amount of hydrogen as the loaded so not loaded standards also goes down in the row of steels 20, 17Mn1Si and 30CrMo. For pipe steels the total absorbed amount of hydrogen correlates with propensity to sulphuretted hydrogen corrosion cracking and can serve as a criterion him relative comparison.

Вступ. Важливою передумовою забезпечення високої надійності та працездатності нафтогазовидобувного обладнання та морських споруд на морському шельфі є достовірний прогноз впливу сірководень вмісних середовищ з різним ступенем агресивності на корозійно-механічну тривкість металу, з якого воно виготовлене. Як відомо, сірководень присутній як у видобувних продуктах, так і в невеликих кількостях у морській воді. І одним із найнебезпечніших видів корозійно-механічного руйнування сталей та сплавів є корозійне розтріскування в середовищах, що містять сірководень. Сірководень також пришвидшує суцільну та виразкову корозію сталей з одночасним їх інтенсивним наводнюванням, що викликає корозійно-водневі та корозійно-механічні руйнування [1]. Негативний вплив сірководню слід враховувати також, вибираючи матеріали для обладнання геотермальних електростанцій, балонів зі стисненим природним газом для автомобільного транспорту, напружених елементів будівельних конструкцій, які перебувають під впливом промислової атмосфери, тощо [1, 2]. Роботоздатність сталей та сплавів за таких умов визначаються переважно в насичених H_2S розчинах за статичних напружень. Однак, при виборі сталей для конструкцій та

апаратів, що працюють в сірководневих середовищах, не враховується вплив на їх роботоздатність циклічних напружень, які можуть викликатись роботою насосів, поривами вітру, хвилюванням моря тощо. Ці аспекти корозійно-механічного руйнування практично не висвітлені, хоча такі напруження можуть пришвидшити як наводнювання, так і локальну корозію металів, що може істотно вплинути на розвиток пошкоджуваності сталей та сплавів.

Матеріали і методи досліджень. Випробовували сталі 20, 30ХМА та 17Г1СУ. Використовували стандартні зразки з діаметром робочої частини 6,4 mm, виготовлені із заготовок, вирізаних з труби зі стінкою завтовшки 10 mm. Корозивне середовище – стандартний водний розчин NACE (mass.%): 5 NaCl + 0,5 CH₃COOH + H₂S насичений, рН 3...4, 20±3 °С) [3]. Критерій оцінки опірності сталі руйнуванню під статичним навантаженням – умовне порогове напруження σ_{ssc} , за якого сталь не руйнується впродовж бази випробувань 720 h. Для дослідження схильності до корозійного розтріскування використовували установку важільного типу, на якій за допомогою вантажів задавали постійне значення статичних навантажень. Для вивчення сумісного впливу статичних та циклічних напружень застосовували модернізовану установку, яка забезпечувала асиметричні циклічні навантаження ($R > 0$) з частотою 0,5 Hz. Зразки досліджували в основному за амплітуди напружень $\sigma_a = 0,2 \sigma_{0,2}$. Концентрацію водню в сталях визначали вакуумно-екстракційним методом [4], який полягав у нагріванні зразка у вакуумі і фіксуванні кількості водню, що виділяється із металу за 200 (C_{H200}) та 800 (C_{H800}) °С, рідинним диференційним манометром заповненим дибутилфталатом.

Результати та їх обговорення. Досліджено опірність КР сталей 20, 30ХМА, 17Г1СУ та вплив асиметричних циклічних напружень ($f = 0,5$ Гц) на їх довговічність у сірководневому розчині NACE. Амплітуда напружень становила $\sigma_a = 0,2\sigma_{0,2}$, що для вказаних сталей відповідало 54; 96 та 88МПа.

Порогове напруження $\sigma_{пор}$ для сталі 20 становить 175 МПа ($\sigma_{пор}/\sigma_{0,2} = 0,6$). За асиметричного циклу зростання амплітуди навантаження в 1,5...2,3 рази ($R = 0,15...0,50$) знижує довговічність сталі у 3,4...14 разів, а збільшення середнього напруження (σ_m) в 1,2...1,3 рази зменшує останню у 1,5...2,4 раза (рис. 3.2 а, б). За середнього напруження циклу, рівного пороговому напруженню при СКРН ($\sigma_{пор} = \sigma_m = 175$ МПа), та амплітуді $\sigma_a = 0,2\sigma_{0,2} = 54$ МПа, циклічні навантаження знижують довговічність зразків в 1,2 рази, а при значенні $\sigma_m = 140$ МПа і цій же амплітуді зразки не зруйнувалися за базовий час випробувань (720 год).

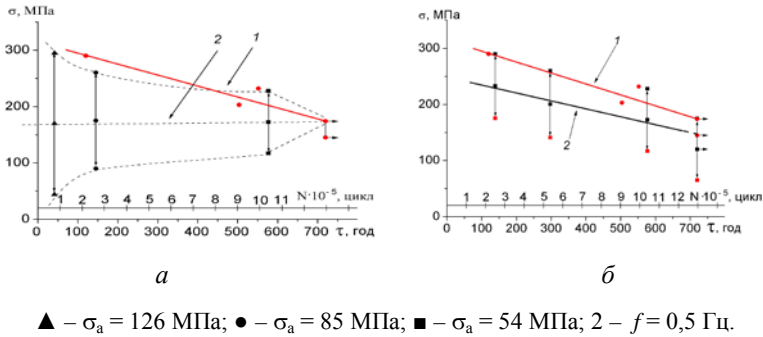


Рис.1 – Вплив статичних (1) та асиметричних циклічних (2) напружень на довговічність сталі 20 у розчині NACE

Для сталі 30ХМА порогове напруження у розчині NACE становить 440 МПа ($\sigma_{пор}/\sigma_{0,2} = 0,8$), тобто, вона має вищу відірність СКРН, ніж сталь 20 (рис. 2а, , кр. 1). Проте при асиметричному циклічному навантаженні ($\sigma_m = \sigma_{пор} = 440$ МПа; $\sigma_a = 0,2\sigma_{0,2} = 96$ МПа) довговічність низьколегованої сталі 30ХМА знижується у ~14 разів (рис. 2а, кр. 2) і за вказаної амплітуди не досягається значення σ_m , за якого б зразки не зруйнувалися за базовий час, що свідчить про вищу чутливість цієї сталі до дії циклічних напружень порівняно зі сталлю 20.

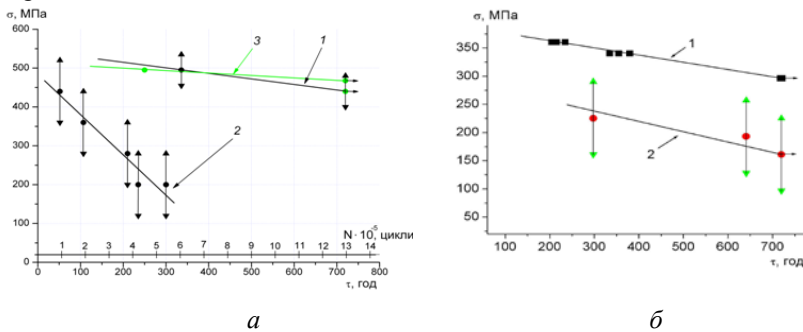


Рис.2 – Вплив статичних (1) та асиметричних циклічних (2; $f = 0,5$ Гц; $\sigma_a = 0,2 \sigma_{0,2}$), (3; $\sigma_a = 0,1 \sigma_{0,2}$) напружень на довговічність сталі 17Г1СУ (б) 30ХМА (а) у розчині NACE

Відірність сталі 17Г1СУ корозійному розтріскуванню в розчині NACE достатньо висока як для вітчизняної сталі (рис. 2б, кр. 1): порогове напруження становить 295 МПа ($\sigma_{пор}/\sigma_{0,2} = 0,76$). За асиметричного циклу ($\sigma_a = 0,2\sigma_{0,2} = 78$ МПа) зразки не зруйнувалися за базовий час випробувань (720 год) лише при середньому напруженні $\sigma_m = 160$ МПа (рис. 2 б, кр. 2).

Вважається, що основним фактором впливу на зниження міцності сталей в сірководневих середовищах є абсорбція водню, що приводить до окрихчення металів, тому було проведено дослідження по визначенню впливу різних напружень на ступінь наводнювання сталей методом вакуумної екстракції за температур 200 та 800 °С (C_{H200} та C_{H800}). Для узгодження результатів, що одержані на деформованих і недеформованих зразках різних розмірів перераховували кількість водню в показник $\text{см}^3/\text{дм}^2$. Він показує кількість водню абсорбованого металом при корозії 1 см^2 поверхні і виключає нелінійність залежності зміни маси та площі поверхні зразків.

Для з'ясування ролі водню в зниженні опірності руйнуванню сталей у сірководневих середовищах визначали його вміст в сталях за різних умов навантаження. При порівнянні трьох сталей з різною опірністю корозійному розтріскуванню в розчині NACE встановлено, що в ненавантаженому стані сталь 20 сумарно ($C_{\Sigma} = C_{H200} + C_{H800}$) абсорбує в середньому 24,09 $\text{см}^3/\text{дм}^2$, 17Г1СУ – 16,62, 30ХМА – 13,32 $\text{см}^3/\text{дм}^2$ водню.

Таблиця – Вміст водню у навантажених і ненавантажених зразках після кородування у розчині NACE ($\tau = 120$ год)

Сталь	Зусилля, МПа	Кількість водню			
		За 200 °С мл/100г	За 200 °С $\text{см}^3/\text{дм}^2$	За 800 °С мл/100г	За 800 °С $\text{см}^3/\text{дм}^2$
17Г1СУ	$\sigma = 0$	8,56	12	3,75	5
	$\sigma_{\text{сєр}} = 210$	22	27	5,89	7
	$\sigma = 0$	10,01	11,94	6,71	8
	$\sigma = 325$	30,06	36	8,98	10,86
Сталь 20	$\sigma = 0$	12,78	19,3	5,78	8,73
	$\sigma_{\text{сєр}} = 210$	25,37	31,36	3,41	4,22
	$\sigma = 0$	16,51	23,22	2,99	4,21
	$\sigma = 325$	35,74	43,25	9,15	11,11
30ХМА	$\sigma = 0$	5,19	8,22	3,37	5,33
	$\sigma_{\text{сєр}} = 210$	11,41	7,51	22,37	14,71
	$\sigma = 0$	6,84	8,72	3,42	4,36
	$\sigma = 325$	8,84	6,64	15,82	12,59

За цих умов співвідношення десорбованого водню за 200 та 800 °С (C_{H200}/C_{H800}) для них складає 3,39, 1,92 та 1,77. Тобто, в сталі 20, в якій опірність корозійному розтріскуванню найменша кількість абсорбованого водню та його дифузійно-рухливої фракції (C_{H200}) найбільша. Прикладення статичних напружень $\sigma = 325$ МПа супроводжується зростанням C_{Σ} в 1,98, 2,35 та 1,47 рази, C_{H200} – в 1,86, 3,00 та 0,76 рази, C_{H800} – в 2,64, 1,36 та 2,89 рази для сталей в цьому ряду. Співвідношення (C_{H200}/C_{H800}) для сталей 20

та 17Г1СУ при цьому зростає до 3,89 та 3,34, відповідно, а для сталі 30ХМА дорівнює 0,55. Отже, найнижча опірність сталі 20 до корозійного розтріскування в розчині NACE пов'язана з найбільшим наводнюванням за статичних напружень, зокрема, переважним зростанням кількості дифузійно-рухливого водню (C_{H200}).

Продовження таблиці .

Сталь	Зусилля, МПа	200 °С /800 °С	$\Sigma 200+800$ см ³ /100г Me	$\Sigma 200+800$ см ³ /дм ²
17Г1СУ	$\sigma = 0$	2,28	12,31	17
	$\sigma_{сер} = 210$	3,73	27,89	34
	$\sigma = 0$	3,2	16,72	19,94
	$\sigma = 325$	3,34	39,04	46,86
Сталь 20	$\sigma = 0$	2,21	18,56	28,03
	$\sigma_{сер} = 210$	7,43	28,78	35,58
	$\sigma = 0$	5,52	19,5	27,43
	$\sigma = 325$	3,89	44,89	54,36
30ХМА	$\sigma = 0$	1,54	8,56	13,55
	$\sigma_{сер} = 210$	0,51	33,78	22,22
	$\sigma = 0$	2	10,26	13,08
	$\sigma = 325$	0,55	24,66	19,23

Для сталі 30ХМА, найбільш стійкої до сірководневого корозійного розтріскування, зростання кількості абсорбованого водню за постійних напружень є найменшим серед досліджених сталей. При цьому концентрація дифузійно-рухливого водню зменшується, а зростає лише кількість водню з вищою енергією зв'язку з металом (C_{H800}). Відтак, можна стверджувати, що превалюючу роль у сірководневому розтріскуванні досліджених сталей відіграє дифузійно-рухливий водень.

Порівняно зі сталями 20 та 17Г1СУ такі навантаження приводять до найменшого зростання C_{Σ} та C_{H200} та найбільшого – C_{H800} в сталі 30ХМА. Отже, можна стверджувати, що висока опірність цієї сталі сірководневому корозійному розтріскуванню пов'язана із зниженням концентрації дифузійно-рухливого водню, а водень з вищою енергією зв'язку з металом істотно не впливає на руйнування за таких умов.

За циклічних асиметричних напружень наводнювання сталей 20 та 17Г1СУ зростає в меншій мірі, ніж за постійних. За амплітуди напружень $\sigma_a = 0,2 \sigma_{0,2} C_{\Sigma}$ для сталі 20 зростає в 1,70 рази, для 17Г1СУ – в 2,00; C_{H200} – в 1,62 та 2,25 рази, C_{H800} – в 0,48 та 1,40 рази; C_{H200}/C_{H800} – в 3,36, 1,63 рази. Отже, за такого виду напружень збільшення сумарної кількості водню в сталях 20 та 17Г1СУ є меншим, ніж за статичних навантажень. Однак для сталі 20 спостерігається істотніше зниження концентрації водню десорбованого за 800 °С, а сталі 17Г1СУ – за рахунок екстрагованого за 200 °С.

На протигагу сталям 20 та 17Г1СУ для сталі 30ХМА, витривалість якої найнижча, асиметричні циклічні напруження приводять до дещо більшого зростання сумарної кількості водню, екстрагованого з металу, ніж за статичних навантажень. Зростання C_{H800} в обох випадках сумірне, а зниження концентрації C_{H200} та C_{H200}/C_{H800} за змінних напружень в 1,20 рази менше. Це може бути пов'язане з більш дрібнозернистою структурою цієї сталі. Отже, на руйнування сталі 30ХМА найістотніше впливає кількість дифузійно-рухливого водню в металі.

Висновки. Схильність до сірководневого корозійного розтріскування знижується в ряду сталей 20, 17Г1СУ та 30ХМА. Сумарна абсорбована кількість водню як навантажених так і не навантажених зразків також знижується в ряду сталей 20, 17Г1СУ та 30ХМА. Отже для трубних сталей сумарна абсорбована кількість водню корелює зі схильністю до сірководневого корозійного розтріскування і може слугувати критерієм його відносного порівняння.

Вміст дифузійно-рухливого водню також може слугувати критерієм відносного порівняння схильності сірководневого корозійного розтріскування.

За циклічних напружень різної асиметрії найвищу корозійну витривалість в таких середовищах має сталь 17Г1СУ, хоча для неї відносний вплив середовища більший ніж у сталі 20, а найнижчу – 30ХМА. Відповідно, кількість абсорбованого водню не може слугувати критерієм відносного порівняння опірності втомному руйнуванню. Це пов'язано з тим, що у втомних руйнуваннях більша роль механізму локального анодного розчинення, ніж водню.

Для сталі 30ХМА, яка наводнюється найменше, серед досліджених сталей, асиметричні циклічні напруження сприяють більшому зростанню концентрації водню в металі, ніж статичні. Це проходить в основному за рахунок зростання концентрації водню з вищою енергією зв'язку з металом (C_{H800}).

1. *Корозійно-механічне руйнування зварних конструкцій / В.І. Похмурський, Р.К. Мелехов, Г.М. Круцан, В.Г. Здановський. – К.: Наук. думка, 1995. – 261 с.*
2. *Проблемы солеотложений и износ элементов геотермальных энергетических установок: Обзор / О.А. Поваров, Г.В. Томаров, С.Ю. Кутырев, Е.В. Велчко. – М.: ЦНИИТЭТяжмаш, 1991. – 44 с.*
3. *NACE Standard TM 0177-90. Standard Test Method Laboratory of Metals for Resistance to Sulfide Stress Corrosion Cracking in H₂S Environments.- Houston, Tx. National Association of Corrosion Engineers (NACE). – 1990. – 22 p.*
4. *ГОСТ 23338–91. Методи определения содержания диффузионного водорода в наплавленном металле и металле шва // Изд-во стандартов, 1991. – 20 с.*

ВПЛИВ ТЕРМОДИFUЗІЙНОГО НАСИЧЕННЯ ЕЛЕМЕНТАМИ ВТІЛЕННЯ НА ОПР КОРОЗІЇ ТИТАНУ ВТ1-0, ОТРИМАНОГО ПОРОШКОВОЮ МЕТАЛУРГІЄЮ

ШВАЧКО Х.С.¹, СКРЕБЦОВ А.А.², ПРОСКУРНЯК Р.В.¹

¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м.Львів

²Національний технічний університет, м. Запоріжжя

Досліджено корозійну тривкість спеченого та отриманого за традиційною технологією титану ВТ1-0 в агресивних середовищах неорганічних кислот. Встановлено, що термодифузійне насичення поверхневих шарів елементами втілення (кисень, азот, вуглець) знижує швидкість корозії титану на 1...3 порядки залежно від середовища і способу отримання титану. Найефективніший захист титану, синтезованого методом порошкової металургії, у досліджуваних середовищах забезпечують окисдування та азотування.

The corrosion resistance of sintered and obtained by traditional technology VT1-0 titanium in aggressive environments of inorganic acids was studied. It was shown that thermodiffusion saturation of surface layers by the interstitial elements (oxygen, nitrogen, carbon) decreases the corrosion rate of titanium by 1...3 orders of magnitude depending on the environment and processing of titanium. The oxidation and nitriding provide the most effective protection of titanium synthesized by powder metallurgy.

Вступ. Оскільки вироби з порошкового титану працюють в агресивних середовищах, то корозійна тривкість є одним із важливих параметрів, що задовольняють експлуатаційні вимоги виробів. Орієнтуючись на титанові сплави, отримані традиційною технологією, підвищити корозійну тривкість порошкового титану можна модифікуванням поверхневого шару елементами втілення шляхом термодифузійного насичення з контрольованого газового середовища [1-3].

Мета роботи – дослідити вплив термодифузійного насичення на корозійну тривкість порошкового титану ВТ1-0 у водних розчинах неорганічних кислот.

Методика досліджень. Досліджували зразки технічно чистого титану ВТ1-0, отриманого як за традиційною технологією, так і синтезованого методом порошкової металургії. Спечений сплав отримували шляхом твердофазного спікання порошку титану ПТ5-1 ТУ У 14-10-026-98 у вакуумі за наступними режимами: нагрівання зі швидкістю 10 °С/хв до температури 1250 °С, ізотермічна витримка при 1250 °С і охолодження з пічкою у вакуумі. Сформовані зразки спікали при зусиллі пресування 70 МПа.

Азотування, оксидування, карбонітрування, карбоксидування проводили за штатною обробкою.

Фазовий склад поверхневих шарів титану після хіміко-термічної обробки визначали методом рентгенівського фазового аналізу на дифрактометрі ДРОН-3.0 (монохроматичне CuK_α -випромінювання, фокусування за схемою Брегга-Брентано). Поверхнєве зміцнення оцінювали мікротвердістю, виміряною на приладі ПМТ-3М під навантаженням 0,49 Н. Дослідження мікроструктури проводили з використанням металографічного мікроскопа «НЕОРНОТ-2», оснащеного відеокамерою для фіксації зображення в цифровому вигляді. Випробування на опір корозії здійснювали ваговим та електрохімічним методами за стандартною методикою. Результати досліджень були середніми даними не менше, ніж трьох досліджень.

Результати дослідження та їх обговорення. Корозійну тривкість зразків технічно чистого титану ВТ1-0, отриманого як за традиційною технологією, так і синтезованого методом порошкової металургії, оцінювали гравіметричним методом шляхом зважування зразків після витримки в агресивному середовищі. Дослідження проводили у 40 % водному розчині сульфатної кислоти та 20 % водному розчині хлоридної кислоти за вільного доступу кисню на базі 60 діб. Технічно чистий пористий титан є нестійким у агресивних умовах (табл. 1). Природна тонка оксидна плівка, яка неминуче присутня на поверхні, не захищає матрицю від дії корозійного середовища сульфатної кислоти високої концентрації. Пори у структурі порошкового титану збільшують площу контакту агресивного середовища з металом, що й призводить до різкого зниження корозійних властивостей порівняно зі зразками, отриманими з листового матеріалу, отриманого за традиційною технологією, де утворена на поверхні захисна пасиваційна плівка (TiO_2) призупиняє корозійні процеси.

Таблиця 1. Вплив режимів ХТО на швидкість корозії титану ВТ1-0 K , $\text{г}/(\text{м}^2 \times \text{год})$, отриманого за різними технологіями

Поверхня	20 % HCl^1		40 % H_2SO_4^1	
	отриманий порошковою металургією	отриманий традиційною технологією	отриманий порошковою металургією	отриманий традиційною технологією
без обробки	5,275	0,049	0,864	0,001
Ti+O	0,001	0,003	0,0007	0,0009
Ti+N	0,002	0,002	0,159	0,0006
Ti+C+O	5,332	0,0006	0,469	0,0004
Ti+C+N	5,274	0,001	0,410	0

Примітка: 1 - на базі 552 год.

Як один з методів підвищення антикорозійних властивостей титану розглядали термодифузійне насичення поверхневих шарів елементами

втілення: киснем, азотом і вуглецем. Такий метод захисту для спеченого титану неапробований. Для порівняння впливу хіміко-термічної обробки на корозійну тривкість титану зразки, отримані за традиційною технологією, та зразки, отримані методом порошкової металургії, оксидували за ідентичними режимами. Азотування, карбооксидування та карбонітрування зразків також проводили за однакових режимів не залежно від способу отримання титану.

На титані, отриманому за традиційною технологією, шар з градієнтним твердорозчинним зміцненням структурно виявляється збільшеними α -зернами зі зниженим ступенем травлення, в той же час на спеченому титані цей шар є структурно слабо помітним.

Рентгеноструктурним аналізом встановили, що фазовий склад поверхневих шарів після хіміко-термічної обробки не залежить від способу отримання титану: чи за традиційною технологією, чи методом порошкової металургії.

Значення мікротвердості поверхневих модифікованих шарів, як і глибини зміцненого приповерхневого шару практично не різняться. Лише після азотування та карбооксидування глибина проникнення (зміцнення) у порошкових зразках є більшою, ніж у зразках, отриманих за традиційною технологією.

Результати гравіметричних досліджень засвідчили, що швидкість корозії титану ВТ1-0, отриманого методом порошкової металургії, вища, ніж титану, отриманого за традиційною технологією як у 20 % водному розчині HCl, так і в 40 % водному розчині H₂SO₄. Згідно отриманих результатів, хіміко-термічна обробка на 1...3 порядки підвищує опір корозії титану (табл. 1). При цьому встановлено, що аналогічні способи оброблення для порошкового та отриманого за традиційною технологією титану мають різний ефект захисту, що, можливо, обумовлено пористістю спеченого матеріалу та особливістю термодифузійного насичення з багатокомпонентного середовища, що містить газу та порошкову складові (карбооксидування, карбонітрування). Зокрема, в той час, як процеси карбооксидування та карбонітрування титану, отриманого за традиційною технологією, забезпечують кращі антикорозійні властивості порівняно з оксидуванням та азотуванням, то для порошкового титану такі обробки або неефективні у 20 % розчині HCl, або забезпечують суттєво нижчий ефект захисту у 40 % розчині H₂SO₄ (табл. 1).

Згідно з результатами металографічних досліджень, корозійні пошкодження зразків титану, отриманого порошковою металургією, мають вибірковий характер, спричинений макро- та мікроструктурною неоднорідністю матеріалу. Швидшому корозійному розчиненню піддаються менш структурно оформлені елементи. За корозії у 20 % розчині хлоридної кислоти та у 40 % розчині сульфатної кислоти корозійні

процеси мають виражений глибинний характер для необробленого титану та після карбооксидування і карбонітрування. Під час витримки оксидованих та азотованих зразків у обох означених агресивних середовищах спостерігається більш-менш рівномірне розчинення поверхневих модифікованих шарів. Розчинення поверхні зразків внаслідок хімічних корозійних процесів корелює з показниками швидкості корозії.

Корозійну тривкість обробленого технічного титану оцінювали і потенціодинамічними методами. Увагу зосередили на оксидуванні та азотуванні як на найефективніших способах захисту.

Таблиця 2 – Вплив оксидування та азотування на корозійно-електрохімічні характеристики титану VT1-0, отриманого за різними технологіями, у розчинах неорганічних кислот

Поверхня	20% розчин HCl		40% розчин H ₂ SO ₄	
	отриманий порошковою металургією	отриманий традиційною технологією	отриманий порошковою металургією	отриманий традиційною технологією
без обробки	$E_k = -0,52 \text{ В};$ $i_k = 0,3 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$	$E_k = -0,24 \text{ В};$ $i_k = 0,016 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$	$E_k = -0,506 \text{ В};$ $i_k = 2,1 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$	$E_k = -0,48 \text{ В};$ $i_k = 0,07 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$
Ti+O	$E_k = -0,325 \text{ В};$ $i_k = 0,005 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$	$E_k = 0,24 \text{ В};$ $i_k = 0,02 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$	$E_k = -0,364 \text{ В};$ $i_k = 0,018 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$	$E_k = -0,435 \text{ В};$ $i_k = 0,025 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$
Ti+N	$E_k = -0,39 \text{ В};$ $i_k = 0,017 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$	$E_k = -0,15 \text{ В};$ $i_k = 0,0004 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$	$E_k = -0,359 \text{ В};$ $i_k = 0,3 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$	$E_k = -0,289 \text{ В};$ $i_k = 0,005 \text{ А}\cdot\text{м}^{-2}$

Отримані результати підтверджують попередній висновок, що оксидування та азотування підвищують корозійну тривкість порошкового титану в досліджуваних розчинах неорганічних кислот.

Висновки. Гравіметричні та електрохімічні дослідження вказують на ефективність проведення термодифузійного насичення елементами втілення з метою підвищення корозійної тривкості порошкового титану VT1-0. Максимальний захист спеченого титану в агресивних середовищах неорганічних кислот (40 % H₂SO₄ та 20 % HCl) забезпечує термодифузійне поверхневе модифікування киснем та азотом. У загальному термодифузійна обробка дозволяє підвищити опір корозії порошкового титану на 1-3 порядки.

1. *Mitsuo Ishii Titanium and Its Alloys As Key Materials for Corrosion Protection Engineering / Mitsuo Ishii, Michio Kaneko, Takashi Oda // Nippon steel technical report. – N 87. – January. – 2003.*
2. *Pohrelyuk I. Chapter 7. Chemico-thermal treatment of titanium alloys – Nitriding / Iryna Pohrelyuk, Viktor Fedirko / Titanium Alloys – Towards Achieving Enhanced Properties for Diversified Applications; Book edited by Prof. Dr. Akm Nurul Amin. – InTech, 2012. – P. 141–174.*
3. *Федирко В. Н. Инженерия поверхности титановых сплавов при термодиффузионном насыщении из контролируемых газовых сред / Федирко В. Н., Погрелок И. Н. //Титан. – 2011. – № 3. –С. 31–38.*

ВЛАСТИВОСТІ ЕПОКСИДНОЇ МАТРИЦІ, ЗШИТОЇ
ІЗОМЕТИЛТЕТРАГІДРОФТАЛЕВИМ АНГІДРИДОМ

АКИМОВ О.В., ЗІНЧЕНКО Д.О., ЛЕЩЕНКО О.В.

Херсонська державна морська академія

Досліджено адгезійні властивості та залишкові напруження у композитних матеріалах для епоксидного олігомеру марки ЕД-20, зшитого твердником гарячого твердження – ізометилтетрагідрофталевим ангідридом. Встановлено оптимальну концентрацію твердника – 50 мас. ч. на 100 мас. ч. епоксидного олігомеру при температурах зшивання 473...493 К.

Investigated adhesion properties and residual stresses in composite materials for epoxy oligomer ED-20 brands, hot cross-linked hardener statement – izometyltetrahydroftalevym anhydride. An optimal concentration of hardener – 50 mass. % of 100 mass. % epoxy oligomer cross linking at temperatures 473...493 K.

Постановка проблеми. Висока хімічна стійкість до впливу агресивних середовищ, добрі діелектричні властивості, підвищена зносостійкість зумовлюють широке застосування епоксидних композитів у вигляді покриттів для захисту металів та їх сплавів від корозії та спрацювання. Залежно від конкретного призначення епоксидного полімеру і умов експлуатації композитних матеріалів (КМ) вибирають твердник для їх зшивання.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Завдяки тому, що епоксидні групи мають високу хімічну активність, у вигляді твердників широко використовують різні класи органічних і неорганічних сполук. Поширеними серед них є аліфатичні ди- і поліаміни. Проведений аналіз літературних джерел показує, що досить ефективними є ангідридні твердники. Серед останніх ефективним є використання твердника гарячого твердження епоксидних смол – ізометилтетрагідрофталевого ангідриду (Ізо-МТГФА) (ТУ 2494-015-14331137-2012). Зшивання епоксидних смол нелеткими затверджуючими агентами (ангідридами) доцільно при виробництві виробів значних розмірів і зі складним профілем поверхні, де вимагається точність при збереженні їх параметрів.

Мета роботи – дослідити адгезійні властивості полімерної матриці на основі епоксидної смоли, затвердженої ізометилтетрагідрофталевим ангідридом.

Результати досліджень та їх обговорення. Для формування полімерної матриці з поліпшеними адгезійними властивостями вводили твердник Ізо-МТГФА з концентрацією $q = (40...100)$ мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20 при температурах зшивання від $T = 393$ до $T = 513$ К (досліди проводили з інтервалом температур зшивання

$\Delta T = 20$ К). Твердник додавали за визначеного вмісту з розрахунку на концентрацію епоксидної смоли.

Аналізуючи отримані результати можна констатувати, що максимальними показниками адгезійної міцності при відриві та зсуві відзначається матеріал за вмісту твердника Ізо-МТГФА $q = 50$ мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20. За такого складу адгезійна міцність при відриві складає $\sigma_a = 55,9$ МПа (за температури зшивання $T = 493$ К). Водночас максимальне значення адгезійної міцності при зсуві складає $\tau = 16,7$ МПа (за температури зшивання $T = 473$ К). На наш погляд, за такого поєднання інгредієнтів максимально активуються до взаємодії гліцидилові та епоксидні групи у композиції, внаслідок чого суттєво зростає гель-фракція у матриці, що зумовлює підвищення її адгезійних властивостей.

Додатково встановлено, що показники залишкових напружень у досліджуваних КМ є мінімальними для матеріалу за вмісту твердника Ізо-МТГФА $q = 50$ мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20 і складають $\sigma_3 = 0,5$ МПа (за температури зшивання $T = 493$ К). Це підтверджує наведені вище результати дослідження адгезійних властивостей матеріалів і припущення стосовно того, що стехіометричне співвідношення досліджуваних компонентів знаходиться саме у вибраних межах. Збільшення концентрації твердника від 50 до 100 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру призводить до збільшення залишкових напружень у матриці, що негативно впливає на властивості матеріалу та його передчасне руйнування при експлуатації.

Отже, на основі наведених вище результатів дослідження можна констатувати, що серед досліджуваних КМ максимальними показниками адгезійних властивостей і мінімальними залишковими напруженнями відзначається матеріал наступного складу:

- епоксидний олігомер марки ЕД-20 ($q = 100$ мас.ч.);
- твердник Ізо-МТГФА ($q = 50$ мас.ч.).

При цьому слід зазначити, що оптимальна температура зшивання для такого матеріалу знаходиться у межах $\Delta T = (473...493) \pm 5$ К. У цьому діапазоні температур спостерігали максимальні значення показників адгезійної міцності при мінімальних значеннях залишкових напружень.

Висновки. На основі результатів експериментальних досліджень доведено, що для формування покриттів з поліпшеними адгезійними властивостями необхідно використовувати композицію наступного складу: епоксидний олігомер марки ЕД-20 ($q = 100$ мас.ч.) та твердник Ізо-МТГФА ($q = 50$ мас.ч.). За температури зшивання $T = (473...493) \pm 5$ К такий композитний матеріал відзначається наступними властивостями: адгезійна міцність при відриві – $\sigma_a = 55,6...55,9$ МПа, адгезійна міцність при зсуві – $\tau = 16,5...16,7$ МПа, залишкові напруження – $\sigma_3 = 0,5...0,6$ МПа.

МІКРОСТРУКТУРИ НАПЛАВЛЕНИХ ШАРІВ НА ОСНОВІ ПОРОШКОВОГО ДРОТУ Cr10V3 ІЗ ДОДАВАННЯМ Al, Mg

ВОЙТОВИЧ А. А¹, МИХАЛЬСЬКИЙ Р. І², ХОМИЧ І. Б², ГОЛОВЧУК М. Я¹¹Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України,
²Національний університет «Львівська політехніка»

В роботі досліджено наплавлені шари, що сформовані з порошкових дротів ПД Cr10B4, ПД Cr10B3Al2, ПД Cr10B3AlMg. Визначено, що добавки Al, Mg впливають на мікроструктуру, подрібнюючи та округлюючи карбоборидні включення. Встановлено абразивну зносостійкість наплавлених матеріалів за умов зношування закріпленням, не закріпленням абразивом, а також, за умов ударних навантажень. Визначено, що наплавлені шари з ПД Cr10B4AlMg мають у 3,5 рази вищу зносостійкість ніж інші наплавлені матеріали при ударному зношуванні. Механізм руйнування наплавлених шарів ПД Cr10B4AlMg є пластичний.

In this paper was investigated the deposited layers formed something of cored wires CWCr10B3, CWCr10B3Al2, CWCr10B3AlMg. Identify something on s Al, Mg influence on the microstructure crushing and rounding off carboboride inclusion. Set abrasive wear resistance of clad materials at Fixed wear minds that are not fixed abrasive and, if shock loading. Identify something of the deposited layers with CWCr10B4AlMg have 1.5 times higher wear resistance weld something other materials under shock wear. The mechanism of destruction clad layer is CWCr10B4AlMg plasticity.

Вступ. Деталі, що працюють за умов присутності абразивних частинок, піддаються зношуванню [1]. Для відновлення зношених поверхонь широкого використання набули порошкові матеріали системи Fe–Cr–B–C [2]. Фазовий склад мікроструктури системи Fe–Cr–B–C складається із: Fe/Cr карбідів твердістю до 900 HV, а також, карбоборидів FeCrB твердістю до 1300 HV та евтектичної матриці з твердістю до 700 HV [3]. Наплавлені шари із матеріалу Fe–Cr–B–C продовжують термін експлуатації у декілька разів за умов абразивного зношування. Недоліком зносостійкого матеріалу є дендритні осі, що зумовлюють розтріскування при ударних навантаженнях. Мікроструктура втрачає здатність протидіяти зношуванню та швидко руйнується за рахунок утворення мікротріщин [5]. Відомі спроби округлення графіту у високоміцних чавунах. В роботі використано модифікатор Mg₂Si, котрий позитивно впливає на округлення графітних пластинок [6]. Проте даний модифікатор є важкодоступним та вартісним, тому, метою роботи є дослідити вплив алюмінієво-магнієвого порошку ПАМ – (Al 60%, Mg 40%) та алюмінієвого порошку ПА (Al 99,99) на мікроструктуру наплавлених шарів з порошкового дроту ПД Cr10B3.

Методика експерименту. Наплавлення виконано під флюсом ОСЦ 45м автоматичною головною АБС порошковими дротами ПД Cr10B3, ПД Cr10B3Al2, ПД Cr10B3AlMg (табл. 1) діаметр ПД 1,6 mm, матеріал оболонки сталь 08кп, коефіцієнтом заповнення 18 %.

Таблиця. 1 Хімічний склад шихти ПД

ПД	Хімічні елементи, %				
	Cr	B	Mg	Al	Fe
Cr10B4	10	4	-	-	Решта
Cr10B4Al2	10	4	-	2	Решта
Cr10B4AlMg	10	4	1	1	Решта

Для формування наплавлених шарів використано зварювальний генератор постійного струму ПСО 500. Зварювальний струм 160–180 А, напруга 28–30 В. Швидкість подачі зварювального дроту $V_{др}$ 142 м/х, швидкість зварювання $V_{зв}$ 13 м/х. Мікроструктуру наплавлених шарів досліджено на поперечному мікрошліфі із використанням електронного мікроскопа EVO 40 XVP. Вимірювання твердості виконано на мікротвердомірі ПМТ-3 з вагою наважки 200 г.

Зносостійкість наплавлених шарів досліджено за різних умов зношування. Абразивне зношування незакріпленим абразивом оцінювали згідно ГОСТ 23.208-79. Просушений кварцовий пісок з розміром частинок 200...1000 μm безперервно подавали у зону контакту гумового диску і зразка. Швидкість обертання диску становила 25 (м/с), а сила його притискання до зразка 2,4 (кН). Для оцінювання зношування закріпленим абразивом використали абразивний круг СМ-2 на керамічній зв'язці. Лінійна швидкість тертя при цьому становила 0,4 (м/с), навантаження в зоні лінійного контакту 1,5 (кН).

Ударне зношування оцінили за сили удару 12 КД кулькою $\varnothing 25$ mm зі сталі ШХ 15, яка падала на досліджувану поверхню з частотою 40 s^{-1} . Тривалість експерименту 3600 с. Втрату маси зразків визначали з точністю до 2×10^{-4} г на електронній вазі.

Обговорення результатів. Мікроструктура наплавлених шарів ПД Cr10B4 (рис. 1 а) складається із дендритних осей, розміри досягають по ширині від 10 до 15 μm та довжиною від 100 до 700 μm . Вміст тугоплавких елементів в них становить Cr до 13 mass%. Можна припустити, що це карбориди FeCrB. Матриця наплавлених шарів містить заліза Fe до 93 mass% і низьколегована Cr на рівні до 3 mass%.

Виявлено, що додаткове легування порошком ПА, ПАМ шихти ПД впливає на мікроструктуру. Мікроструктура наплавлених шарів з ПД Cr10B3Al2 (рис. 1 б) та ПД Cr10B3AlMg (рис. 1 в) є видозмінена порівняно із мікроструктурою наплавлених шарів вище вказаних. Видовжений

характер дендритних осей змінюється на округлий, відбувається подрібнення, розміри включень зменшуються та становлять від 10 до 5 мкм за довжиною та шириною. Це зумовлено збільшенням температури зварювальної ванни, за рахунок проходження екзотермічної реакції. Однак це призводить до розчинення Cr в усередненому спектрі 3,1-5,3 mass% у двох наплавлених шарах. Недоліком мікроструктури наплавлених шарів, сформованих із ПД Cr10V3Al2, є висока пористість.

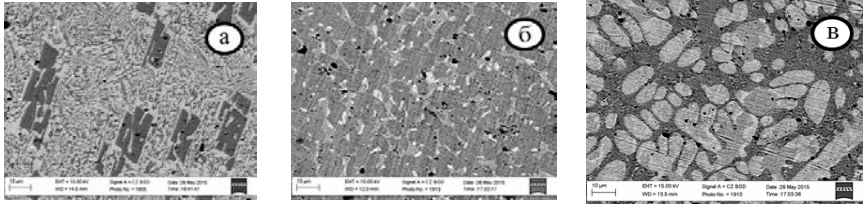


Рис. 1. Мікроструктура наплавлених шарів: а-наплавлені шари із ПДCr10V3, б-наплавлені шари із ПДCr10V3Al2, в-наплавлені шари із ПДCr10V3AlMg

Встановлено, що у наплавлених шарах з ПД Cr10V3AlMg є дрібнодисперсні фази із складним хімічним складом Fe(Cr Mn)Si, що виділені чорними включеннями.

Мікротвердість наплавлених шарів ПД Cr10V3 є на рівні 650 HV, ПД Cr10V3Al2 мікротвердість підвищується до 780 HV, а у наплавлених шарах ПД Cr10V3AlMg зменшується до 700 HV.

Зносостійкість наплавлених шарів (табл. 2) за умов зношування закріпленим абразивом є найнижча у наплавлених шарах з ПДCr10V3Al2, втрата маси становить 0,31г. Встановлено, що зносостійкість наплавлених шарів із ПДCr10V3AlMg в 1,5 рази більша ніж ПДCr10V3.

Таблиця 2 Втрата маси наплавлених шарів, г

Матеріал	ПДCr10V3	ПДCr10V3Al2	ПДCr10V3AlMg
Закріпленим абразивом	0,05	0,31	0,032
Не закріпленим абразивом	0,02	0,01	0,02
Ударне зношування	0,0094	0,0048	0,0025

Однак за умов зношування не закріпленим абразивом зносостійкість наплавлених шарів із ПДCr10V3Al2 є найвищою, втрата маси 0,01г. Інші наплавлені шари ПДCr10V3, ПДCr10V3AlMg мають рівні втрати маси

0,02г. За умов ударного зношування зносостійкість наплавлених шарів ПДCr10V3AlMg в 3,5 рази вища ніж у ПДCr10V3.

Представлено морфологію поверхні (рис. 2) досліджених наплавлених шарів після ударного зношування.

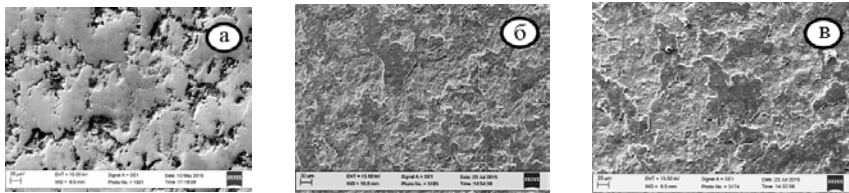


Рис 2. Морфологія поверхні після ударного зношування: а-наплавлені шари із ПДCr10V3, б-наплавлені шари із ПДCr10V3Al2, в-наплавлені шари із ПДCr10V3AlMg.

Наплавлені шари із ПДCr10V3 (рис 5 а) руйнуються крихко, оскільки тверді включення карбоборидів за умов ударного навантаження розтріскуються та викишуються. Це також підтверджується найбільшою втратою маси 0,0094г. Інші наплавлені шари з дротів ПДCr10V3Al2 ПДCr10V3AlMg, (рис 2 б, в) відповідно, руйнуються пластично.

Висновки:

1. Досліджено мікроструктуру наплавлених шарів із порошкових дротів ПД Cr10V3, ПД Cr10V3Al2, ПД Cr10V3AlMg під шаром флюсу ОСЦ 45. Виявлено, що додаткове легування порошками ПА, ПАМ шихти ПД впливає на мікроструктуру подрібнюючи та округлюючи дендритні осі.

2. Підвищується зносостійкість наплавлених шарів з ПД Cr10V3AlMg у 1,5 рази за умов зношування закріпленням абразивом та у 3.5 рази при зношуванні за умов ударних навантажень.

1. Добровольский А. Г. Абразивная износостойкость материалов / Добровольский А. Г., Кошеленко П. И // *Справочное пособие*. – К.: “Теника”, 1989. – 128 с.
2. Yuksel N. Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys / Yuksel N., S_ahin S // *Materials and Design* 58 (2014) 491–498
3. Лившиц. Л. С. *Металловедение для сварщиков (сварка сталей)* / *Машиностроение*, 1979. – 253 с.,
4. Buchely M. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys / Buchely M, Gutierrez J, Leon L, Toro A // *Wear* – 2005 - №259 P. 52–61
5. M. Varga. Impact of microstructure on high temperature wear resistance / M. Varga, H. Winkelmann, E. Badisch // *Procedia Engineering* 10 (2011) 1291–1296
6. А.Г. Панов. Влияние микроструктуры фсизг-модификаторов на кристаллизацию и микроструктуру высокопрочных чугунов / А.Г. Панов // *Металлургия и материаловедение* № 1(2013) 209 – 219

ВПЛИВ ЗМІНИ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛУ НА БЕЗПЕКУ ТРИВАЛО ЕКСПЛУАТОВАНИХ ВОДНЕВИХ БАЛОНІВ

¹Вус О.Б., Сенечко А.Ю.

¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України,

² Львівська філія ПАТ «Укртелеком»

Визначено зміну характеристик малоциклової довговічності після тривалої експлуатації та вміст водню у зразках зі сталі 45, що використовується для виготовлення водневих балонів, що важливо для запобігання випадків, пов'язаних з вибухами водню, пожежами, зумовленими загорянням воднево-оливних сумішей на об'єктах енергетики та транспорту.

It is defined the changes in low cycle durability characteristics of the samples with 45 steel used for the manufacture of hydrogen cylinders after prolonged usage, and the hydrogen content in the samples with 45 steel, which has great significance for prevention of the accidents on the energetic and transport objects.

Постановка проблеми. Існує небезпека вибухів водню в суміші з повітрям, киснем або азотом від іскри чи відкритого полум'я на об'єктах енергетики (де водень використовується як холодоагент) та інфраструктурі автомобільних водневих заправних станцій. Границя вибуху знаходиться в межах від 3,3 % до 81,5 % і 9,2 % до 91,6 % водню в повітрі і в кисні відповідно. Зміна властивостей конструкційних матеріалів, а також можливе просочування водню через ущільнення може призвести до перевищення критичних концентрацій водню, у зв'язку з чим підвищується небезпека вибуху газової суміші повітря-водень з катастрофічними наслідками [1-4].

Матеріали водневих балонів і методи їх досліджень. Найбільш поширеним на даний час є тривале зберігання водню під високим тиском у балонах, хімічний склад матеріалів яких приведено в табл.1, а результати сертифікованих методів випробувань – наведено на рис.1. У даній роботі використано зразки, вирізані з водневих 40-літрових балонів.

Результати та їх обговорення. Експериментальні результати випробувань зразків, вирізаних з балонів, тривало експлуатованих в технічних газах приведені на рис. 2 свідчать про те, що вплив часової бази наводнювання під механічним статичним та повторно-статичним навантаженням на характеристики малоциклової довговічності є досить суттєвим. Унаслідок тривалої експлуатації кількість залишкового об'ємного водню поглинутого сталлю, з якої виготовлені балони, вагається в границях від 2,01 до 2,9 ppm [1].

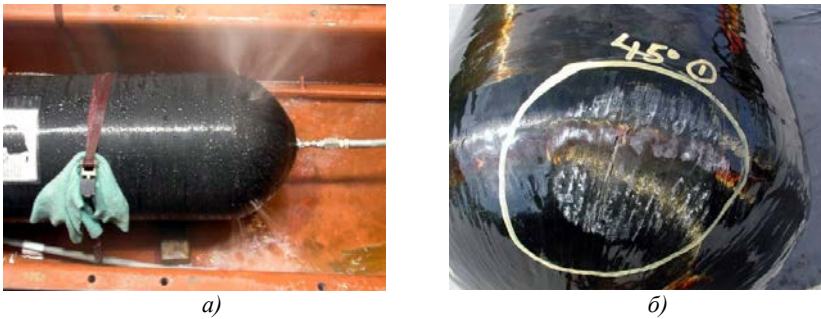


Рис.1. Результат гідравлічних випробувань щільності, міцності на скручування (ВТТ (Boss Torque Test)) і течіння перед розірванням LBB (Liquid Before Breaking) (а) та вигляд балона фірми Powertech унаслідок випробувань міцності при ударі, який полягає в скиданні з певної висоти балона під встановленим кутом з визначеної висоти (б).

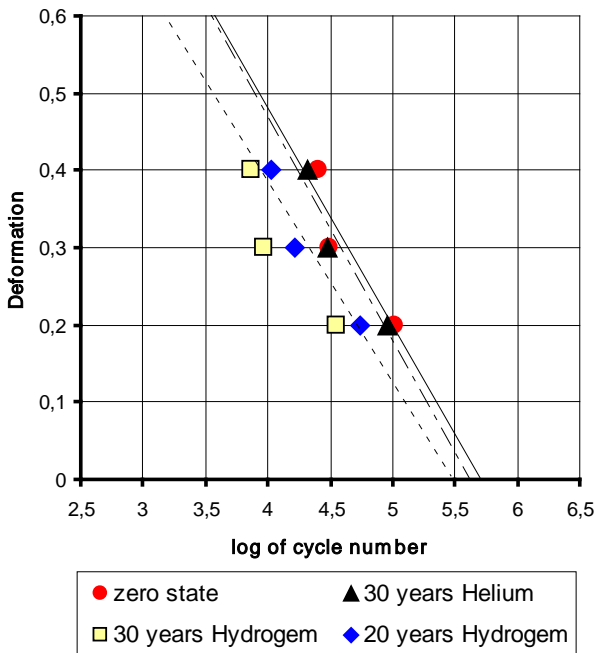


Рис. 2. Результати дослідження характеристик малоциклової втоми зразків деградованого матеріалу водневого (20, 30 років експлуатації) та гелієвого(30 років експлуатації) балонів.

Таблиця 1. Експериментальні дані хімічного складу матеріалу тривало (20, 30 років) експлуатованого в гелії та газоподібному водні.

Балон	Тиск газу у балоні, атм.	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Mo
Б1(He)	150	0.636	0.085	0.518	98.468	0.104	0.166	0.024
Б2(H ₂)	150	0.625	0.083	0.841	98.35	0.09	0.035	0.015

Отримані дані дозволяють приймати рішення про можливість подальшої експлуатації відповідальних елементів конструкцій під високим тиском водню.

Висновки. Визначено зміну параметрів малоциклової довговічності після тривалої експлуатації зразків зі сталі 45, що використовується для виготовлення водневих балонів унаслідок деградаційних процесів.

1. Вус О.Б. Оцінювання робоздатності матеріалів тривало експлуатованих посудин під тиском водню високих параметрів //Матеріали XX111-ї відкритої науково-технічної конференція молодих науковців і спеціалістів ФМІ ім. Г.В.Карпенка НАН України (КМН-2013), Львів, 164-168 с.
2. Балицький О.І., Семерак М.М., Балицька В.О., Суббота А.В., Еліаш Я., Вус О.Б. Зміна міцнісних властивостей водневих балонів на енергоблоках електростанцій за тривалої експлуатації // Збірник наук. праць “Пожежна безпека” №23, ЛДУБЖД, УкрНДІПБ, 2013 р. – с. 14-19.
3. Balitskii A., Semerak M., Balitska V., Subota A., Wus O. Hydrogen Degradation of The Pressure Gas Tanks Materials After Long-Term Service // Solid State Phenomena. – 2015. – Vol. 225. – P. 39-44.
4. Гарф Э.Ф., В.П. Дядин, П.С. Юхимец, В.А. Нехотяцкий, Р.И. Дмитриенко Усовершенствование методологии определения технического состояния и обоснование сроков безопасности эксплуатация баллонов // Збірник наук. статей за результатами, отриманими в 2010-2012 рр. по проблемі “Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації, споруд та машин”, ІЕЗ ім. Є.В. Патона НАНУ, Київ 2012 р. – с. 286-391.

ВПЛИВ СПОСОБУ ЗВАРЮВАННЯ НА МІКРОСТРУКТУРНУ
НЕОДНОРІДНІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТРУБ ЗІ СТАЛІ 20Гарда В. М.¹, Ріпей І. В.²¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України
²ГАЛРЕМЕНЕРГО ПАТ "ДТЕК ЗАХІДЕНЕРГО"

Наведено експериментальні результати металографічних досліджень та механічних випробувань зварних з'єднань труб, зварених різними способами зварювання. Виявлено неоднорідність мікроструктури металу зварних з'єднань, що спричинено перегріванням металу. Наведено рекомендації для покращення якості зварних з'єднань.

The experimental results of metallographic studies and mechanical tests of welded joints of pipes welding various ways are presented. The heterogeneity of microstructure of weld joints metal caused by overheating of metal is founded. Recommendations for to improve the quality of welded joints are presented.

Сталь 20 [1] широко застосовують для виготовлення труб поверхонь нагрівання (водяний економайзер, екран, вхідна частина пароперегрівника) парових котлів ТЕС з максимальною температурою експлуатації 500°C [2]. Серед пошкоджень «низькотемпературних» поверхонь нагрівання, спричинених корозійно-ерозійним зношенням та корозійною втомою, трапляються також пошкодження зварних з'єднань. Тому забезпечення якості зварних з'єднань під час виготовлення-заміни поверхонь нагрівання, насамперед труб водяного економайзера, є важливим завданням.

Матеріали та засоби дослідження. Досліджували зварні з'єднання труб Ø28x4 мм зі сталі 20, призначених для виготовлення водяного економайзера. Зварювання трубних елементів виконували у горизонтальному положенні двома способами: 1) комбінованим, за якого корінь шва зварювали дротом Св-08Г2С Ø2,0 мм в середовищі аргону з накладанням наступних шарів електродами ЦУ-5 Ø2,5 мм; 2) ручним електродуговим способом електродами ЦУ-5 Ø2,5 мм [3].

Металографічні обстеження виконували на мікроскопі ММО-1600 після травлення шліфів у 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти.

Механічні характеристики зварних з'єднань оцінювали за результатами випробування сегментних зразків типу XII згідно з [4] на розривній машині УММ-5.

Заміри твердості виконували твердоміром ТП-7р-1.

Результати та їх обговорення. Мікроструктура основного металу труб (рис. 1, діл. 1, 12; рис. 2, діл. 1, 9) характеризується дрібнозернистістю (бал 9-10 згідно з [5]) з чітко вираженою строчковістю (бал 1-3 згідно з

[6]). В цілому мікроструктура основного металу – ферит-перлітна, задовільна. Твердість основного металу труб становить 130...134 HV.

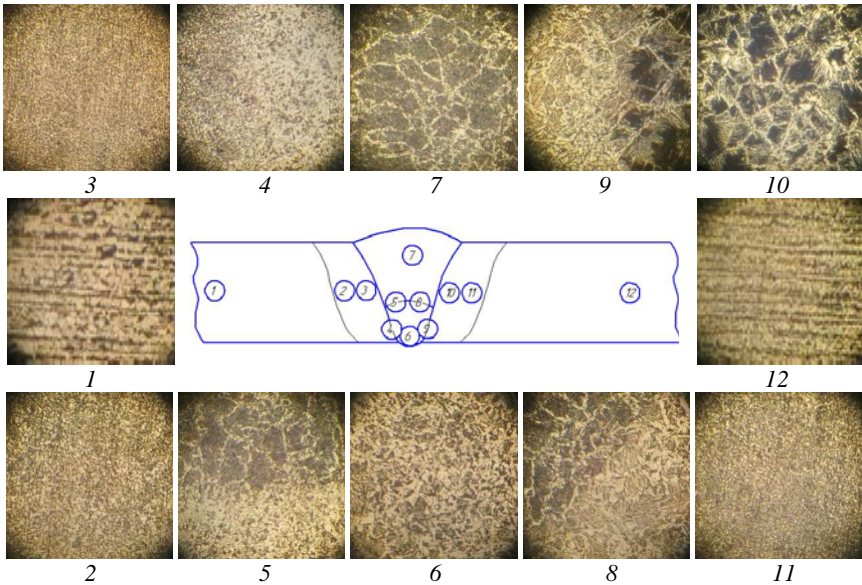


рис. 1. мікроструктура зварного з'єднання, виконаного комбінованим способом (x100)

Метал зварних швів характеризується дрібносорбітною структурою з наявною феритною облямівкою (рис. 1, діл. 7; рис. 2, діл. 5). Ширина феритної облямівки в металі шва зварного з'єднання, виконаного комбінованим способом, є меншою, порівняно з металом шва зварного з'єднання, виконаного електродуговим способом. Це свідчить про більший тепловміст та вищу погонну енергію під час виконання зварних з'єднань електродуговим способом. Ділянка металу шва, виконаного аргонодуговим способом (рис. 1, діл. 6) характеризується ферит-перлітною структурою, твердість якої (130 HV) і в цілому відповідає значенню твердості основного металу труб.

Зони термічного впливу зварних з'єднань, виконаних обома способами, є досить протяжними (до 5 мм), характеризуються мікроструктурою з цілковитою та частковою рекристалізацією. В обох зварних з'єднаннях виявлено ділянки перегріву з однієї сторони металу шва (рис. 1, діл. 10; рис. 2, діл. 3). Ці ділянки характеризуються крупнозернистою відманштетовою структурою (бал 3-4 [6]); метал з такою структурою має занижені механічні властивості, насамперед низький опір крихкому руйнуванню. Водночас з іншого боку зварного з'єднання

простежено ділянку, метал якої характеризується дрібнокристалітною будовою з підвищеними механічними властивостями (рис. 1, діл. 3; рис. 2, діл. 7).

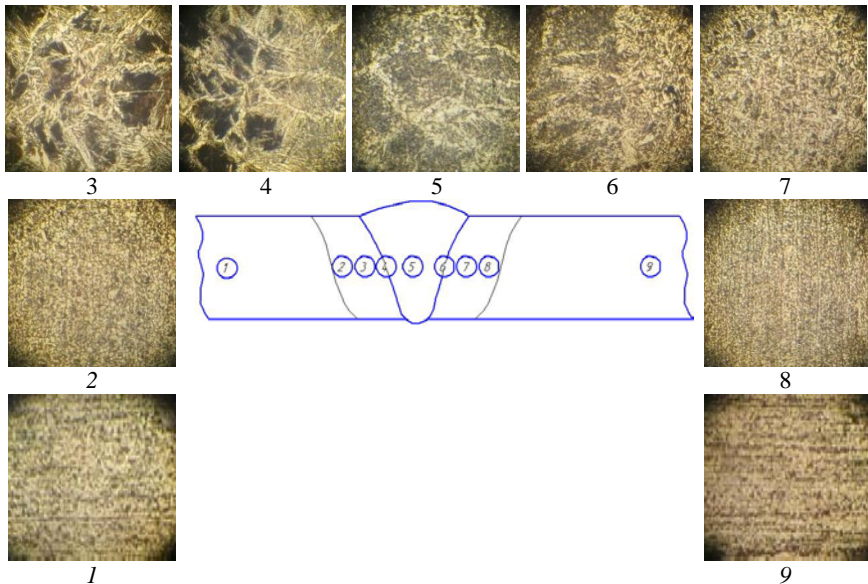


Рис. 2. Мікроструктура зварного з'єднання, виконаного ручним електродуговим способом (x100)

В цілому мікротріщин та пор у зварних з'єднаннях не виявлено. Водночас простежено ділянки, які характеризуються крупнозернистою відманштетовою структурою, що є наслідком перегрівання металу біляшовної зони. Під впливом високої температури строчкові неметалеві включення основного металу можуть розчинятися у зварній ванні і за наступного охолодження виділятися у вигляді плівок та ланцюжків по границях зерен [7]. Ці виділення розрихлюють феритну облямівку зерен і є концентраторами напружень. Вздовж ослаблених границь зерен під впливом високих температурно-силових умов експлуатації (температура теплоносія – 370°C, тиск – 15,5 МПа) утворюються свищі у зварних з'єднаннях труб водяного економайзера (рис. 3).

За результатами механічних випробувань міцнісні характеристики зварних з'єднань, виконаних обома способами, є подібними і становлять: $\sigma_T=365$ МПа, $\sigma_B=485$ МПа – для випадку комбінованого способу зварювання та $\sigma_T=372$ МПа, $\sigma_B=478$ МПа – для електродугового зварювання. З'єднання комбінованим способом зварювання вирізняються вищою пластичністю ($\delta_5=19,5\%$), порівняно із з'єднаннями, виконаними

дуговим способом ($\delta_5=16,0\%$). Механічні характеристики зварних з'єднань, виконаних комбінованим способом зварювання, є вищими і в цілому задовільними згідно з [3].



Рис. 3. Дефект зварного з'єднання (свищ), виявлений під час експлуатації водяного економайзера

Висновки

1. У мікроструктурі зварних з'єднань простежено ділянки крупнозернистої відманштетової структури, що є наслідком перегрівання металу біляшовної зони. Вздовж ослаблених границь зерен цих ділянок можуть розвиватися дефекти під час роботи зварних з'єднань.

2. Ширина феритної облямівки в металі шва зварного з'єднання, виконаного комбінованим способом, є меншою, порівняно з відповідною ділянкою металу шва, виконаного електродуговим способом, що свідчить про вищу погонну енергію під час виконання електродугового зварювання.

3. Механічні характеристики зварних з'єднань, виконаних комбінованим способом, є вищими, порівняно зі з'єднаннями, завареними електродуговим способом.

1. *ТУ 14-3-460-2009 Труби сталеві безшовні для парових котлів і трубопроводів: Замість ТУ 14-3-460-2003.* – Дніпропетровськ: ДП "Наук.-досл. та констр.-техн. ін-т трубно́ї промисловості ім. Ю.Я. Осади", 2009. – 41 с.
2. *ДНАОП 0.00-1.08-94 Правила будови і безпечної експлуатації парових та водогрійних котлів.* – К.: Держнаглядохоронпраці України, 1998. – 592 с.
3. *РТМ-1с-89 Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте оборудования электростанций.* – М.: Энергоатомиздат, 1991 – 256 с.
4. *ГОСТ 6996-66 (СТ СЭВ 3521-82–СТ СЭВ 3524-82) Сварные соединения. Методы определения механических свойств.* – М.: Издательство стандартов, 1966. – 60 с.
5. *ГОСТ 5639-82 (СТ СЭВ 1959-79). Сталь и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.* – М.: Издательство стандартов, 1983. – 22 с.
6. *ГОСТ 5640-68 Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и лент.* – М.: Издательство стандартов, 1974. – 8 с.
7. *Ротштейн А.В., Якобсон С.С. Сварочные работы на монтаже тепловых электростанций.* – М.: Энергия, 1969. – 408 с.

MODIFICATION OF STRUCTURE OF METALS FOR PROPERTIES CONTROLLING

ZAVDOVEEV A.^{1,2}, POZNYAKOV V.¹, PASHINSKA E.²

1. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine, Bozhenko, 11,
Kiev, 03680 Ukraine

2. Donetsk Institute for Physics and Engineering named after A.A. Galkin
of the NAS of Ukraine, Prospect Nauky, 46 , Kyiv, Ukraine, 03028

An experiment was held to study the effect of drawing with shear on the structure and properties of low-carbon steel using various combinations of round dies and dies with shear. It was shown how different reduction and die sequence effect the mechanical properties and density of low-carbon wire. The optimal drawing schemes were determined to improve mechanical and technological properties using dies with shear.

Introduction. Application of methods of severe plastic deformation today enables to obtain the ultrafine-grained (UFG) structure almost in any material. While manufacturing of wire with UFG structure one of the limitations is the fact that it occurs in a continuous drawing scheme. A typical volume of orders is calculated in tons by weight and in tens of thousands of kilometers by length. Therefore, carrying severe plastic deformation (SPD) should take place while drawing using special dies without reduction of process efficiency. In this case it is in a great importance to consider the factors that affect the efficiency of drawing while developing the technology, based on SPD process. These include the speed of wire passage through the die, the required number of passes and the method of alternation of dies with shear and a standard round shape dies. Optimization of these parameters will allow creating a low-carbon wire drawing technology with required manufacturability and efficiency.

Scientists from many countries are busy in research of SPD method usage while drawing [1-5]. The most simple in terms of implementation is the method [1]. Authors consider the use of reverse bending on the cold drawn fittings without additional heating. The main advantages of this method are its continuity and the ability to be used to produce long products with enhanced mechanical properties.

A method for producing the UFG structure on long products based on drawing is described in [2]. Its main advantage is continuity of the process and the possibility to apply it for the mass drawing production. The disadvantage of this method is the process complexity while drawing. It uses a complex technical assembly, which needs to be dismantled and reassembled when changing dies.

In [3] it is shown that the most effective grain refinement occurs due to wire bending during the drawing. It can be achieved, for example, by changing

the location of dies relative to the drawing axis. The main disadvantages of such scheme are the low speed of drawing (0.05 m/s); the difficulty of filling wire into the die before each new drawing; complex system of die unit, which can significantly reduce efficiency of drawing if it breaks.

These methods show that the change of metal flow relatively the axis during drawing leads to positive changes in the structure and properties. However, some of them showed conflicting information about the change in mechanical properties of obtained wire.

The purpose of this article are: 1) to study the effect of drawing with shear on the structure and mechanical properties of low-carbon steel with various combinations of standard round dies and dies with shear; 2) to determine the optimal routes for drawing to improve mechanical and technological properties; 3) development of approaches to create new technology of drawing with shear of low-carbon wire, which will eliminate the intermediate annealing.

Experimental procedure .The experiment was conducted on low-carbon wire 08G2S with 0.071% C and 1.98% Mg. To obtain the samples with varying compression degree the rod of $\phi 6.15$ mm was drawn in usual way through the round dies $\phi 5.57$, $\phi 5.35$, $\phi 5.1$ mm and then annealed (Fig. 1). The annealing temperature was 650°C , the duration of annealing - 30 minutes, cooling with air. After homogeneous annealing of this diameters, all three sizes were drawn through a die with shear of $\phi 4.65$ mm. Further, each of 3 samples were divided into three parts and were drawn through a round dies of $\phi 4,65$, $\phi 4,46$, $\phi 4,28$ mm. This gave 9 variants of states with different reduction degree. Drawing scheme is shown at Figure 1.

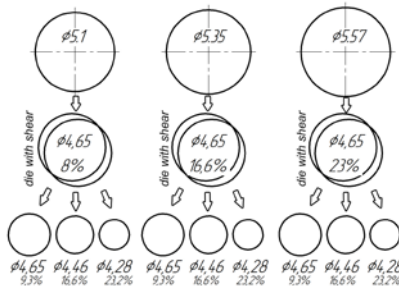


Fig. 1 – Scheme of drawing for a model experiment. Percentage show the reduction degree

Receipt samples were studied on the mechanical properties by tensile test. Strength tests were performed on the UMM-50 machine at 293 K and the loading speed of 10 mm/min according to GOST 25.601-80. To evaluate the

amount of defects in metal structure a density was determined by hydrostatic weighing at the Shimadzu scales.

Results and Discussion Studies have shown that at low reduction of die with shear (8%), the strength of wire (UTS) increases significantly in 14% from 985 to 1145 N / mm² (Figure 2a). Strength increment reduces with increasing of reduction degree of die with shear: at reduction of 23% the strength of the wire increase approximately at 4% from 1210 to 1240 N / mm². In other words, die with shear at high reduction degree results in less hardening of the wire. This is unusual, because often the increase of reduction degree (compression) must lead to a greater increase in strength. Furthermore, the plastic properties are increasing with the increase of reduction degree, which is also a phenomenon which is not typical in traditional drawing (Figure 2b). Ductility ψ increases significantly (on 19-25%) with increasing of reduction degree of shear die. Moreover, the more the reduction degree of die with shear, the more the ductility increases.

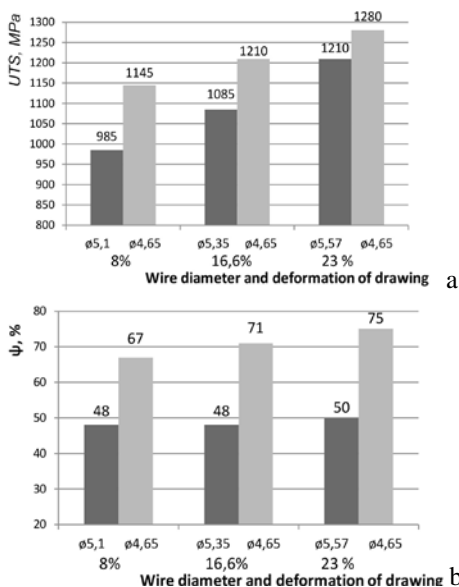


Fig. 2 – Mechanical properties of the wire at different reduction degrees during the transition from a circle to a die with shear: a – ultimate tensile strength (UTS), b – ductility

The further behavior of the mechanical properties while drawing with shear is shown in Figure 3. As can be seen, with increasing of reduction degree the strength properties tends to decrease. Is not difficult to see that 23.2%

reduction in the shear die is the most optimal while drawing, since it enables to lower tensile strength properties to the initial state.

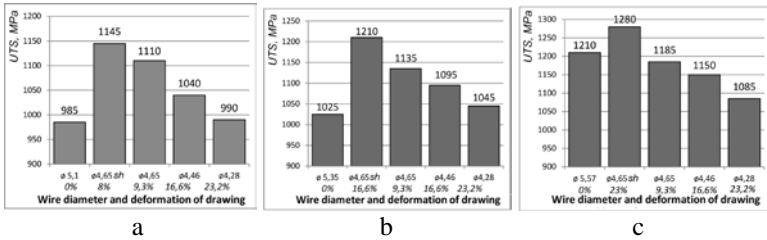


Fig. 3 – Diagrams of mechanical properties changes in wire at different degrees of reduction using dies with shear ($\varnothing 4,65$ sh – die with shear): a – 8% reduction; b – 16.6 % reduction; c – 23% reduction of die with shear

Conclusions An experiment was held to study the effect of drawing with shear on the structure and properties of low-carbon steel using various combinations of round dies and dies with shear. It was shown how different reduction and die sequence effect the mechanical properties and density of low-carbon wire. The optimal drawing schemes were determined to improve mechanical and technological properties using dies with shear.

1. *E.M. Kireev, M.N. Shhuliak, A.V. Stoliarov*: Влияние финишной деформации зинакопеременным изгибом на формирование механических свойств холоднотянутой арматуры, *Stal* № 3, 56, 2009
2. Patent of RF № 2347633, Способ получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов волочением со сдвигом, *G.I. Raab, A.G. Raab*, application № 2007141899/02, 12.11.2007. *K. Muszka, L. Madej, J. Majta*: The effects of deformation and microstructure inhomogeneities in the Accumulative Angular Drawing (AAD), *Materials Science and Engineering, A Volume 574*, 2013, Pages 68–74
3. *S. K. Hwang, H. M. Baek, I.-H. Son, Y.-T. Im, C. M. Bae*: The effect of microstructure and texture evolution on mechanical properties of low-carbon steel processed by the continuous hybrid process, *Materials Science and Engineering: A Volume 579*, 2013, Pages 118–125
4. *J. W. Lee, H. M. Baek, S. K. Hwang, I.-H. Son, C. M. Bae, Y.-T. Im*: The effect of the multi-pass non-circular drawing sequence on mechanical properties and microstructure evolution of low-carbon steel, *Materials & Design Volume 55*, March 2014, Pages 898–904

ФУНКЦІОНАЛЬНІ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНІ ПОКРИТТЯ ЗАЛІЗА ТА КОБАЛЬТУ З ТУГОПЛАВКИМИ МЕТАЛАМИ

КАРАКУРКЧІ Г.В., ВЕДЬ М.В., ЄРМОЛЕНКО І.Ю.,
САХНЕНКО М.Д., САЧАНОВА Ю.І.

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»

Досліджено вплив режимів електролізу на склад та вихід за струмом багатокомпонентних електролітичних покриттів Fe та Co з Mo і W, одержаних із цитратних електролітів Fe (III). Встановлено, що покриття бінарними та тернарними сплавами є рентгеноаморфними та характеризуються підвищеними показниками мікротвердості, зносостійкості та корозійної тривкості.

The effect of electrolysis modes on the composition and current efficiency for multi-component electrolytic coatings Fe and Co with Mo and W, deposited from the citrate bath based on Fe (III). It was established that galvanic binary and ternary alloys are X-ray amorphous coatings and characterized by improved microhardness, wear and corrosion resistance.

Одним з найбільш ефективних технологічних шляхів зміцнення і відновлення спрацьованих поверхонь та підвищення надійності роботи деталей машин є модифікація поверхневого шару металу за рахунок нанесення функціональних покриттів. Підвищені механічні характеристики, економічність процесу, можливість формування покриттів металами і багатокомпонентними сплавами, які важко отримати металургійним або хімічним способами, широке варіювання властивостей гальванічних осадів залежно від природи співосаджуваних компонентів, є складовими перспективності гальванічних покриттів цільового призначення та їх широкого впровадження у виробничу та ремонтну практику.

Легування покриттів заліза (кобальту) молібденом і вольфрамом прогнозовано дозволяє підвищити фізико-механічні характеристики та корозійну тривкість електролітичних сплавів. Враховуючи, що самостійно означені метали не відновлюються на катоді, вони достатньо легко співосаджуються у сплав саме з залізом та кобальтом, а сформовані системи у більшості випадків є аморфними або нанокристалічними через особливості перебігу процесів сплавоутворення. Структурна однорідність сформованих тонкоплівкових матеріалів сприятиме підвищенню протикорозійних та механічних властивостей, що дозволяє розглядати їх як перспективні конструкційні матеріали у технологіях поверхневого зміцнення та захисту від руйнування [1].

Отже дослідження, спрямовані на розробку електрохімічного синтезу наноструктурних тонкоплівкових матеріалів з високими фізико-механічними та протикорозійними показниками для надійного захисту нових та відновлених деталей є, безсумнівно, актуальними.

Метою даної роботи є дослідження особливостей процесів електроосадження багатокомпонентних електролітичних покриттів на основі заліза та кобальту з цитратних електролітів, та визначення їх функціональних властивостей.

Методика досліджень. Покриття бінарними (Fe-Mo, Fe-Co) та тернарними (Fe-Mo-W, Fe-Co-W) сплавами формували із цитратних електролітів на основі заліза (III), що містять CoSO_4 , Na_3Cit , Na_2WO_4 , Na_2MoO_4 , рН (3,0...4,5) розчинів корегували додаванням сульфатної кислоти або гідроксиду натрію. Покриття формували на підкладках зі сталі 3 і 08кп в гальваностатичному та імпульсному режимах при варійованій густині струму 2,5...7,5 А/дм² та тривалості імпульсу $5 \cdot 10^{-3}$... $5 \cdot 10^{-2}$ с і паузи $5 \cdot 10^{-3}$... $5 \cdot 10^{-2}$ с. Хімічний склад тонкоплівкових матеріалів досліджували з використанням INCA Energy 350. В роботі склад покриттів наведено у мас.% у перерахунку на метал. Мікрофотографії поверхні сплавів одержано на ZEISS EVO 40XVP (ФМІ ім. Г.В. Карпенка). Фазовий склад покриттів визначали за допомогою ДРОН-2.0. Корозійну стійкість покриттів досліджували методом поляризаційного опору у модельних середовищах. Якість зчеплення покриттів з матеріалом підкладки визначали методами полірування, вигину та нагріву. Мікротвердість покриттів вимірювали на ПМТ-3.

Обговорення результатів. Під час опрацювання складу електроліту було з'ясовано, що використання комплексних цитратних електролітів на основі сполук заліза (II) є недоцільним через побічний процес окиснення іонів Fe^{2+} розчиненим киснем, оксоаніонами Mo і W та в анодному процесі, що у підсумку не дозволяє формувати покриття достатньо високої якості зі значним вмістом тугоплавкого компоненту [2] та ефективним виходом за струмом (BC). Використання цитратних електролітів на основі заліза (III) прогнозовано дозволяє одержувати покриття зі значним вмістом тугоплавких компонентів та високим BC [3].

Близькість потенціалів відновлення сплавотвірних компонентів дає підстави вважати, що означені метали здатні співосаджуватись до сплаву і в гальваностатичному режимі, але відомі переваги імпульсного роблять його не менш привабливим. Дійсно, із електролітів запропонованого складу в робочому діапазоні густини сталого струму одержані щільні рівномірні блискучі багатокомпонентні покриття сплавами заліза та кобальту з молібденом і вольфрамом (рис. 1).

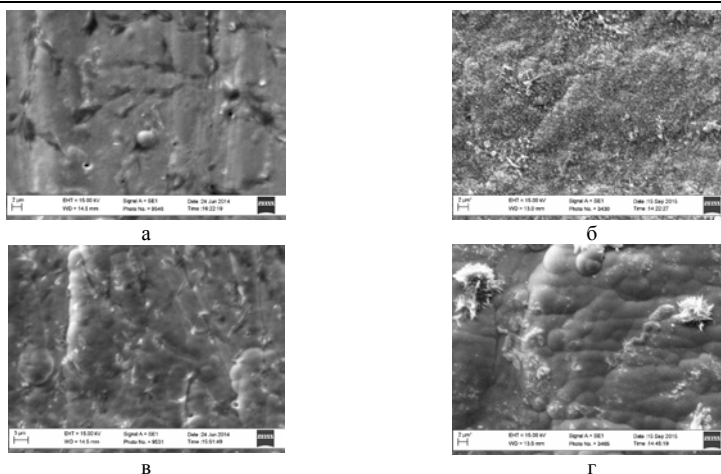


Рис. 1 – Мікрофотографії поверхні багатокомпонентних покриттів сплавами Fe-Mo (а), Fe-Co (б), Fe-Mo-W (в), Fe-Co-W (г). Збільшення $\times 2000$.

Вміст Mo і Co у бінарних сплавах з залізом сягає 35,0...45,0 мас.%; у тернарних сплавах Fe виступає основним компонентом (46,0...52,0 мас.%), вміст W становить 18,0...25,0 мас.%, Mo 30,00...37,0 мас.%; Co 35,0...37,0 мас.%.

Встановлено, що використання нестационарного режиму електролізу дозволяє одержувати більш досконалу структуру покриттів з меншою кількістю мікропор та тріщин. Факторами, що впливають на ефективність процесу, якості покриттів, вміст легуючих компонентів та швидкість осадження є густина струму, тривалість імпульсу і співвідношення тривалості імпульсу та паузи.

При збільшенні густини струму спостерігається збагачення бінарних покриттів Fe-Mo, Fe-Co легуючим компонентом з певним максимумом його вмісту і підвищення ВС. Залежності вмісту легуючих компонентів покриттів та ВС від i для тернарних сплавів є більш складними, оскільки в процесі електролізу відбувається конкуренція між співосаджуваними компонентами за місце у гетероядерних комплексах.

У сплав Fe-Mo-W тугоплавкі метали співосаджуються конкурентно внаслідок змінення швидкості парціальних реакцій відновлення окремих складових зі зміненням поляризації, що зумовлює поступове збагачення покриттів вольфрамом при зростанні i за рахунок зменшення вмісту Mo. В той же час, залежність ВС сплаву від i має максимум, що відповідає найбільшому сумарному вмісту Mo і W.

Особливістю осадження сплаву Fe-Co-W є конкурентне відновлення Fe та W, зумовлене стадійним механізмом катодної реакції та зміною природи залізовмісних електродноактивних частинок. Це відбувається залежністю співвідношення Fe/W у сплаві від густини сталого струму, та співвідношення імпульс/пауза – для імпульсного режиму. Вміст Co в трикомпонентному сплаві залишається на рівні 35,0...37,0 мас.%. Встановлено, що гальванічні сплави, сформовані на підкладках різної природи [4] є рентгеноаморфними завдяки високому вмісту легуючих компонентів (більше 30,0...40,0 мас.%).

Експериментальні дослідження функціональних властивостей багатокомпонентних гальванічних сплавів довели, що покриття мають високу адгезію до основного металу, стійкі під час полірування, зламу під кутом 90°, підготовки поперекових зрізів, інших видів механічної обробки. Підвищення t до 150...200°C не викликає розтріскування покриттів.

Механічні характеристики покриттів (мікротвердість, коефіцієнт тертя, зносостійкість) є вищими порівняно із матеріалом підкладки, причому показники для потрійних сплавів (Fe-Mo-W, Fe-Co-W) закономірно перевершують бінарні (Fe-Mo, Fe-Co) саме завдяки присутності вольфраму.

Корозійна стійкість покриттів тернарними сплавами перевершує не тільки характеристики підкладки у 4...5 разів, але й показники бінарних покриттів [5].

1. *Kuznetsov, V.V., Golyanin K.E., Pshenichkina T.V.* Electrodeposition of iron-molybdenum alloy from ammonia-citrate electrolyte // Russian J of Electrochemistry. – 2012. – V. 48, № 11. – P. 1107 – 1112.
2. *Гадалов В.Н., Емельянов С.Г., Кореневский Н.А., Романенко Д.Н., Серебровский В.В., Гнездилова Ю.П.* Электроосаждение бинарных сплавов на основе железа // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 5. – С. 30–34.
3. *Tsyntsuru, N., Dikumar, A., Cesiulis, H., Celis, J.-P., Bobanova, Zh., Sidel'nikova, S., Belevskii, S., Yapontseva, Yu., Bersirova, O., Kublanovskii, V.* Tribological and corrosive characteristics of electrochemical coatings based on cobalt and iron superalloys // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2009. V. 48, № 7 – 8. – P. 419–428.
4. *Karakurkchi A.V., Ved' M.V., Sakhnenko N.D., Yermolenko I.Yu., Zyubanova S.I., Kolupayeva Z.I.* Functional properties of multicomponent galvanic alloys of iron with molybdenum and tungsten // Functional Materials. – 2015. – V. 22, № 2. – P. 181 – 187. DOI: 10.15407/fm22.02.181.
5. *Ved' M.V., Sakhnenko N.D., Karakurkchi A.V., Zyubanova S.I.* Electrodeposition of Iron-Molybdenum Coatings from Citrate Electrolyte // Russian Journal of Applied Chemistry. – 2014. – V. 87. No 3. – pp. 276–282. DOI 10.1134/S1070427214030057

НОВІТНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

БАБАЧЕНКО О.І., КОНОНЕНКО Г.А.

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України

На підставі лабораторних досліджень розроблено хімічний склад сталі і технологічні параметри термічної обробки залізничних коліс, які забезпечують підвищення їх стійкості до утворення дефектів на поверхні кочення, виконано промислове опробування цієї технології виробництва залізничних коліс.

Based on laboratory researches the chemical composition of the steel and heat treatment technological parameters of railway wheels that provide increasing their resistance to the formation of surface defects on the bearings, made of industrial testing technology of railway wheels.

За останні десятиліття залізничний шлях зазнав істотну модернізацію. Це змінило умови роботи колісних пар в експлуатації. Збільшення жорсткості шляху відбилося на стані робочих поверхонь коліс. За останні роки частка обточувань за причиною наявності вищербин збільшилася майже в 2 рази. Неекономічний метод відновлення профілю кочення коліс обточуванням веде до істотного скорочення розрахункового терміну служби колісної пари. У зв'язку з цим виникла необхідність у розробці заходів щодо усунення причин, що призводять до утворення цих дефектів.

З існуючих типів вищербин найбільш поширеними, є дефекти, які утворилися в результаті розігріву поверхні кочення колеса при гальмуванні, при цьому утворенню вищербини передують виникнення на поверхні кочення повзуна. Відомо, що на утворення вищербин впливає цілий ряд факторів експлуатаційного та матеріалознавчого характеру. До перших відносяться інтенсивність гальмування, швидкість руху вагона, стан гальмівної системи та ін. Матеріалознавчі фактори в першу чергу це хімічний склад колісної сталі і рівень твердості колеса.

Складність розробки нових марок сталей для коліс полягає в тому, що необхідно при цьому задовольнити ряд особливих вимог. Колісна сталь повинна мати, насамперед, високу зносостійкість і контактну міцність. Найбільш простим шляхом поліпшення цих характеристик є підвищення вмісту вуглецю. Однак для підвищення опору колісної сталі утворення на поверхні кочення "білого шару", що сприяє виникненню дефектів гальмівного (теплого) походження, та з метою зменшення схильності сталі до термічного розтріскування і крихкого руйнування, вміст вуглецю в ній має бути знижено. При цьому має місце знеміцнення сталі, яке

необхідно компенсувати введенням легуючих елементів і застосуванням більш ефективних процесів термічної обробки.

Одним із шляхів вирішення цього завдання є введення недорогих легуючих елементів матричної системи, зокрема, кремнію і марганцю. При цьому ці легуючі елементи впливають по різному і багато в чому протилежно на структуру і властивості сталей. Тому слід враховувати взаємний вплив цих елементів при спільному введенні в сталь і обґрунтовано визначати їх оптимальний вміст в сталі.

Для підвищення надійності та довговічності залізничних коліс, у тому числі їх зносостійкості і стійкості до утворення дефектів на поверхні кочення, фахівцями Інституту чорної металургії НАН України використовувався принципово новий підхід до розробки хімічного складу сталі для залізничних коліс, що полягає у зменшенні в ній вмісту вуглецю і легування відносно недорогими елементами (марганець і кремній). Однією з найбільш складних завдань таких розробок є вибір оптимальної концентрації легуючих елементів в сталі для отримання необхідного комплексу властивостей (міцності, пластичності і в'язкості, зносостійкості і ін.). Для її вирішення в лабораторних умовах були відлиті злитки різних дослідних хімічних складів масою близько 10 кг кожен, з яких виготовлені проби і проведена їх деформаційна та термічна обробки за режимами, що відповідають режимам виробництва залізничних коліс. Отримані результати за механічними властивостями показали перспективність даного напрямку.

На підставі отриманих результатів були дані рекомендації щодо хімічного складу дослідної промислової плавки з підвищеним вмістом кремнію. З метою отримання необхідного комплексу механічних властивостей було визначено закономірності фазових перетворень аустеніту при різних швидкостях охолодження і побудована термодинамічна діаграма розпаду аустеніту дослідної марки «К». Дослідно-промислове опробування в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» нових технологічних рішень показало, що колеса, вироблені з дослідної сталі, при твердості більше 320 НВ, мають високі значення пластичності ($\delta \geq 9\%$, $\psi \geq 16\%$) і ударної в'язкості ($KCU_{\text{ободу}} \geq 18 \text{ Дж/см}^2$), що відповідають вимогам нормативних документів. Лабораторними дослідженнями було встановлено, що дослідні колеса за таким показником довговічності як зносостійкість не поступаються, а за чутливістю до утворення дефектів на поверхні кочення перевершують колеса, які в даний час використовуються на залізницях України на 44%.

Розроблено технічні умови на дослідно-промислому партію суцільнокатаних залізничних коліс, стійких до утворення дефектів на поверхні катання; на хімічний склад нової сталі для залізничних коліс Інститутом чорної металургії НАН України отримано патент України.

ДОПУВАННЯ КРИСТАЛІВ KDP АМІНОКИСЛОТОЮ L-АРГІНІН: СТРУКТУРНІ, ОПТИЧНІ ТА МІЦНІСНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ

КОСТЕНЮКОВА О.І., БЕЗКРОВНА О.М.

Інститут монокристалів НАН України

Монокристали дигідрофосфата калію (KDP), доповані амінокислотою L-arginine (L-arg) були вирощені з водних розчинів на точковій затравці методом зниження температури. Вивчено вплив молекул L-arg на оптичні, структурні та міцнісні характеристики кристалу. Встановлено, що молекули L-arg входять в сектори росту {100} та {101} кристалу KDP. Вперше проаналізовано вплив молекул L-arg на величину порога лазерного руйнування і значення мікротвердості секторів росту {101} та {100} кристалу KDP.

Potassium dihydrogen phosphate (KDP) single crystals doped with L-arginine (L-arg) amino acid were grown from aqueous solutions onto the point seed using the temperature reduction method. The effect of L-arg molecules on the optical, structural and strength characteristics of the crystal was studied. Established that molecules of L-arg were included in the {100} and {101} sectors crystal KDP. For the first time there was analyzed the influence of L-arg molecules on the value of laser damage threshold and microhardness various for growth sectors of KDP crystal.

Однією з активно розвиваючихся галузей сучасного матеріалознавства є створення та дослідження поліфункціональних композитних матеріалів на основі неорганічних матриць. Серед них матеріали на основі кристалів KH_2PO_4 (KDP) є перспективними для використання в оптоелектроніці в якості перетворювачів частоти, оптичних перемикачів і обмежувачів лазерного випромінювання, нових елементів пам'яті, активних лазерних середовищ та інше. Для покращення функціонального відклику у ряді робіт неорганічний кристал KDP модифікували органічними добавками, зокрема, амінокислотами, які сприяють підвищенню нелінійно-оптичних властивостей порівняно з недопованим кристалом [1,2].

Незважаючи на велику кількість експериментальних даних, що свідчать про можливість отримання ефективних нелінійно-оптичних матеріалів на основі кристалів групи KDP, допованих амінокислотами, наприклад, L-аргініном (L-arg) [1], недостатньо вивченими залишаються процеси фізико-хімічної взаємодії молекул амінокислоти з матрицею. Залишається не ясним, L-arg входить в оба сектори росту кристалу KDP ({101} та {100}), або тільки в один сектор. Відомо, що для практики використовують оптичні елементи, вирізані з сектору {101}, бо сектор {100} забруднюється іонами металів з маточного розчину. Тому основною

метою роботи було вирощування кристалів KDP:L-arg з концентраційним рядом молекул L-arg та вивчення впливу органічних молекул L-arg на структурну досконалість, оптичні, міцнісні властивості композитних матеріалів на основі монокристалу KDP.

Об'єкт дослідження – чистий кристал KDP та доповані кристали KDP:L-arg (0,3; 0,4; 1,4 мас. % L-arg у розчині), вирощені методом зниження температури на точковій затравці.

Усі досліджені в роботі кристали були отримані кристалізацією з водних розчинів на точковій затравці методом зниження температури. Структура отриманих зразків досліджувалась методами прецизійної трьохкристальної рентгенівської дифрактометрії, а оптичні властивості – методами оптичної (200-1200 нм) та ІЧ (400-4000 cm^{-1}) спектроскопії. Визначення міцнісних характеристик кристалів проводилось за допомогою методів вимірювання лазерної міцності та мікротвердості.

Як видно на Рис. 1, чистий та допований кристали KDP мають високу прозорість. Методом оптичної спектроскопії було показано, що прозорість всіх зразків KDP:L-arg у видимій області спектра складала ~90 %. В спектрах поглинання допованого кристала присутні смуги, зумовлені як входженням іонів металів (Fe, Al, Cr, Mg, Mn і др.) з маточного розчину (~270 нм, в секторі призми), так і присутністю L-arg (максимуми в областях 219 і 270 нм, в обох секторах).

Положення деяких додаткових смуг поглинання на ІЧ спектрах в кристалах KDP:L-arg (для обох секторів росту), вирощених з концентрацією L-arg 1,4 мас.%, були подібні положенням смуг, характерних для спектра поглинання молекул L-аргінін фосфату (смуги з піками на 617, 868, 1455, 1658 cm^{-1}) і відсутніх в спектрі чистого L-arg. Показано, що частина молекул амінокислоти входить у кристал як L-аргінін фосфат.

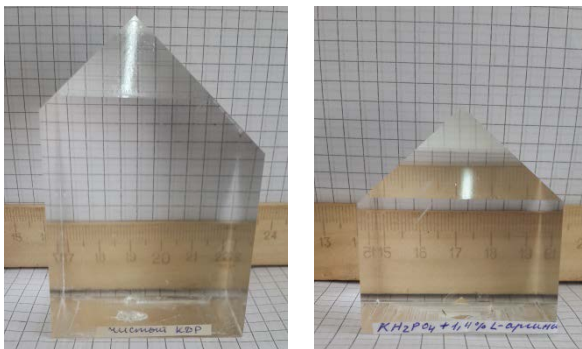
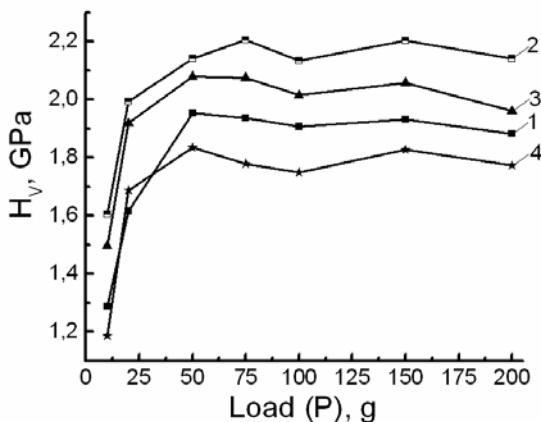


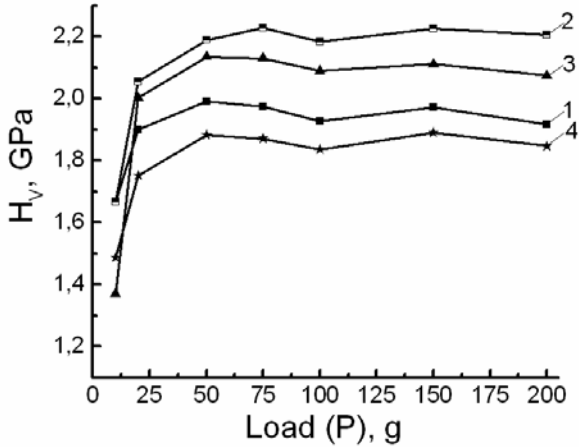
Рис. 1. Фото чистого та допованого (1,4 мас. % L-arg) кристалів KDP.

Для кристала KDP:L-arg (1,4 мас.% L-arg) відносно чистого кристала встановлено зростання параметра a кристалічної ґратки: $\Delta a = 2.45 \cdot 10^{-4}$ Å і $\Delta a = 2.42 \cdot 10^{-4}$ Å для секторів росту $\{100\}$ та $\{101\}$, відповідно. При цьому спостерігається незначне зниження параметра c для допованого кристалу відносно чистого KDP: $\Delta c = -8.0 \cdot 10^{-5}$ Å для $\{100\}$ і $\Delta c = -9.5 \cdot 10^{-5}$ Å для $\{101\}$, що приводить до зміни обсягу елементарної ґратки в порівнянні з чистим кристалом KDP.

Проаналізовано вплив амінокислоти на мікротвердість композитних кристалів KDP. Виявлено, що, як в чистому, так і в допованому кристалах KDP ймовірність руйнування у напрямку $[100]$ вище, ніж в напрямку $[001]$, оскільки в процесі деформування поверхні (100) задіяна більша кількість систем ковзання, ніж поверхні (001) , і в результаті має місце різна ступінь зміцнення цих поверхонь [3]. На підставі вимірних міцнісних характеристик встановлено, що в секторі $\{101\}$ при концентрації L-arg 0,3-0,4 мас. % спостерігається збільшення мікротвердості H_V в порівнянні з чистим KDP, що може бути обумовлене збільшенням кількості дислокацій в кристалі при введенні молекул L-arg. При подальшому збільшенні концентрації L-arg до 1,4 мас. % спостерігається незначне зниження мікротвердості H_V на $\sim 3-10\%$ і $\sim 14-17\%$ в секторах $\{101\}$ і $\{100\}$, відповідно (Рис. 2), яке пов'язане з порушенням кристалічної ґратки за рахунок входження у кристал вже значно більшої кількості молекул L-arg. Збільшення механічної міцності кристалів в результаті допування може бути пов'язане зі структурними змінами в кристалі або зі зменшенням рухливості точкових і лінійних дефектів.



a)



б)

Рис. 2. Криві навантаження сектора $\{101\}$ в напрямках $[100]$ (а) і $[001]$ (б) для чистого кристалу KDP (1), KDP:0,3 мас. % L-arg (2), KDP:0,4 мас. % L-arg (3), KDP:1,4 мас. % L-arg (4).

Показано, що введення молекул L-arg в матрицю KDP сектора $\{101\}$ сприяє збільшенню лазерної міцності кристалу у напрямках $[100]$ і $[001]$ у порівнянні з чистим KDP.

1. *K.D. Parikh, D.J. Dave, B.B. Parekh, M.J. Joshi*, Thermal, FT-IR and SHG efficiency studies of L-arginine doped KDP crystals // *Bull. Mater. Sci.* – 2007. – **30**. – P.105.
2. *K. Wu, C. Liu, C. Mang*, Theoretical studies on vibrational spectra and nonlinear optical property of L-arginine phosphate monohydrate crystal // *Optical Materials.* – 2007. – **29**. P. 1129.
3. *A.V. Kosinova, M.I. Kolybaeva, O.N. Bezdrovna, V.F. Tkachenko, E.V. Grishina, A.N. Levchenko, V.M. Puzikov, I.M. Pritula*, Structural and mechanical properties of KH_2PO_4 single crystals with embedded nanoparticles and organic molecules // *Cryst. Res.* – 2014. – **49**. – 965.

ОЦІНЮВАННЯ ПОШКОДЖУВАНОСТІ КОЛІСНИХ СТАЛЕЙ З НІТРИДНИМ ЗМІЦНЕННЯМ ЗА УМОВ КОЧЕННЯ КОЛЕСА РЕЙКОЮ

КУЛИК В.В., ВІРА В.В.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

Досліджено взаємозв'язок між утворенням вищербин на поверхні кочення модельних коліс і циклічною тріщиностійкістю сталей з нітридним зміцненням. Для підвищення роботоздатності колісних сталей з нітридним зміцненням необхідно оптимізувати їх хімічний склад, забезпечуючи вміст вуглецю в інтервалі 0,50...0,55% за вмісту ванадію 0,08...0,12% і азоту 0,008...0,015%.

The relationship between spalling formation on model wheels tread surface and cyclic fracture toughness of steels with nitride strengthening is study. The optimization of chemical composition is necessary to improve its serviceability providing content of carbon in the range of 0.50...0.55%, vanadium – 0.08...0.12% and nitrogen – 0.008...0.015%.

Сталі для нового покоління високоміцних залізничних коліс повинні мати високі зносостійкість (твердість) та опір утворенню дефектів типу вищербин на їх поверхні кочення [1]. Колісні сталі з підвищеним умістом вуглецю дозволяють забезпечити зносостійкість [2], проте зумовлюють тріщиноутворення (вищерблювання) на поверхні кочення, особливо після гальмування внаслідок сприятливих умов для мартенситного перетворення в зоні контакту колесо-рейка [3]. Тому розроблена у ФМІ НАН України концепція вибору (розроблення) колісних сталей [1] передбачає необхідність зниження вмісту вуглецю в колісній сталі за умови компенсації втрати їх міцності (від зниження вмісту вуглецю) шляхом дисперсійного зміцнення різними вторинними фазами. Одним із напрямків вирішення цієї проблеми є використання нітридного зміцнення.

Мета роботи – оцінити роботоздатність колісних сталей з нітридним зміцненням на підставі залежностей між контактено-втомною пошкоджуваністю поверхні кочення модельних коліс з цих сталей та їх циклічною тріщиностійкістю.

Методика випробувань. Проведено дослідження колісних сталей різного хімічного складу з мікролегуванням ванадієм та азотом. Хімічний склад та механічні властивості досліджуваних сталей наведено в таблиці.

Короткочасну міцність і пластичність визначали на п'ятикратних циліндричних зразках з діаметром робочої частини 3 мм, а циклічну тріщиностійкість – на компактних зразках з крайовою тріщиною (базовий розмір $W = 40$ мм, товщина $t = 10$ мм) за частоти 10...15 Гц і коефіцієнта асиметрії $R = 0,05$ циклу навантаження у повітрі при 20°C. Довжину

втомної тріщини виміряли катетометром КМ-6 з 25-кратним збільшенням у момент, коли її вершина була в матриці.

Таблиця. Хімічний склад та статичні механічні властивості колісних сталей

Вар. сталі	Хімічний склад, мас. %								Механічні властивості			
	C	Si	Mn	Cr	V	N	S	P	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	HB
									МПа		%	
C ₁	0,64	0,49	1,09	0,14	0,11	0,0079	≤0,03	≤0,03	1005	633	19,3	300
C ₂	0,28	0,47	1,12	0,55	0,21	0,0157	≤0,03	≤0,03	816	447	15,3	281
C ₃	0,50	0,60	1,17	0,40	0,26	0,0159	≤0,03	≤0,03	966	576	15,8	295

Залежності швидкості росту втомної тріщини $V = da/dN$ від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK будували за відомою методикою [4]. Характеристиками циклічної тріщиностійкості матеріалів вибрано величини $\Delta K_{th} = \Delta K_{10^{-10}}$ – в низько- і $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10^{-5}}$ – у високоамплітудній ділянках діаграми – розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень за швидкості поширення тріщини, рівної 10^{-10} та 10^{-5} м/цикл відповідно [4].

Пошкодженість поверхні кочення досліджували на модельних зразках колеса та рейки, габаритні розміри яких становили: товщина 8 мм, діаметр 40 мм і довжина 220 мм, ширина 8 мм, висота 16 мм, відповідно [5]. Експериментували на спеціально спроектованому випробувальному стенді [5] з контролем навантаження тензометричною балкою та сили тертя тензометричною скобою при навантаженні на колесо $P = 130$ кг, тоді напруження в зоні контакту пари колесо-рейка становили $P_0 = 750$ МПа [6]. Однією з найпривабливіших функцій випробувального стенду є поступально-зворотний хід повзуна, що забезпечує кочення колеса рейкою під навантаженням тільки в одному напрямку [5]. Поверхні зразків модельних коліс вивчали під мікроскопом після 207000 циклів навантаження. Зображення аналізували за допомогою спеціально розробленої програми для оцінювання геометричних розмірів пошкоджень поверхні кочення модельних зразків колісних сталей.

Результати досліджень та їх обговорення. Оцінюючи характеристики циклічної тріщиностійкості досліджуваних колісних сталей слід зауважити, що за низьких і середніх амплітуд навантаження різниця між відсутня. Суттєві відмінності між цими сталями спостерігаються за високих амплітуд навантаження (рис. 1). Їх циклічна в'язкість руйнування

змінюється більш ніж в 2 рази. Найнижчою циклічною в'язкістю руйнування ΔK_{fc} володіє сталь мікрелегована 0,26% V та модифікована 0,0159% N за вмісту 0,50% С. Найвищим значенням ΔK_{fc} володіє сталь мікрелегована 0,21% V та модифікована 0,0157% N за вмісту 0,28% С. Слід зазначити, що за циклічною в'язкістю руйнування ΔK_{fc} досліджувані сталі не поступаються сталям високоміцних залізничних коліс, а в деяких випадках виявилися значно кращими за них (рис. 1).

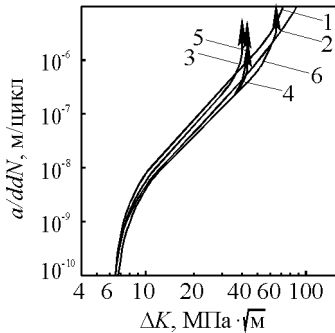


Рис. 1. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в сталях 1 – варіант сталі C_1 , 2 – C_2 , 3 – C_3 , 4-6 – сталі високоміцних залізничних коліс [7]. Стрілками вказано момент спонтанного руйнування, коли $\Delta K = \Delta K_{fc}$.

Такий результат узгоджується з даними мікрофрактографічного аналізу (рис. 2). Він показує, що в умовах субкритичного росту втомної макротріщини в сталі C_3 попри низьку циклічну в'язкість руйнування, що спровокована переважно скоєним механізмом руйнування та подекуди елементами міжзеренного руйнування, мікроефект втомного руйнування достатньо енергоємний, у зламі достатня кількість деформаційних гребенів внаслідок в'язкого руйнування окремих мікрооб'ємів сталей (рис. 2в). В сталі C_1 дещо зростає кількість

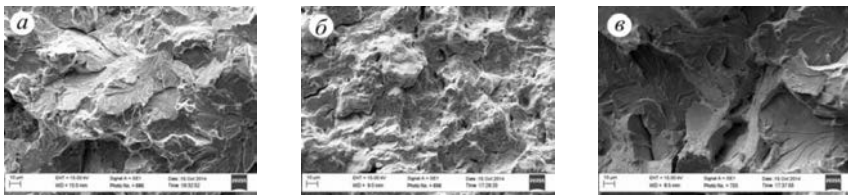


Рис. 2. Мікрофрактограми зразків досліджуваних сталей при $da/dN = 10^{-6}$ м/цикл: а – варіант сталі C_1 , б – C_2 , в – C_3 .

деформаційних гребенів (рис. 2а) порівняно з сталлю C_3 , а також відсутні елементи міжзеренного руйнування, що відображається на підвищенні циклічної в'язкості руйнування. Найвище значення ΔK_{fc} встановлено в

сталі C_2 , що відобразилося на досить енергоємному мікромеханізмі руйнування (рис. 2б).

Проведені експериментальні дослідження пошкоджуваності показали (рис. 3), що на поверхні кочення модельних коліс не виявлено дефекти великих розмірів, що сформовані шляхом розшарування.

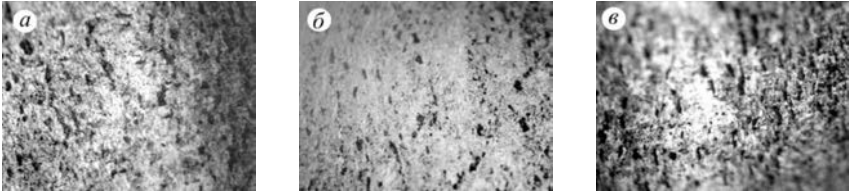


Рис. 3. Поверхні кочення модельних коліс зі сталей з нітридним зміцненням за варіантами сталей C_1 (а); C_2 (б); C_3 (в) після випробувань на контактну втому.

Усі пошкодження вкладаються (за площею дефекта) в діапазон $0,001 \dots 0,05 \text{ мм}^2$ (рис. 4). Для сталей з нітридним зміцненням спостерігається аналогічна картина, як і для відомих колісних сталей [7]. Найбільш дефектною виявилася сталь C_3 , яка володіє найнижчою циклічною в'язкістю руйнування. Найменш пошкодженим виявилось модельне колесо з сталі марки C_2 , де $\Delta K_{fc} = 87 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (рис. 3).

Узагальнюючи отримані результати (рис. 5) характеристик циклічної

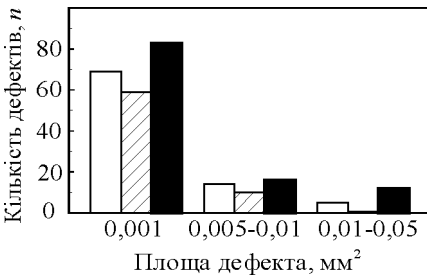


Рис. 4. Розподіл кількості дефектів різної площі на поверхні кочення модельних зразків зі сталі C_1 (□), C_2 (▨) та C_3 (■).

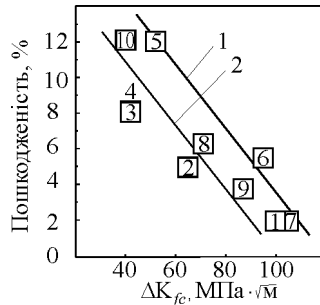


Рис. 5. Залежність пошкодженості поверхні кочення модельних коліс від циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} : 1-4 сталі залізничних коліс [7]; 5-7 – сталь 65Г з різною термообробкою [8]; 8 – C_1 (згідно табл. 1); 9 – C_2 ; 10 – C_3 .

тріщиностійкості та пошкодженості (площі всіх дефектів на поверхні кочення) модельних коліс з різних сталей можна однозначно стверджувати,

що пошкодженість поверхні кочення залежить від циклічної в'язкості руйнування [7]. Також слід зробити наголос, що нітридне та карбонітридне зміцнення позитивно впливає на опір пошкодженості поверхні кочення модельних коліс (рис. 5, лінія 2 проти лінії 1). Для підвищення робоздатності колісних сталей з нітридним зміцненням необхідно оптимізувати їх хімічний склад, забезпечуючи вміст вуглецю в інтервалі 0,50...0,55% за вмісту ванадію 0,08...0,12% і азоту 0,008...0,015%.

Висновки. Встановлено залежність між утворенням вищербин на поверхні кочення модельних коліс і циклічною тріщиностійкістю сталей з нітридним зміцненням. Отримані результати показали, що нітридне зміцнення колісної сталі позитивно впливає на опір пошкодженості поверхні кочення модельних коліс.

1. *Про концепцію* вибору сталей для високоміцних залізничних коліс / О.П. Осташ, В.Г. Анофрієв, І.М. Андрейко та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – № 6. – С. 7-13.
2. *Научная разработка и производственная реализация технологии микролегирования и термоупрочнения высокоизносостойких железнодорожных цельнокатаных колес* / И.Г. Узлов, К.И. Узлов, О.Н. Перков, А.В. Кныш // *Фундаментальные и прикл. проблемы черной металлургии.* – 2004. – Вып. 7. – С. 231–243.
3. *Вплив гальмування на мікроструктуру і механічну поведінку сталей залізничних коліс* / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик, В.І. Ваврух // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – № 5. – С. 15-20.
4. *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.
5. Андрейко І.М., Кулик В.В., Прокопєць В.І. Дослідження пошкоджуваності поверхні кочення залізничних коліс // *Машинознавство.* – 2011. – № 1-2. – С. 32-36.
6. *Справочник по триботехнике: Справ. пос.: в 3-х т. / Под. ред. М. Хебды, А.В. Чичинадзе.* – М.: Машиностроение; Варшава: ВКЛ, 1989.
7. Андрейко І.М., Кулик В.В., Дзера В.Ю. Вплив характеристик циклічної тріщиностійкості колісних сталей на їх пошкоджуваність в умовах контактної втоми // *Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В.В.Панасюка* – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2014. – С. 243-248.
8. Осташ О.П., Кулик В.В., Ленковський Т.М. Зв'язок між пошкоджуваністю поверхні кочення залізничних коліс та циклічною тріщиностійкістю сталей // *Дванадцятий міжнародний симпозиум українських інженерів-механіків у Львові: Тези доповідей.* – Львів: КІНПАТРІ ЛТД. – 2015.– С. 6-7.

ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОГО ОКСИДУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ФЕРИТНОЇ СТАЛІ ЗА УМОВИ ВПЛИВУ КИСНЕВМІСНОГО СВИНЦЕВОГО РОЗПЛАВУ

КУХАР І.С., МЕЛЬНИК Х.Р.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Вивчено вплив режимів попереднього дифузійного оксидування на механічні властивості феритної сталі SUN409L (система Fe-11Cr) у розплаві кисневмісного свинцю ($10^{-5} \dots 10^{-6}$ мас.%) в температурному інтервалі 400...600°C. Встановлено, що в результаті оксидування формується оксидна плівка товщина (1...4 мкм). У свинцевому середовищі міцність оксидованих зразків зменшується. Наявність оксидного шару, який обмежує прямий контакт розплаву з поверхнею, запобігає окрихчуванню сталі.

The effect of previous diffusion oxidation on mechanical properties of ferritic steel SUN409L (system Fe-11Cr) in the oxygen-containing melt lead ($10^{-5} \dots 10^{-6}$ wt.%) in the temperature range of 400 ... 600°C was studied. It was established as a result of oxidation thickness oxide film (1 ... 4 mm) was formed. In the lead medium strength of oxidized samples was decreased. The presence of the oxide layer, which limits direct contact of the melt with surface prevents embrittlement of steel.

Вступ. Розплави важких металів (Pb, Bi та їх евтектична суміш) завдяки ядерним і теплофізичним властивостям є кандидатними охолоджуючими середовищами реакторів на швидких нейтронах і підкритичних гібридних систем, що керуються прискорювачем [1-3]. В якості основних конструкційних матеріалів ядерних енергетичних установок передбачається використання сталей феритно-мартенситного класу, оскільки вони володіють високою межею текучості, низьким коефіцієнтом термічного розширення та доброю теплопровідністю.

У системі твердий метал–рідкий метал одними з найважливіших матеріалознавчих проблем залишаються корозійні пошкодження (розчинення) поверхні та окрихчування (зниження механічних властивостей) металів. Одним з найбільш ефективних способів захисту поверхні сталей від дії свинцевих розплавів може стати цілеспрямоване модифікування фазово-структурного складу приповерхневого шару попереднім оксидуванням в газовому середовищі. Попереднє оксидування дозволяє уникнути небезпечної початкової стадії взаємодії незахищеної поверхні сталі з розплавом, на якій переважає розчинення, а згодом інтенсивного формування двошарового оксиду на основі магнетиту.

Методика. Використовували мікроразки сталі феритного класу SUN409L (хімічний склад, %: 11,3 Cr; 1,0 Si; 1,0 Mn; 0,6 Ni; 0,75 Ti;

Fe bal.), вирізані з листового матеріалу товщиною 1 мм з шириною робочої частини 2 мм, які виготовляли методом штампування. Термодифузійне окиснення здійснювали за наступними режимами: 600 °С, 24 год, 600 °С, 150 год, 700 °С, 24 год, 700 °С, 150 год, 800 °С, 24 год, 800 °С, 150 год. Обробки проводились в динамічній атмосфері аргоно-кисневої суміші з масовим вмістом кисню 20%. Механічні випробування за активного навантаження одновісним розтягом здійснювали на розривній машині Р-0.5 у вакуумі (4×10^{-2} Па) та у розплаві свинцю. Швидкість деформації зразків складала 5×10^{-4} с⁻¹. Похибка вимірювання прикладеного напруження та відносного видовження не перевищувала ± 1 МПа та $\pm 1 \times 10^{-4}$ відповідно. Після експерименту свинець з поверхні зразків усували за допомогою реактиву: 1 об.ч. перекису водню, 1 об.ч. оцтової кислоти, 1 об.ч. спирту. Розподіл елементів, мікроструктуру та фрактографію зламів досліджували на скануючому електронному мікроскопі (Carl Zeiss AG – EVO 40 Series) з детектором для мікрорентгеноспектрального аналізу (EDX). Фазовий склад поверхневих шарів визначали на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3.0 у CuK α -променях з фокусуванням трубки за схемою Брега-Бретано, напруга на аноді рентгенівської трубки становила 35 kV та струм 20 mA. Дифракційний спектр зразків у вигляді набору уточнених значень міжплощинної віддалі d_i кристалічної ґратки фази та відносної інтенсивності рефлексів цієї фази ідентифікували, зіставляючи з еталонним, за допомогою картотеки JCPDS - ASTM [4].

Результати та їх обговорення. Вакуумне середовище. Механічні властивості сталей вивчалися після наступних режимів окиснення: 600 °С, 24 год; 800 °С, 24 год; 600 °С, 150 год; 800 °С, 150 год.

На рис. 1 наведено температурну залежність межі міцності для неокисованого та окисованих зразків в інтервалі температур 400...600 °С. Загальна тенденція до зниження міцності з ростом температури зберігається як для неокисованого, так і для окисованих зразків.

У порівнянні з вихідним станом окисування сталі веде до зниження межі міцності на 20...50%, причому зниження міцності співвідноситься з ростом розміру зерна.

Окисування знижує пластичність сталі в усьому температурному інтервалі. Втрата пластичності зростає з ростом зерна сталі після окисування і сягає 40...67 % для 800 °С, 150 год, коли розмір зерна найбільший.

Властивості сталі у розплаві свинцю. Середовище свинцю, не змінюючи якісний характер залежності зміни міцнісних характеристик сталі від температури, знижує тимчасовий опір руйнуванню неокисованої сталі на 26...50% (рис. 1, кр.5, 6). Це свідчить про негативний вплив свинцевого середовища на механічні характеристики даної сталі.

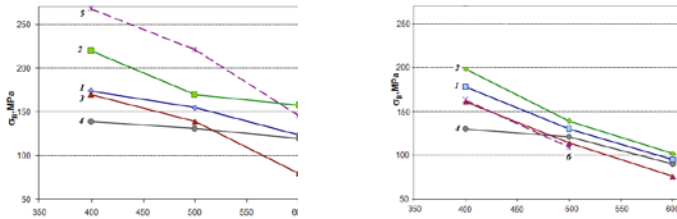


Рис. 1. Залежність межі міцності від температури окисованої сталі SUH409L у вакуумі (а) та свинці (б): 1–600°C, 24 год; 2–800°C, 24 год; 3–600°C, 150 год; 4–800°C, 150 год; 5–без окс. у вакуумі; 6–без окс. у свинці

Температурна залежність межі міцності окисованої сталі у свинці наведена на рис. 1б, кр.1-4. У свинцевому середовищі має місце зниження міцності окисованих зразків у порівнянні з випробуваннями у вакуумі, яке залежно від режиму окисування змінюється від 5% до 20%. Причому збільшення розміру зерна після окисування веде до суттєвіших втрат міцності матеріалу (рис.1б, кр.3,4).

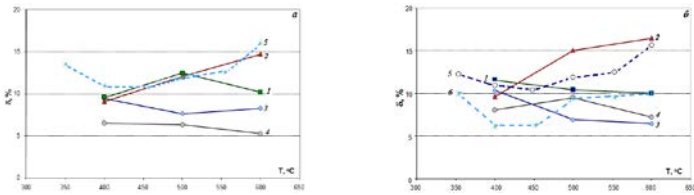


Рис. 2. Зміна пластичності окисованої сталі SUH409L залежно від температури при випробуваннях у вакуумі (а) та свинцю (б): 1–окс. 600°C, 24 год; 2–800°C, 24 год; 3–600°C, 150 год; 4–800°C, 150 год; 5–вихідний стан у вакуумі; 6–вихідний стан у свинці

Перше ніж аналізувати вплив окисування на пластичність сталі у свинці розглянемо температурну залежність *пластичності* сталі у вихідному стані у свинцевому розплаві, приведена на рис. 2б, кр.6. На відміну від випробувань у вакуумі (рис.2, кр.5), у свинці має місце зниження відносного видовження матеріалу (на 4...5%) в інтервалі температур 400...450°C, яке можна трактувати як ефект рідкометалевого окрихчення, який для сталей феритного класу може проявлятися у певному температурному інтервалі, який залежить від швидкості деформації, складу матеріалу та рідкометалевого середовища [5]. У випадку досліджуваної сталі SUH409L з ростом температури понад 450°C відбувається відновлення пластичності, хоча значень, притаманних матеріалу при випробуваннях у вакуумі, не досягається.

Після окисування негативний вплив свинцевого середовища на відносне видовження сталі зникає (рис.2б). Це можна пояснити тим, що

наявність оксидного шару обмежує прямий контакт розплаву з поверхнею. Пластичність оксидованої сталі у свинці майже не змінюється порівняно з вакуумним середовищем.

Згідно фрактографічного аналізу руйнування сталі у вихідному стані у вакуумі відбувається за в'язким механізмом і супроводжується утворенням та коагуляцією пустот, що веде до формування ямкової мікроструктури зламу (рис.3а). Оксидування загалом не впливає на характер руйнування матеріалу: на фрактограмах видно численні в'язкі гребені за відсутності крихких фасеток сколювання (рис.3б). Після випробувань у свинці поверхня зламу покрита свинцем, що ускладнює аналіз характеру руйнування (рис.3в).

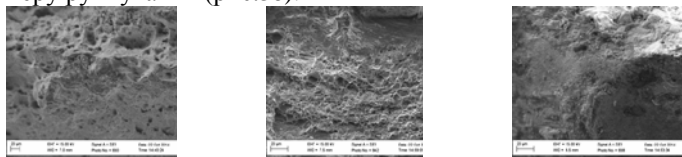


Рис. 3. Сканувальна електронна фрактографія поверхонь сталі AISI409L

Висновки. Вивчено вплив дифузійного оксидування на фазовий склад приповерхневих шарів сталі феритного класу SUH409L (системи Fe-11Cr) та встановлено вплив свинцевого розплаву на міцність та пластичність сталі без та з модифікованими оксидними шарами в інтервалі температур 400...600°C. Оксидування феритної сталі SUH409L хоча і знижує її механічні характеристики, проте запобігає її окрихчуванню у свинцевому розплаві. Доцільніше проводити оксидування, яке мінімально впливає на розмір зерна металу та сприяє формуванню у складі оксидного шару оксиду Cr₂O₃.

1. Comparative assessment of thermophysical and thermohydraulic characteristics of lead, lead-bismuth and sodium coolants for fast reactors // IAEA-TECDOC-1289, Vienna, 2002.
2. Design of an Actinide Burning, Lead or Lead-Bismuth Cooled Reactor That Produces Low Cost Electricity // INEEL/EXT-01-01376. MIT-ANP-PR-083. FY-01 Annual Report. October, 2001, p. 181-223.
3. Knebel J.U., Cheng X., Muller G., et al. Thermalhydraulic and corrosion challenges for the target module of an accelerator-driven system (ADS). / Third international topical meeting on nuclear application of accelerator technology AccApp'99, Long Beach CA, November 14-18. 1999, p. 367-376.
4. Powder Diffraction File 1974: Search manual alphabetical listing and search section of frequently encountered phases. // Inorganic. - Philadelphia, 1974.
5. Old C.F., Trevena P. Embrittlement of zinc by liquid metals // Met. Sci. 1979, 13, No.8, P.487-495.

ВПЛИВ РЕЖИМУ ХОЛОДНОГО ПЛАСТИЧНОГО
ДЕФОРМУВАННЯ ПІД ЧАС КОМБІНОВАНОЇ ОБРОБКИ НА
ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT 22

ЛАВРИСЬ С.М., КРАВЧИШИН Т. М.

Фізико-механічних інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Досліджено вплив попередньої поверхневої пластичної деформації під час комбінованої обробки на властивості сплаву VT 22. Метод комбінованої обробки полягав у попередній холодній поверхневій пластичній деформації (ХППД) та наступному термодифузійному насиченні азотом (ТДА) поверхні. Результати триботехнічних випробувань показали, що для забезпечення високої зносостійкості пари тертя VT 22 – BrAZhN 10-4-4 доцільно проводити ХППД, збільшуючи кількість проходів за малих навантажень. Підвищення ступеня пластичної деформації до 600 Н не дає позитивного результату.

It was investigated the effect of previous surface plastic deformation during the combined treatment on the properties of alloy VT22. The method of combined treatment was consisted of previous cold surface plastic deformation (CSPD) and subsequent thermodiffusion saturation by nitrogen (TDN) of the surface. The results of tribotechnical tests showed that it is advisable to carry out CSPD, increasing the number of passes at the small loadings to provide the high wear resistance of the friction pair VT 22 – BrAZhN 10-4-4. The increase of the degree of plastic deformation to 600 N does not provide positive result.

Вступ. Титан та сплави на його основі знайшли широке застосування в авіації, ракетобудуванні, машинобудуванні та інших галузях промисловості, оскільки мають ряд необхідних властивостей: високу корозійну стійкість, питому міцність, термостійкість та низьку холодноламкість. Проте характерним недоліком титанових сплавів є схильність до налипання, поверхневого схоплення, що обмежує їх застосування у вузлах тертя [1]. Для вирішення цієї проблеми в промисловості на титанові сплави наносять антифрикційні гальванічні покриття хрому чи нікелю. Проте технологія отримання цих покриттів є досить складною, що пов'язано з поганими адгезійними властивостями титану, його схильністю до наводнення, чутливістю до концентраторів напруг і температурних флуктуацій. Крім того процес нанесення гальванічних покриттів є нестійким, а також шкідливий для здоров'я [2]. У зв'язку з цим необхідно замінити гальванічні покриття на титанових сплавах альтернативними, які б мали хороші антифрикційні властивості та не погіршували інші характеристики. Для цих цілей перспективно одержувати покриття методом комбінованої обробки: холодним поверхневим пластичним деформуванням (ХППД) та наступним термодифузійним насиченням азотом (ТДА) [3].

Методичні аспекти. Досліджували титановий сплав ВТ 22, оскільки він широко використовується в авіаційній техніці [4]. В якості попереднього ХППД був вибраний метод обкочування алмазною кулькою за навантаження 200, 600 Н у 3 та 7 проходи, який проводили в ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України. Азотування здійснювали за штатним режимом термічної обробки сплаву ВТ 22, коли азот подавали лише на другому ступені термічної обробки [5]: 750 °С, 3 години.

Якість поверхні, а саме шорсткість, до та після кожної технологічної операції вимірювали на профілометрі моделі 170621 з автоматичним визначенням середнього арифметичного відхилення профілю R_a , мкм. ДюрOMETричні дослідження вихідної та зміцненої поверхні зразків проводили на мікротвердомірі ПМТ-3М за навантаження 0,49 Н.

Триботехнічні дослідження реалізовували на машині тертя СМЦ – 2 за схемою диск – колодка. Для забезпечення реальних умов експлуатації в якості тіла були вибрані диски із сплаву ВТ 22, поверхню котрих зміцнювали комбінованою обробкою. Контртіла виготовленні з деформівної бронзи БрАЖН 10-4-4. Змашування проводили шляхом занурення тіла пари тертя в контейнер з гідрорідиною АМГ-10. Питоме навантаження становило 0,4 МПа. Інтенсивність зношування пар тертя визначали ваговим методом.

Результати дослідження. Після ХППД за різних навантажень та кількості проходів зменшуються висоти нерівностей поверхні та покращується якість поверхні обробленого титану. Квалітет чистоти поверхні після обкочування зменшується в порівнянні з вихідним квалітетом на 3-7 класи. Ущільнення поверхневих шарів металу підвищує поверхневу твердість зразків. Наступне азотування призводить до незначного підвищення параметру шорсткості обробленої поверхні та поверхневої твердості сплаву ВТ 22 (табл. 1).

Таблиця 1 – Параметр шорсткості та мікротвердість поверхні сплаву ВТ 22 після комбінованої обробки.

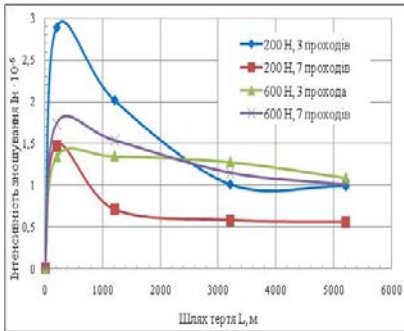
Режим ХППД	R_a , мкм			$H_{0,49}$, ГПа		
	Вихідна	ХППД	ТДА	Вихідна	ХППД	ТДА
200,3	4,00	1,83	1,79	4,09	4,47	5,26
200,7		0,39	0,62		4,81	6,46
600,3		0,22	0,51		4,82	6,02
600,7		0,11	0,22		5,15	7,06

За результатами триботехнічних випробувань, встановлено кінетику зміни коефіцієнту тертя, інтенсивності зношування та температури в околі зони тертя. Оскільки досліджуванні диски практично не змінювали своєї

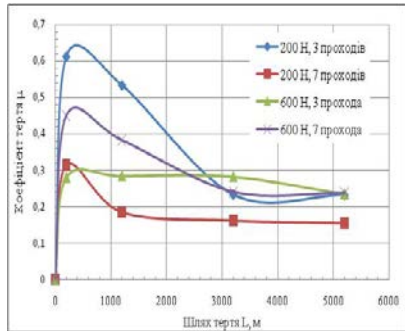
маси після випробувань, то інтенсивність зношування визначали за зміною маси контргіла. Всі параметри тертя добре корелюють між собою.

Найвищу зносостійкість має контргіло, котре працювало в парі з азотованою поверхнею, попередньо обкоченою за режимом: 200 Н, 7 проходів (рис. 1а). Очевидно, для забезпечення високої зносостійкості пари тертя ВТ22- БрАЖН 10-4-4, доцільно проводити ХППД, збільшуючи кількість проходів за малих навантажень. Підвищення ступеня пластичної деформації (до 600 Н) не дало очікуваного результату.

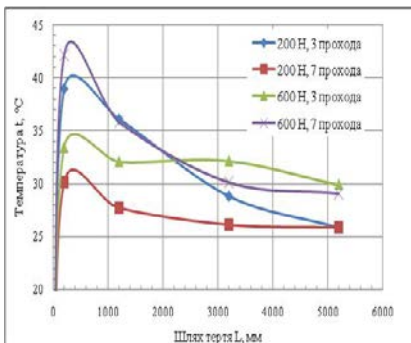
Період і характер зони припрацювання досліджуваних трибопар є різним (рис. 1а). Контргіла, котрі працювали з дисками, попередньо зміцненими за навантаження 600 Н, характеризувалися короткочасною та малою зоною припрацювання, а за 200 Н – тривалою та більш інтенсивною зоною. Таку зміну зони припрацювання можна пояснити тим, що підвищення навантаження під час обкочування покращує якість поверхні дисків і призводить до зменшення часу переходу технічної шорсткості поверхні в експлуатаційну. На шляху від 1200 м всі пари тертя виходять на усталений режим зношування.



а



б



в

а – інтенсивність зношування;

б – коефіцієнт тертя;

в – температура в околі зони тертя

Рисунок 1 – Залежності триботехнічних характеристик від шляху тертя

Найменший коефіцієнт тертя має трибопара, диск якої попередньо обкочували за навантаження 200 Н, 7 проходів (рис. 1б). За вищих значень навантаження під час попередньої ХППД, коефіцієнт тертя зростає в 2 рази. Максимальне підвищення температури в околі зони тертя відбувається в період припрацювання трибоспряжень та не перевищує 45 °С (рис. 1в). На ділянці стабільного зношування ця температура встановлюється на рівні 25...30 °С.

Висновок: Встановлено, що найкращими триботехнічними характеристиками володіє пара тертя, диск якої попередньо обкочували за навантаження 200 Н, 7 проходів. Коефіцієнт тертя в такій трибопарі становить 0,155, що наближається до регламенту технічного завдання № 148.00.4111.110.000.73 на виконання робіт по дослідженню методів підвищення зносостійкості поверхонь деталі пари тертя «циліндр – шток» з високоміцного титанового сплаву ВТ 22, з метою забезпечення вимог герметичності.

1. *Духота О.І. Проблемні питання використання титанових сплавів у вузлах тертя авіаційної техніки / О.І. Духота, М.В. Кіндрачук, В.Ф. Лабунець // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб.–К.: НАУ, 2008.–Вип.49. – с. 14–26.*
2. *Аксенов А.Ф., Полищук И.Е., Кульгавый Э.А. Состояние и перспективы использования антифрикционных покрытий на титановых сплавах // Трение и износ. 1982. –Т.3.*
3. *Шейкін С.Є., Погрелюк І.М., Ростоцький І.Ю., Сергеч Д.А. Вплив попереднього холодного пластичного деформування на ефективність термодифузійного азотування титанових сплавів ВТ 1-0 та ВТ 22 // XV Міжнародна науково-технічна конференція. «Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта». – Київ (Україна). – 2014. – С. 193 –194.*
4. *Крылов К.А., Хаймзон М.Е. Долговечность узлов трения самолетов. – М.:Транспорт, 1976. – 183 с.*
5. *Производственная инструкция ВИАМ № 685-76. Термическая обработка титановых сплавов.*

ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ У ПОКРИТТЯХ ПРИ ПЛАЗМОВОМУ НАПИЛЕННІ

ЛУЖЕЦЬКИЙ В.С.

Дрогобицький державний педагогічний університет імені Івана Франка

Визначено особливості розрахунків і експериментальних досліджень залишкових напружень у покриттях при плазмовому напиленні. Показано, що формування газотермічного покриття супроводжується виникненням відповідного напруженого стану, що сприяє зниженню характеристик міцності покриттів.

The features of calculations and experimental investigations of residual stresses in the coatings during plasma spraying. It is shown that the formation of gas-thermal coating is accompanied by appropriate stress state, thereby reducing the strength characteristics of coatings.

В умовах газотермічного напилення при переході від покриття до основного матеріалу виникає градієнт властивостей, обумовлений особливостями технології нанесення, що в подальшому впливає на поведінку матеріалу основи. У силу свого структурного стану і складу покриття впливає на процеси зміцнення або знеміцнення. Впливає як покриття в цілому, так і його окремі елементи, що безпосередньо контактують із поверхнею твердого тіла. Ступінь контакту й міцність зчеплення, також мають істотне значення [1].

Сказане в однаковій мірі відноситься і до поверхневого перехідного шару в основному матеріалі, який може бути легований атомами покриття в процесі додаткового дифузійного відпалу.

Для певних композицій і в конкретних умовах випробувань вплив окремих факторів на фізико-механічні властивості матеріалів буде залежати від діапазону діючих температур, напружень, виду агресивного середовища. У процесі формування плазмового покриття частинки, нагріті до високої температури, поступово нашаровуються на поверхню основи або на інші, вже охолоджені частинки. Охолодження основи і частинок є нерівномірним, що обумовлює також їх нерівномірне стискування. У результаті цього в напиленому покритті виникають залишкові напруження стиску чи розтягу. Ці напруження, у свою чергу, в окремих випадках можуть привести до деформації основи [2].

Неоднорідні пластичні деформації і зміни напруженого стану при фазових перетвореннях, дифузія і хімічні реакції, теж мають місце при нанесенні газотермічного покриття, і також є причиною виникнення в системі „покриття – основа” залишкових температурних і концентраційних напружень.

Температурні залишкові напруження є наслідком термічних умов напilenня і різниці в термічних властивостях матеріалів основи і покриття [3]. При охолодженні у сформованій композиційній системі виникає складне поле залишкових напружень, що залежить від нерівномірності розподілу матеріалу в високотемпературному струмені і нерівномірності нагрівання основи. Крім того, на нього впливають особливості форми і розміри поверхні основи.

Висока швидкість протікання процесів у контактній зоні при формуванні покриття не дозволяє цілком релаксувати напруженням, що виникають, при охолодженні матеріалу. У результаті при нормальній температурі в напиленому покритті виникають залишкові напруження стиску або розтягу. Велике значення має також вплив перехідної зони, що формується між напиленим шаром і основою в результаті дифузії [4]. Цей процес супроводжується фазовими переходженнями з утворенням фаз вкорінення і інтерметалідних сполук. Так виникають концентраційні залишкові напруження, як результат різниці в питомих об'ємах матеріалу покриття й основного матеріалу, коефіцієнти термічного розширення яких різні.

В умовах газотермічного (плазмового) напilenня теоретичні розрахунки і експериментальні дослідження зводяться, в основному, до визначення температурних залишкових напружень, які обумовлені градієнтом температур частинок в момент їхнього потрапляння на поверхню основи і після охолодження, коефіцієнтами термічного розширення покриття і основи, нерівномірністю розподілу температур по перерізу покриття. Впливають також змінні фактори: підготовка поверхні основи перед напilenням, товщина покриття, геометричні розміри поверхні, що обробляється, умови охолодження.

Таким чином, формування газотермічного покриття, а також контактної зони, що включає безпосередньо міжфазову зону і приповерхневі шари основи, супроводжується виникненням відповідного напруженого стану, що сприяє зниженню характеристик міцності покриттів, їхньому розтріскуванню, відшаруванню, а також впливає на подальшу поведінку всієї системи. Зростання напружень у контакті обумовлює розтріскування покриття або проміжного шару, де і починається розвиток головної тріщини, що може призвести до руйнування.

Для розрахунків напружень використовується теорія термопружності з відповідними припущеннями. Припускається, що матеріали покриття й основи ізотропні і відповідають закону Гука, модуль нормальної пружності E та лінійний коефіцієнт температурного розширення β не залежать від температури. Розглядається сталий температурний режим, тобто система вважається охолодженою від

максимальної температури, наприклад, середньої T_c до кінцевої кімнатної T_0 . Температура у цьому випадку змінюється на величину [2]:

$$\Delta T = -(T_c - T_0).$$

Напруження в покритті, нанесеному на плоску жорстко закріплену основу σ_{II} , описуються рівнянням:

$$\sigma_{II} = \frac{\beta_{II} - \beta_0}{1 - \frac{\nu_{II}}{E_{II}} + \frac{1 - \nu_0}{E_0} \frac{h_{II}}{h_0}}.$$

Напруження в основному металі σ_{II} мають зворотний знак і пов'язані з напруженнями у покритті співвідношенням:

$$\sigma_0 = -\sigma_{II} \frac{h_{II}}{h_0}.$$

У рівняннях E , ν , β , h – модуль Юнга, коефіцієнт Пуассона, коефіцієнт температурного розширення, товщина з відповідним індексом „ II ” – для покриття і „ O ” – для основного металу.

У міру зміни товщини покриття напруження в контактні або збільшуються, або зменшуються і, отже, міцність зв'язку його з основою змінюється. Залежно від модуля пружності і коефіцієнта лінійного розширення матеріалу покриття напруження можуть змінювати знак. Епюри напружень, що можуть мати місце у покриттях, напилених на плоску або циліндричну основу, схематично зображені на рисунку.

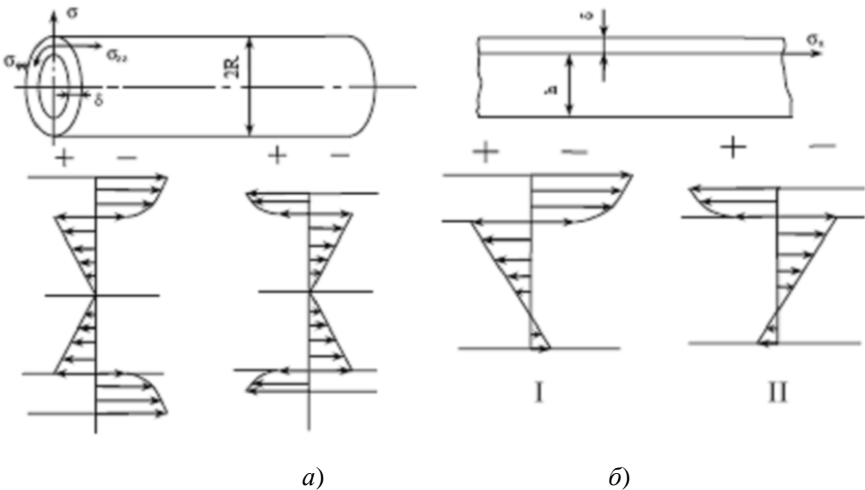


Рис. 1 – Епюри напружень у системі „покриття – циліндричне тіло” (а) і „покриття – плоске тіло” (б); знак „+” – напруження розтягу, знак „-” – напруження стиску

Якщо в процесі напилення змінюються фізико-механічні характеристики перехідної зони через формування в ній нових фаз, то, крім температурних залишкових напружень, виникають концентраційні, накладення яких визначає загальний напружений стан композицій. При цьому значення залишкових напружень, отримані як аналітично, так і в процесі вимірів, залежать від технології напилення. Технологія обумовлює насамперед тепловий режим у системі, а також структуру та склад покриттів і міжфазової зони. У той же час, фізичні характеристики матеріалу покриття, що використані для розрахунку, можуть істотно відрізнятись від аналогічних характеристик компактних матеріалів.

1. *Ющенко К.А., Борисов Ю.С., Кузнецов В.Д. та інші.* Інженерія поверхні. – К.: Наук. думка, 2007. – 557 с.
2. *Davim J.P.* Tribology for Engineers. A practical guide. – Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2011. – 320 p.
3. *Roesler J., Harders H. and Baeker M.* Mechanical Behaviour of Engineering Materials. – Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. – 534 p.
4. *Stachowiak G.W., Batchelor A.W.* Engineering Tribology. – USA: Elsevier Inc, 2014. – 852 p.

КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА ГІДРИДІВ З ТОЧКИ ЗОРУ АНІОН (МН_x)– КАТІОННОГО ПІДХОДУ ТА КОРЕЛЯЦІЇ ВАЛЕНТНИХ ЕЛЕКТРОНІВ

ЛЮТИЙ П.Я.

Фізико-механічний інститут імені Г.В. Карпенка НАН України,

В дані роботі запропонований емпіричний підхід до систематизації та описання кристалічної структури гідридів інтерметалічних сполук на основі МН_x «кластерів» - катіонного підходу та кореляції концентрації валентних електронів що може бути використані, як для опису відомих структурних типів, так і розв'язку кристалічної структури нових гідридів.

In this paper we proposed an empirical approach to the systematization and descriptions of the intermetallic hydrides crystal structure, based on МН_x "cluster" - cation approach and correlation of valence electrons concentrations consideration which can be used to describe the known structural types as well as solving the crystal structure of new hydrides.

Швидкий розвиток сучасної техніки потребує розробки нових та вдосконалення існуючих функціональних матеріалів з підвищеними експлуатаційними властивостями та низькою собівартістю. Важливою проблемою сучасного матеріалознавства є пошук екологічно чистих та енергозберігаючих матеріалів, а також технологій їх отримання та застосування. Водень, як альтернатива традиційним видам палива, все більше привертає до себе увагу наукової світової спільноти. Однією з лімітуючих стадій промислового використання водню є його безпечне зберігання та транспортування. Вирішенням цієї проблеми може слугувати зберігання водню у зв'язаному стані, а саме використання бінарних, потрійних та більш складних інтерметалічних сполук (ІМС) та композитів в якості поглиначів водню.

Кристалічна структура речовин / ІМС є одною із основних частин інформації про матеріали. Тому їх класифікація та пошук емпіричних закономірностей між структурою, кількістю валентних електронів та властивостями є важливим для інтенсифікації пошуку та удосконалення як метало гідридів так і інших конструктивних матеріалів.

На відмінно від ІМС для яких є достатня кількість широко апробованих класифікацій/підходів систематизації сполук сформованих починаючи з 50-60-тих років [1, 2], структурна хімія гідридів бере свій початок у 80-тих роках 20 століття [3] та є відповідно менш систематизованою. Однією з найбільш нових та успішних спроб узагальнення та систематизації інтерметалічних гідридів була зроблена в роботі [4].

При аналізі кристалічних структур гідридів на предмет спорідненості ми помітили цікаву, на наш погляд, закономірність для структур, що утворюються в результаті наводнення, а особливо в тому випадку коли проходить зміна кристалічної структури інтерметаліда. В результаті наводнення атоми водню оточують атоми лише одного сорту і, як правило тих, що мають більшу електронегативність з утворенням поліедра/кластера. В дані роботи нами було розраховано сумарну кількість валентних електронів (v.e.c.) «кластера» за формулою $\sum_{(v.e.c.)} = E_{(v.e.c.)} + N_{(v.e.c.)}$ (де $E_{(v.e.c.)}$ – кількість валентних електронів центруючого атома; $N_{(v.e.c.)}$ кількість валентних електронів отриманих від атомів водню) та розглянуто «кластер» (його координати) як одну кристалографічну одиницю. Цікавим фактом нами було виявлено те, що структура «кластер»-катион дуже подібна на структуру катион-аніонних сполук, де аніон має таку ж концентрацію валентних електронів, як і «кластер» а катион є тим самим хімічним елементом або його електронним аналогом. Приклади розрахунків та їх графічні зображення представлені на рис.1.

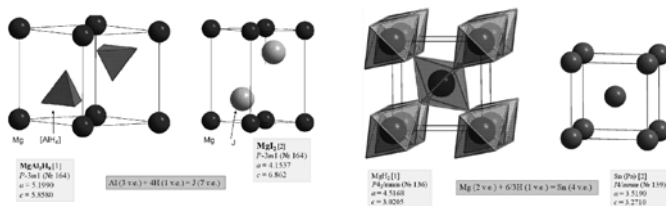


Рис.1. Приклади розрахунків та графічне представлення кореляції валентних електронів та відповідних кристалічних структур в деяких гідридах

У зв'язку з тим, що одним з основним критерієм визначення кристалічної структури речовини, а особливо випадків коли структура належить до нового структурного типу є наявність взаємозв'язків з відомими структурами [5], на нашу думку даний підхід може бути використаним, як для опису відомих структурних типів, так і розв'язку кристалічної структури нових гідридів.

1. *P. I. Krypuyevych* The Structure Type of Intermetallic Compounds. In: , Nauka, Moscow (1977) 287
2. *W. B. Pearson* The Crystal Chemistry and Physics of Metal Alloys, Wiley Interscience, New York (1972)
3. *D.G. Westlake, J. Less-Common Met.* 91 (1983) 1
4. *В.А. Яртись, О.Б. Рябов, М.В. Лотоцький.* Матеріалознавство та структурна хімія інтерметалічних гідридів. - Львів: СПОЛОМ, 2006. - 280 с.
5. *Федорчук А., Федина М., Кітик І.* Найближче координаційне оточення атомів у структурах неорганічних сполук// Чернівці: Видавничий дім "Родовід". 2013. -198с

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ СЕРЕДОВИЩ НА ФОРМУВАННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОВЕРХНЕВИХ НКС

МАКСИМІВ О.В.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Досліджено властивості поверхневих нанокристалічних структур на сталі 65Г отриманих механоімпульсною обробкою залежно від використовуваних технологічних середовищ. Показано, що використання масляного технологічного середовища забезпечує отримання кращих характеристик міцності і пластичності порівняно з водним.

It was investigated the properties of nanocrystalline structures on 65G (0,65C-1Mn) steel obtained by mechanical-pulse treatment using different technological environment. It was shown that oil based technological environment supplies better characteristics of strength and plasticity than water based ones.

Вступ. Важливим завданням сучасного матеріалознавства є вивчення властивостей та розробка технологій отримання нанокристалічних структур (НКС). Одним із найпоширеніших методів формування НКС є інтенсивна пластична деформація. Цим методом отримують об'ємні [1] і поверхневі [2] НКС. Існуючі методи об'ємної деформації не дають можливості отримувати наноструктури з розміром зерна менше 100 нм [3].

Одним із ефективних і простих методів високоенергетичної імпульсної механічної дії на поверхню з метою отримання поверхневих НКС є механоімпульсна обробка (МІО), яка базується на використанні імпульсної енергії високошвидкісного тертя. Дана методика розроблена у ФМІ НАН України. Фізичні основи методу викладено в [4]. Структурно-фазові перетворення під час МІО досліджено в [5], принципи поверхневого легування під час МІО в [6]. Ця обробка характеризується саме тим, що в зону фрикційного контакту подаються технологічні середовища (ТС). Під дією високих тисків і температур проходить їх термо- і механодеструкція, а приповерхневі шари насичуються елементами розпаду ТС. Це створює сприятливі умови для диспергування зеренної структури під час МІО.

Матеріали і методики досліджень. Характеристики міцності і пластичності визначали на плоских зразках (рис. 1) зі сталі 65Г. Обробку досліджуваних зразків проводили зміцнювальними інструментами із сталі 40Х. Як ТС використовували мінеральну оливу І-12А ГОСТ 20799-75 та 10% водний розчин амінілу (ТУ-6-00-5743167-106-90). Обробку зразків здійснювали на модернізованому для зміцнення плоскошліфувальному верстаті СПС-20. Зразки вирубували на ножицях з листа товщиною 2 мм,

свердлили отвори і фрезерували по контуру в пакеті. Виготовлені зразки шліфували, обробляли МІО поверхні А і Б для отримання поверхневих НКС. Режими МІО: $V_{інст} = 50$ м/с, $V_{дет} = 1$ м/хв, поперечна подача інструменту $S = 0,5$ мм на подвійний хід стола, величина врізання інструменту 0,3 мм. Механічну поведінку сталей вивчали шляхом визначення таких механічних характеристик як границя міцності під час розтягу (σ_B), умовна границя текучості ($\sigma_{0,2}$), пластичність вивчали за зміною відносного видовження (δ) та відносного звуження поперечного січення зразків після розриву (ψ). Ці дослідження проводили на розривній машині мод. УМЭ-10ТМ за швидкості деформації 0,5 мм/хв. Зразки наводнювали електролітично за густини струму 0,1 мА/см² протягом 60 хв. у 1 н. розчині H₂SO₄ + 2.5 г/л тіомочевини. Поверхневу мікротвердість вимірювали на мікротвердомірі ПМТ-3 за навантаження 50 г.

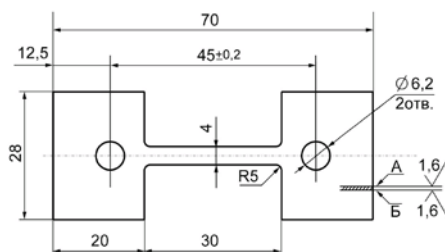


Рисунок 1. Зразок для визначення механічної поведінки поверхневих НКС

Фазовий склад поверхневих шарів сталей після зміцнювальної обробки вивчали на дифрактометрі-дифрактографі ДРОН-3 в CuK α -випромінюванні ($U = 30$ кВ, $I = 20$ мА) з кроком 0,05° та експозицією у точці 4 с. Обробляли дифрактограми, використовуючи пакет програмного забезпечення CSD [7]. Рентгенограми ідентифікували за картками картотеки JCPDS-ASTM [8]. Розмір зерна на поверхні визначали рентгенівським методом за півшириною піків.

Результати досліджень. Згідно рентгенівських досліджень на сталі 65Г після МІО утворюється феритно-аустенітна структура, величина зерна на поверхні досягає 39,6 нм. У процесі обробки пройшов повний розпад цементиту і вуглець знаходиться на границях зерен, відіграючи роль корисної домішки. Мікротвердість зміцненого шару складає 9,5 ГПа.

Механічній поведінці НКС присвячено багато робіт [9,10]. Всі вони присвячені в основному механічним властивостям об'ємних наноматеріалів. Фізико-механічні властивості поверхневих НКС частково розглянуто в [11,12]. На рис. 2 наведено зміну механічних властивостей сталі 65Г після МІО поверхневих шарів зразків у вихідному стані, після відпау та після гартування і середнього відпуску. МІО мало змінює характеристики міцності

як у водному так і в оливному ТС, зате суттєво відчувається вплив виду ТС на характеристики пластичності. Особливо відчутно впливає вид ТС на відносне видовження. Така поведінка зумовлена очевидно впливом основних компонентів, а саме вуглецю, кисню та водню, які розміщені в основному по границях зерен у виді сегрегацій і згідно [13] можуть бути корисними або шкідливими, впливаючи на міжзеренне зчеплення пограничних атомів.

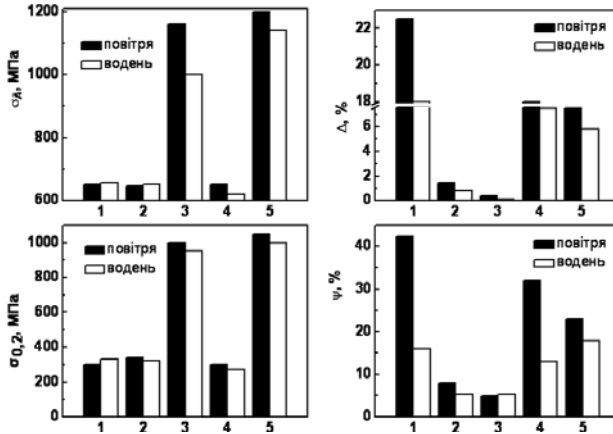


Рисунок 2. Зміна механічних властивостей поверхневих НКС на сталі 65Г, оброблених у різних ТС: 1 – вихідний стан; 2, 3 – МІО у водному ТС; 4, 5 – МІО у оливному ТС; 2, 4 – вихідний стан + МІО; 3, 5 – гартування + відпуск 500° С + МІО + відпуск 500° С.

В роботі [14] на сталі 40Х показано, що в залежності від виду використovanого ТС змінюється хімічний склад приповерхневих шарів, зокрема суттєво змінюється кількість водню, кисню та вуглецю. Відомо [13], що вуглець є корисною домішкою на границях зерен, а кисень – навпаки шкідливим. Корисними є ті домішки, які за введення у метал виходять на границі зерен, сприяють підвищенню поверхневої енергії границі і, як наслідок, енергії межзеренного руйнування. В матеріалах, які складаються із атомів двох і більше сортів є можливість додаткового впливу атомів домішку або легувальних елементів на властивості, зокрема, «заліковування» слабких місць на границях розділу. В таких системах можливе утворення сегрегацій атомів легувальних елементів по границях зерен [14]. Рушійною силою сегрегацій є зниження енергії системи за рахунок переходу частини домішкових атомів із твердого розчину на границі розділу (границі зерен). Тому вид ТС, в якому є корисні і шкідливі домішки впливає на властивості поверхневих НКС.

Висновок. Отже, ТС суттєво впливає на механічні властивості поверхневих НКС як у повітрі так і у водні. Використовуючи термічну обробку можна покращити характеристики міцності і пластичності поверхонь з нанокристалічною структурою.

1. *М. А. Васильев, Г. И. Прокопенко, В. С. Филатова.* Нанокристаллизация металлических поверхностей методами интенсивной пластической деформации (обзор)// Успехи физ.мет. 2004, т.5, С.345 – 399.
2. *Ю. И. Бабей* Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна. – Киев: Наук. думка, 1988. – 240с.
3. *Р. З. Валиев, И. В. Александров* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
4. *М. Д. Максимшин* Структурно-фазовые изменения при импульсном упрочнении стали и их влияние на работоспособность деталей машин: Автореф. дис. ...канд. техн. наук. – Львов, 1986, – 16с.
5. *М. Д. Максимшин* Структурно-фазовые изменения при импульсном упрочнении стали и их влияние на работоспособность деталей машин: Автореф. дис. ...канд. техн. наук. – Львов, 1986, – 16с.
6. *В. І. Кирилів* Поверхнєве легування сталей при механоімпульсній обробці: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Львів, 1997, – 16с.
7. *Krous W., Nolze G.* Powder Cell – A Program for the Representation and Manipulation of Crystal Structures and Calculation of the Resulting X-ray Powder Patterns // J. Appl. Cryst. – 1996. – **29**. – P. 301–303.
8. Powder Diffraction File 1973: Search manual alphabetical listing and search section of frequently encountered phases. – Inorganic-Philadelphia, 1974.
9. *Takaki S, Kawasaki K, Kimura Y (2001)* Mechanical Properties of Ultra Fine Grained Steels. Journal of Materials Technology 117(3): 359-363
10. *Morris D. G.* (1998) Mechanical Behaviour of Nanostrured Materials. Uetikon. Trans Tech. Zurich. Switzerland
11. *Kocanda D, Hutsaylyuk V, Slezak T, Torzewski J, Nykyforchyn H, Kyrlyiv V (2012)* Fatigue crack growth rates of S235 and S355 steels after friction stir processing. Materials Science Forum 726: 203-210.
12. *Nykyforchyn H. M., Kyrlyiv V. I., Bassarab A. I.* (2002) Wear resistance of the mechanical-pulse treatment 40X steel during abrasive friction and cavitation. Materials science. Vol.38, No. 6: 860-864
13. *Гликман К.Э., Брувер Р.Э.* Равновесная сегрегация на границах зерен и интеркристаллитная хладноломкость твердых растворов // Металлофизика. – т. 43. – вып. 42 – 1972. С. 42–63.
14. *Nykyforchyn H., Kyrlyiv V., Maksymiv O.* Chapter 2: Physical and mechanical properties of surface nanocrystalline structures, generated by severe thermal-plastic deformation // Nanocomposites, Nanophotonics, Nanobiotechnology, and Applications. – av Olena Fesenko, Leonid Yatsenko. – Inbunden, Springer. 2014 – P. 31–41

ДО РОЗРАХУНКУ ТОВЩИНИ ОКСИДНОГО ШАРУ ПРИ
МІКРОДУГОВОМУ ОКСИДУВАННІ

ОНИЦУК О.О.

Луцький національний технічний університет

В роботі коротко представлено розрахунок товщини шару залежно від часу мікродугового оксидування, а також коефіцієнт пропорційності, який залежить від складу електроліту. Нами показана можливість використання математичних методів, а саме застосування методу найменших квадратів для розрахунку товщини оксидної плівки, що сприяє підвищенню ефективності технології мікродугового оксидування.

This paper presents the calculation of layer thickness of the oxide on time microarc oxidation and proportionality factor that depends on the composition of the electrolyte. We have shown the ability to use mathematical methods such as the use of the least squares method to calculate the thickness of the oxide film. It is thereby increasing efficiency technologies microarc oxidation.

Проблеми забезпечення надійності, довговічності експлуатаційних характеристик пристроїв і вузлів машин різного призначення приділяється значна увага в машинобудуванні, атомній енергетиці, приладобудуванні, авіаційному двигунобудуванні. Тому є перспективним створення нових і вдосконалення існуючих технологій зміцнення конструкційних матеріалів [1]. Основним завданням технології зміцнення матеріалів є отримання поверхні з достатньою міцністю, зносо- і корозійною стійкістю та іншими високими експлуатаційними характеристиками. Проаналізувавши методи зміцнення поверхні триботехнічних матеріалів установлено, що одним з найперспективніших способів поверхневого зміцнення деталей, який підвищує міцнісні і захисні властивості конструкційних матеріалів є мікродугове оксидування [1, 3]. МДО являється гнучкою і екологічно чистою технологією зміцнення поверхневого шару металів і їх сплавів, які дозволяють використовувати вироби в різних галузях промисловості.

Основною метою нашої роботи є розробка математичних методів отримання залежностей товщини поверхневого шару, часу та температури процесу мікродугового оксидування для визначення оптимальних властивостей.

Постановка задачі. На основі відомих літературних даних і експериментальних досліджень авторів [2] проведено розрахунок методом найменших квадратів товщини шару на алюмінієвих сплавах багатофункціональних покриттів методом МДО.

Мірою інтенсивності зміни потенціалу вздовж електричної силової лінії поля, утвореного точковим зарядом, є похідна від потенціалу

по відстані до джерела поля або *градієнт* потенціалу, який дорівнює напруженості поля, взятій із знаком мінус. Отже, напруженість електричного поля E при МДО є градієнтом (похідною) від потенціалу. Напряга U є різницею потенціалів, тобто під дією певної різниці потенціалів, завдяки правильним властивостям електроліту через мікророзряди в поверхню металу переносяться іони, а, отже, поверхня оксидується.

Результати. Побудована модель проникнення оксидування вглиб зразка. Тут застосовуємо рівняння фільтрації або ж рівняння дифузії (закон Фіка), яке аналогічне рівнянню теплопровідності.

В системі з градієнтом концентрацій речовини $\frac{dC}{dx}$ в напрямі x швидкість зміни концентрації речовини в даній точці, зумовлена дифузією, визначається другим законом Фіка:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}, \quad (1)$$

де t – час; D – коефіцієнт дифузії, що у даній задачі залежить від пористості матеріалу та сили струму і електричної напруги, а також властивостей електроліту.

Якщо коефіцієнт D залежить від концентрації насиченого елемента, то рівняння (1) має вид $\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} (D \frac{\partial C}{\partial x})$, рішення якого залежить від умов дифузії.

В цьому випадку коефіцієнт D визначаються швидкістю дифузії і залежить від температури. З ростом температури швидкість дифузії збільшується, а температурна залежність коефіцієнта D змінюється за експоненціальним законом. Запишемо розв'язок (2) у випадку напівбезмежного тіла:

$$C = C_0 \operatorname{erfc} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right), \quad (2)$$

де C_0 – концентрація на поверхні зразка (можна прийняти за 100 % концентрацію оксидів безмежно малої товщини, що утворюється в початковий момент часу); $\operatorname{erfc}(x)$ – функція помилок.

Для обчислення залежності товщини утвореної оксидної плівки, з огляду на те, що концентрація оксиду за функцією зменшується зі збільшенням глибини проникнення, необхідно задатися рівнем проникнення, що можна вважати достатнім для утворення бажаних властивостей поверхні.

З огляду на те, що $\operatorname{erfc}(0.1) \approx 0.8875$, для зручності за такий рівень проникнення оксидів у товщу зразка можна вибрати показник 88.75 %. Тоді з огляду на (2) отримаємо залежність товщини утвореної оксидної плівки від часу експозиції t_1 та коефіцієнта D :

$$h = 0.2\sqrt{Dt_1} \quad (3)$$

Коефіцієнт D можна визначити на основі експерименту шляхом застосування до (3) апроксимації методом найменших квадратів.

Вважатимемо, що коефіцієнт D пропорційний до сили струму згідно закону Шоткі, тобто

$$D = AI \quad (4)$$

де A – деяка стала або коефіцієнт пропозиційності, який залежить від складу електроліту, чисельно рівний масі речовини, яка виділяється при проходженні через електроліт через одиницю електричного заряду та визначається експериментально.

Для визначення цієї сталої A скористаємося експериментальними даними та апроксимуємо їх залежністю (4) на основі методу найменших квадратів. Таким чином, зведемо задачу до мінімізації квадратичного функціоналу

$$F = \sum_i (h_i^e - h_i^t)^2 = \sum_i (h_i^e - 0.2\sqrt{AI t_i})^2. \quad (5)$$

Знаходимо похідну від (5) отримуємо:

$$\frac{\partial F}{\partial A} = -0.2 \sum_i \left(h_i^e \frac{I t_i}{\sqrt{AI t_i}} - 0.2 I t_i \right) = -0.2 \left[\sqrt{\frac{I}{A}} \sum_i (h_i^e \sqrt{t_i}) - 0.2 I \sum_i t_i \right] = 0 \quad (6)$$

Тобто, на основі (6) за експериментально знайденими значеннями товщини зразка h_i^e при експозиції струмом I протягом часу t_i можна визначити сталу A так:

$$A = \frac{1}{0.04I} \left[\frac{\sum_{i=1}^n (h_i^e \sqrt{t_i})}{\sum_{i=1}^n t_i} \right]^2, \quad (7)$$

де n – кількість вимірювань параметрів $(t_i; h_i^e)$ при одній і тій же силі струму I . Коефіцієнт A враховує пористість матеріалу та тип електроліту.

Отримавши, коефіцієнт A можна визначити швидкість оксидування та пористість оксидного шару, які будуть визначатись електричними параметрами. У відповідності з теорією електричних ланцюгів, знаючи товщину оксидної плівки та коефіцієнт пропорційності визначаємо пористість оксидного шару та швидкість оксидування[4]:

$$P = \frac{I \cdot h \cdot A}{U \cdot \rho}, S_n = \frac{h \cdot I \cdot \rho}{U \cdot A} \quad (8)$$

де P – пористість оксидного шару, %; S_n – швидкість оксидування ρ – питомий опір оксидного шару, Ом·м; Φ ; U – напруга оксидування, В; I – сила струму, А.

Отже, товщина оксидного шару буде прямо пропорційна напрузі і складу електроліту. Пористість буде зворотно пропорційна напрузі і прямо пропорційна силі струму та складу електроліту. Швидкість оксидування прямо пропорційна товщині оксидного шару, силі струму та зворотно пропорційна складу електроліту.

Висновок. Таким чином, основною метою нашого дослідження є застосування методу найменших квадратів для отримання залежності товщини поверхневого шару від часу оксидування, що впливає на властивості матеріалу та оксидного шару. Оскільки, при зміні структури та товщини поверхневого шару підвищується довговічність, покращується тепло- і електрофізичні властивості матеріалу, то ми отримуємо нову якість матеріалу в цілому. Таким чином, метод мікродугового оксидування являє собою якісну нову ступінь на шляху вдосконалення змцнюючої обробки матеріалів.

1. *Бережний С.П.* Зносостійкість сплавів, відновлення та зміцнення деталей машин: навчальний посібник. – Запоріжжя: Видавництво ВАТ “Мотор Січ”, 2006. – 420 с.
2. *Student M.M., Dovhunyk V.M., Klapkiv M.D. and all.* Tribological properties of combined metaloxide–ceramic layers on light alloys // *Materials Science*, Vol. 48, No. 2, 2012 pp
3. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование). *И.В. Суминов, А.В. Эпельфельд, В.Б. Людин, Б.Л. Крит, А.М. Борисов* М.: «ЭКОМЕТ», 2005. - 368 с.
4. *Степанов, В.А.* Теоретические закономерности и механизм формирования модифицированного слоя методом микродугового оксидирования / *В.А. Степанов, А.Л. Хохлов, К.У. Сафаров* // Сб. материалов Международной НПК «Наука в современных условиях: от идеи до внедрения». – Димитровград: ТИ-филиал УГСХА, 2008. – С. 43-48.

ВПЛИВ НІОБІЮ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ
МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ МАХ-ФАЗИ Ti_3AlC_2

ПОДГУРСЬКА В.Я., ВІРА В.В.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

Досліджено вплив легування ніобієм на механічні і фізичні властивості матеріалів на основі МАХ-фази типу Ti_3AlC_2 . Встановлено, що матеріал Ti_3AlC_2-Nb має вищу міцність і жаростійкість ніж Ti_3AlC_2 . Тому його можна рекомендувати для виготовлення інтерконектів ТОПК.

The influence of Nb-doping on the mechanical and physical properties of materials based on the Ti_3AlC_2 MAX-phase have been investigated. It is established that Ti_3AlC_2-Nb material have higher strength and heat resistance than Ti_3AlC_2 . Based on these results it can be recommended for SOFC interconnects manufacturing.

Вступ. Твердооксидна паливна комірка (ТОПК), робота якої полягає у прямому перетворенні енергії хімічної реакції в електричну, є високоефективним і екологічно чистим джерелом енергії. Коефіцієнт її корисної дії становить 40...55 %. Інтерконект має багатофункціональне призначення. Як каркас, в якому вмонтовано елементарну паливну комірку, його використовують для подачі високотемпературного газового середовища до анода (відновлювального) і катода (окиснювального), а також для відведення струму. Тому матеріали для його виготовлення повинні мати: високі електро- і теплопровідність; задовільну мікроструктурну, хімічну і фазову стабільність за температур до $600^\circ C$; стійкість до негативного впливу високотемпературного відновнювального і окиснювального середовищ упродовж всього терміну роботи; задовільну міцність і опір повзучості за температур до $600^\circ C$.

Сьогодні як перспективний для виготовлення інтерконектів розглядають новий клас матеріалів на основі МАХ-фаз [1] – складних карбідних та нітридних сполук перехідних металів, які описують загальною формулою $M_{n+1}AX_n$, де $n=1\div 3$, М – перехідні метали, А – елементи А-груп (переважно IIIA та IVA) та X – вуглець або азот. Їм властиві високі електро- та теплопровідність, близький до керамік коефіцієнт термічного розширення, підвищена жорсткість у поєднанні з низькою густиною і краща тривкість до пошкодженості, які зберігаються за високих температур, а також притаманні висока термотривкість та стійкість до окиснення [1]. Однак поведінка матеріалів на основі МАХ-фази у технологічних середовищах ТОПК досліджена недостатньо.

Мета роботи – дослідити вплив легування ніобієм на структуру, механічні і фізичні властивості матеріалів на основі МАХ-фази.

Матеріали та методика. Досліджували композит на основі МАХ-фази Ti_3AlC_2 , який отримано спіканням у вакуумі при $1350^\circ C$ суміші порошоків TiC , TiH_2 і Al з подальшим гарячим пресуванням на повітрі за температури $1350^\circ C$ і тиску 30 МПа, що має фазовий склад 88...90 мас.% Ti_3AlC_2 , 5...7 мас.% TiC , 4...6 мас.% Al_2O_3 і поруватість 1% (варіант №1) (рис.1 а), а також композит на основі МАХ-фази, легований ніобієм (3...5 мас.%) (варіант №2) (рис.1 б), які виготовлені в Інституті надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України.

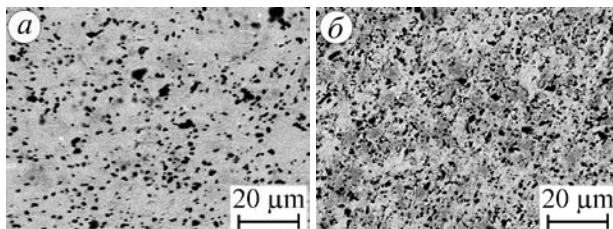


Рис. 1 – Мікроструктура матеріалів на основі МАХ-фази Ti_3AlC_2 : а – варіант №1; б – варіант №2.

Під час дослідження міцності матеріалів використовували гладкі призматичні зразки розмірами $2,5 \times 5 \times 40$ мм, які навантажували за схемою триточкового згину за температур 20 і $600^\circ C$ у повітрі і високочистому газоподібному водні (99,99 об. %). Характеристику міцності σ_{bend} визначали як напруження, що відповідає кінцю лінійної ділянки діаграми згину.

Жаростійкість матеріалів визначали на зразках розмірами $5 \times 5 \times 8$ мм, які заздалегідь зважували і заміряли лінійні розміри. Далі їх поміщали у піч електроопору і нагрівали до $600^\circ C$. Загальна тривалість випробування 1000 год. Жаростійкість сплавів оцінювали за приростом маси на одиницю площі поверхні зразка $\Delta m_i/S_i$ на кожному етапі випробування (i – номер етапу випробування, Δm_i , S_i – приріст маси і площа поверхні зразка на i -му етапі). Приріст маси Δm_i визначали за формулою: $\Delta m_i = m_i - m_{i-1}$, де m_i – маса зразка на i -му етапі випробування, а m_{i-1} – на попередньому ($i-1$).

Результати дослідження та їх обговорення. Для композиту варіанта №1 значення σ_{bend} при $20^\circ C$ у повітрі становить 535 МПа, а з підвищенням температури до $600^\circ C$ воно незначно знижується і становить 490 і 500 МПа у повітрі і водні відповідно (рис. 2 а). Інша закономірність виявлена для варіанта №2: при $20^\circ C$ у повітрі $\sigma_{bend} = 480$ МПа (рис. 2 б, крива 4), що нижче порівняно з міцністю сплаву без ніобію (рис. 2 а, крива 1). Проте в цьому матеріалі з підвищенням температури до $600^\circ C$ міцність зростає як у повітрі, так і водні (рис. 2 б, криві 5 і 6 відповідно). Очевидно, в таких матеріалах, як і в традиційних титанових сплавах, ніобій

позитивно впливає на жароміцність в області температур існування α -фази титану.

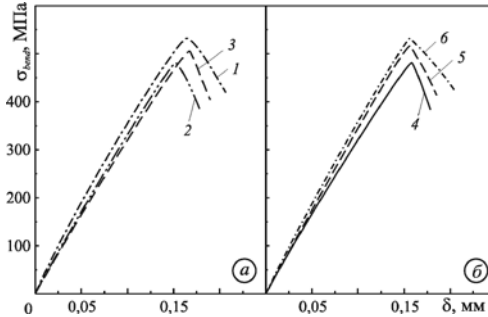


Рис. 2 – Діаграми міцності під згином матеріалів на основі фази Ti_3AlC_2 : варіант №1 (криві 1–3), варіант №2 (криві 4–6) при 20°C у повітрі (криві 1, 4), а також при 600°C у повітрі (криві 2, 5) і водні (криві 3, 6).

Аналіз мікрофрактограм виявив, що матеріали на основі фази Ti_3AlC_2 руйнуються переважно за крихким відкольним механізмом (рис. 3 а, з). Підвищення температури до 600°C у повітрі і водні сприяє активації додаткових площин ковзання у матеріалі варіанта №1: фасетки відколу при 20°C гладкі (рис. 3 б), а при високій температурі мають рельєфну будову (рис. 3 в). При цьому їх розмір при 600°C збільшується, що зумовлює полегшене руйнування матеріалу і зниження його міцності.

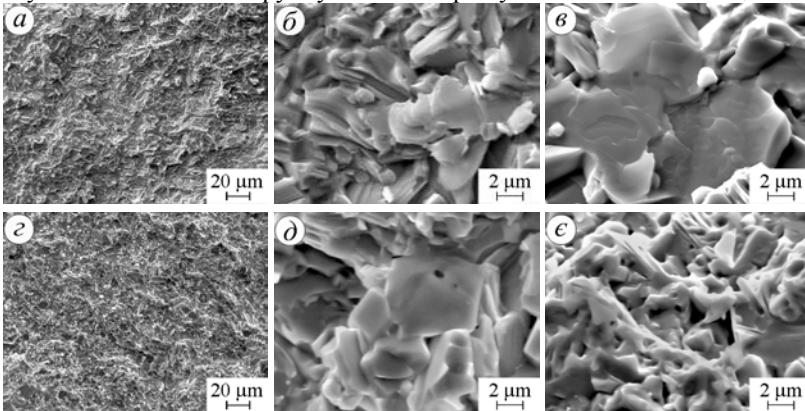


Рис. 3 – Мікрофрактограми зразків матеріалу варіанта №1 (а-в) та №2 (з-е) у повітрі при 20°C (а, б, з, д) і у водні при 600°C (в, е).

У матеріалі варіанта №2, навпаки, з підвищенням температури розміри елементів зламу зменшуються (рис. 3 е) порівняно з кімнатною температурою (рис. 3 д). Тріщина росте вздовж меж субзерен, зумовлюючи рельєфнішу поверхню зламу і енергозатратніше руйнування, ніж при 20°C, через що міцність матеріалу при 600°C зростає.

Для варіанта №1 величина $\Delta m_i/S$ зростає упродовж перших 250 год і різко знижується за наступних 250 год (рис. 4, крива 1). Окиснення інтенсивне, оскільки з середовищем взаємодіє як зовнішня поверхня зразка, так і частково поверхні пор, внаслідок чого величина $\Delta m_i/S$ зростає, досягаючи максимуму при 250 год, коли приповерхневі пори “заліковуються” оксидною плівкою, яка складається з частинок Al_2O_3 і TiO_2 . Тому за подальшого витримування до 1000 год значення $\Delta m_i/S$ залишається близьким до нуля, що свідчить про високу жаростійкість цього матеріалу. Додаткове легування ніобієм (варіант №2) посприяло різкому зниженню величини $\Delta m_i/S$ вже на початковому етапі окиснення (рис. 4, крива 2). Після витримування 500 год вона знизилась до $0,013 \text{ мг/см}^2$ і в подальшому мало змінювалась до кінця випробувань, що зумовлено утворенням щільної поверхневої оксидної плівки. Відомо, що залежно від вмісту ніобію жаростійкість титанових сплавів змінюється за параболічним законом [2, 3]. Коли його вміст незначний і в оксидній плівці він знаходиться у твердому розчині TiO_2 , вона підвищується [3]. Зі збільшенням його вмісту, коли додатково утворюються оксиди $TiNb_2O_7$ і $AlNbO_4$, жаростійкість знижується. Захисна дія ніобію полягає у сповільненні масопереносу в окалині і ефективніша, ніж блокувальна захисною плівкою Al_2O_3 [3]. Очевидно, саме цей механізм сприяє підвищенню жаростійкості сплаву Ti_3AlC_2-Nb .

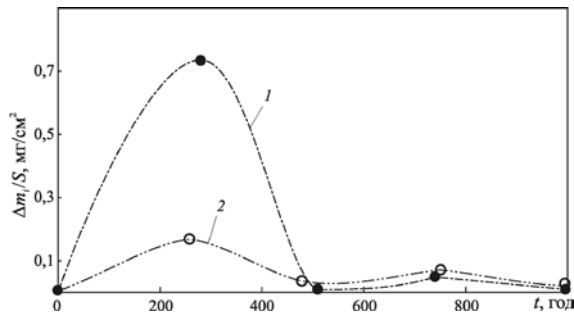


Рис. 4 – Кінетика окиснення при 600°C у повітрі МАХ-фаз I – варіант №1, 2 – №2.

Висновки. Встановлено, що матеріал на основі МАХ-фаз Ti_3AlC_2 , додатково легований ніобієм, має вищу міцність у технологічних середовищах при 600°C та у 7 разів менший приріст маси після витримування при 600°C упродовж 1000 год ніж Ti_3AlC_2 .

1. Radovic M., Barsoum M.W. MAX phases: bridging the gap between metals and ceramics // Amer. Ceram. Soc. Bull. – 2013. – **92**, №3. – P. 20–27.
2. Войтович Р.Ф., Головкин Э.И. Высокотемпературное окисление титана и его сплавов. – К.: Наук. думка, 1984. – 256 с.
3. Effect of Nb on the high temperature oxidation of Ti-(0–50 at.%)Al / H. Jiang, M. Hirohasi, Y. Lu, H. Imanari // Scripta Mater. – 2002. – **46**. – P. 639–643.

ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТРУБНИХ СТАЛЕЙ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ТА ЇХ ПОШКОДЖЕНОСТІ

РУДАК М.О.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Проведено аналіз особливостей мікроструктури сталей труб тривалої експлуатації об'єктів нафтогазової галузі, які працюють в складних умовах. Встановлено кількісні оцінки ступеня пошкодженості матеріалу трубопроводів. Виміряно мікротвердість зварних з'єднань деградованого матеріалу та досліджено її зміну внаслідок експлуатування.

The analysis of the characteristics of the microstructure of steel pipes of long-term operation of oil and gas industry, working in difficult conditions, was conducted. Quantitative assessments of the degree of its damage of piping material were installed. Microhardness of welds degraded material was measured and a result of its change because of its use was studied.

Вступ. На сьогодні Україна володіє найрозгалуженішою мережею магістральних трубопроводів у Європі. Вони побудовані з труб діаметром 900...1200 мм, які містять повздовжні та кільцеві зварні з'єднання (33). Велика кількість елементів газо- та нафтогонів експлуатуються протягом багатьох років в результаті чого структура їх металу є пошкоджена впливом водневого та корозивного чинників [1-3]. Деградування трубних сталей неодмінно відбиватиметься на ресурсі конструкції, тому дослідження пошкодженості зварних з'єднань таких сталей на сьогодні є важливою науково-технічною проблемою.

Метою роботи є дослідження мікроструктури та мікротвердості матеріалів напрацьованих зварних з'єднань нафтогону зі сталі 19Г та газогону зі сталі 17ГС діаметром 1020 мм (період експлуатації – 48 років та 39 років відповідно).

Вихідні дані та методика досліджень. Для дослідження деградації металу зварних з'єднань виготовляли призматичні зразки розміром $10 \times 30 \times 60$ мм³ з поперечними та повздовжніми швами трубопроводів. Зразки полірували на шліфувальній машині, після чого проводили травлення, використовуючи в якості травника 2%-овий розчин азотної кислоти (HNO₃).

Дослідження мікроструктури проводили з допомогою оптичного мікроскопа NU 2 та скануючого електронного мікроскопа EVO-40XVP.

Розподіл мікротвердості за перерізом зразків визначали за допомогою приладу ПМТ-3М, керуючись ГОСТ 9450-76 [4-6]. Твердість визначали за навантаження 0,49 Н, встановлюючи індентор перпен-

дикулярно до поверхні. Для чотиригранної пірамідки з квадратною основою величину мікротвердості обчислювали за формулою:

$$HV = P/S = 0,189 \times P/d^2 \text{ [МПа]}, \quad (1)$$

де P – навантаження, H ; S – площа відновленого відбитку пірамідки в $\mu\text{м}^2$; d – діагональ відбитку чотиригранної алмазної пірамідки з кутом при вершині 136° в $\mu\text{м}$.

Результати експериментальних досліджень та їх обговорення.

З металографічних досліджень встановлено, що експлуатований метал досліджуваних сталей є пошкоджений великою кількістю пор за поперечним перерізом зварних з'єднань. Аналізуючи мікроструктуру деградованого (рис. 1 а) металу шва сталі 17ГС, відзначили, що вона складається з ферито-перлітних стовпчастих кристалів та містить велику кількість пор (рис. 1 б) та сульфідних включень (рис. 1 в) (позначено стрілками на рис.1).

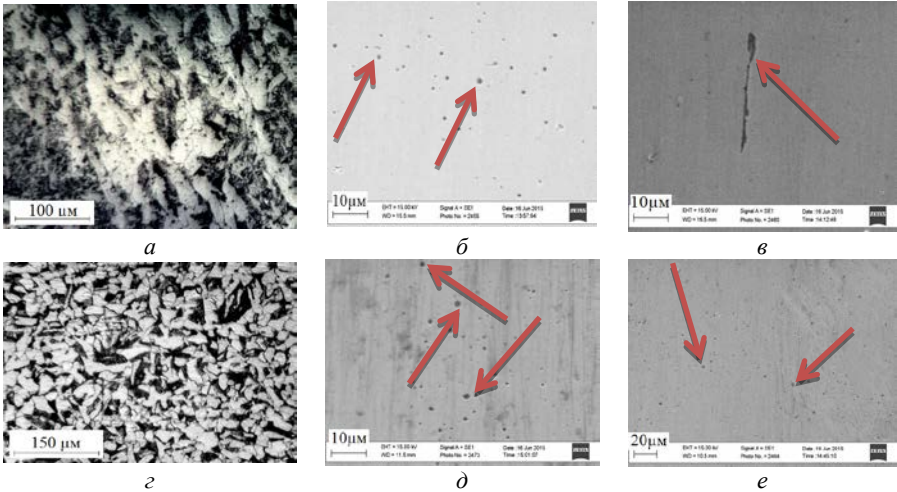


Рис. 1 – Мікроструктура зварного з'єднання сталі 17ГС:
а – в – зварний шов; з – е – основний метал

Метал інших зон напрацьованого зварного з'єднання сталі 17ГС, так як і метал шва, є пошкоджений порами розмірами 1 – 3 $\mu\text{м}$. Ферито-перлітна структура основного металу (рис. 1з) вкрита також дрібними корозійними порами таких же розмірів, але у меншій на 10–15% кількості (рис. 1д, е).

Аналогічні дослідження були проведені для зварних з'єднань зі сталі 19Г. Відзначимо, що спостерігається зростання кількості пор за товщиною металу труби від зовнішнього до внутрішнього шару у

відсотковому співвідношенні на 10–20% (рис.2 *a-e*). Розміри пор, у порівнянні зі сталлю 17ГС, незначно зростають на 2–3 мкм.

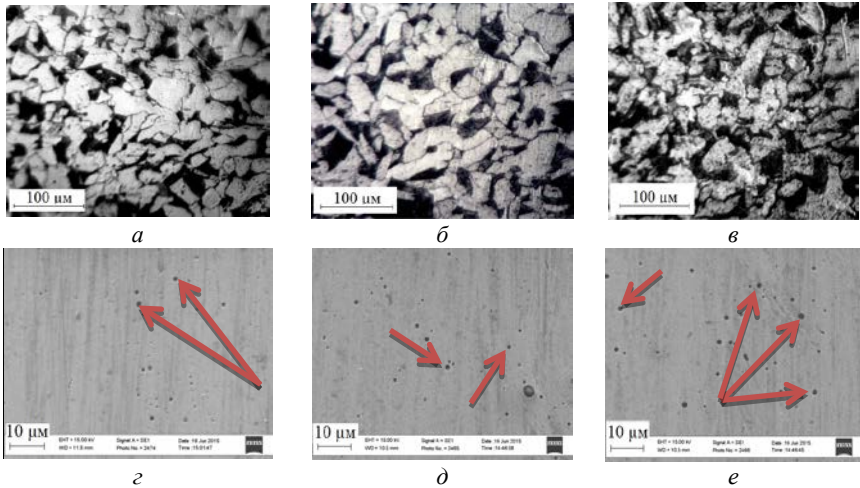


Рис. 2 – Мікроструктура зварного з'єднання сталі 19Г:

a-b – зварний шов; *г* – основний метал; *д* – зона сплавлення; *е* – зварний шов

Таким чином за результатами металографічних досліджень характерних ділянок зварних з'єднань трубопроводів зі сталі 17ГС та 19Г, експлуатованих протягом 39-и та 48-и років відповідно, встановлено, що метал 3З пошкоджений корозійними порами, а в центральній частині зварного шва має місце скупчення шкідливих домішок сірки і фосфору. Очевидно, що така деградація основного металу та 3З суттєво повинна вплинути на їх механічні характеристики, зокрема на мікротвердість. Результати вимірювання мікротвердості зразків наведено на рис. 3.

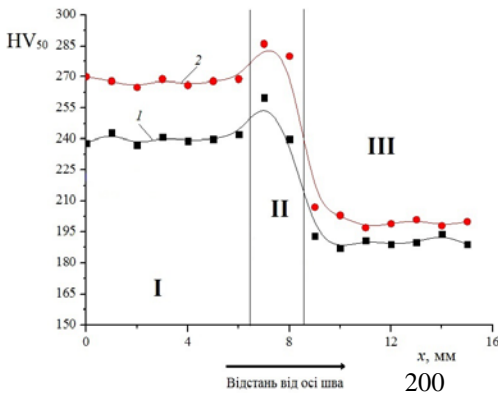


Рис. 3 – Зміна мікротвердості зварних з'єднань: 1 – 19Г, 2 – 17ГС з віддаленням від осі шва.

(I – зварний шов, II – зона термічного впливу, III – основний метал)

Величина мікротвердості за відстанню від осі шва характеризується вищим її значенням у зварному шві порівняно з основним металом на 60 – 75 одиниць. В зоні термічного впливу мікротвердість набуває своїх максимальних значень, що зумовлено наявністю більш дрібнодисперсної структури та структур гартування, утворених під час кристалізації зварної ванни. Варто зазначити, що величина мікротвердості напрацьованих сталей є дещо нижчою (на 10 – 15%), ніж сталей, які не були експлуатованими.

Висновки. З металографічних досліджень характерних ділянок зварних з'єднань трубопроводів зі сталей 17ГС та 19Г, експлуатованих протягом 39-и та 48-и років відповідно, встановлено, що їх метал пошкоджений корозійними порами. Найбільшу їх кількість виявили в зварному шві, де також скупчуються шкідливі домішки сірки і фосфору. Для сталі 19Г спостерігається зростання кількості пор за товщиною металу труби від зовнішнього до внутрішнього шару. Дослідження мікротвердості показали, що міцнісні характеристики напрацьованих сталей знизилась в процесі експлуатації.

1. *Назарчук З. Т., Скальський В. Р.* Акустико-емісійне діагностування елементів конструкцій: Науково-технічний посібник: У 3 т. – Т.3. Засоби та застосування методу акустичної емісії. – К.: Наук. думка, 2009.-327 с.
2. *Ямалеев К.М.* Старение металла труб в процессе эксплуатации трубопроводов. – М.: ВНИИОЭНГ, 1994. – 64 с.
3. *Цирульник О.Т.* Оцінка деградації властивостей як характеристика технічного стану матеріалів конструкцій тривалої експлуатації / Технич. диагностика и неразрушающий контроль. – 2009. – № 2. – С. 36–41.
4. ГОСТ 9450-76 – Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – М.: Из-во стандартов, 1993. – 34 с.
5. *Харитонов Л. Г.* Определение микротвердости / Л. Г. Харитонов. – М.: Машиностроение, 1967. – 48 с.
6. *Глазов В. М.* Микротвердость металлов / В. М. Глазов, В. Н. Вигдорович. – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1962. – 224 с.

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРМІЧНОЇ ДЕСТРУКЦІЇ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ, НАПОВНЕНИХ ЧАСТКАМИ НАНОТРУБОК, МЕТОДОМ ДТА ТА ІЧ-СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛІЗУ

САПРОНОВ О.О., БРАЇЛО М.В., БУКЕТОВА Н.М., НИГАЛАТІЙ В.Д.

Херсонська державна морська академія, Україна

Проведено термогравіметричний та диференційно-термічний аналіз для дослідження розроблених нанокомпозитів в умовах підвищених температур. Методом ІЧ-спектроскопії визначено природу хімічних зв'язків, які виникають при структуроутворенні нанокомпозитних матеріалів та руйнуються на різних стадіях термічної деструкції.

A thermogravimetric and differential thermal analysis to study nanocomposites developed under elevated temperatures. The method of IR-spectroscopy determined the nature of the chemical bonds that arise in the structure formation of nanocomposite materials and break down at different stages of thermal degradation.

Постановка проблеми. Стрімкий розвиток нанотехнологій дозволяє синтезувати нанонаповнювачі значної кількості та використовувати їх у різних галузях промисловості. При цьому одним із перспективних напрямків застосування таких наночасток є наповнення епоксидних композитів. Це дозволяє суттєво підвищувати адгезійні, фізико-механічні, теплофізичні властивості матеріалів. Особливої уваги приділяють діапазону температур, у якому не відбувається структурних перетворень, що дозволяє проаналізувати сферу застосування таких матеріалів [1].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Поєднання таких методів як термогравіметричний, диференційно-термічний, ІЧ-спектральний аналіз, дозволяє глибше зрозуміти процеси і закономірності структуроутворення нанокомпозитів, а також їх поведінку при впливі зовнішніх факторів. Виходячи з цього, цікавим з наукової і практичної точки зору, є дослідження структури НКМ під впливом температури [2].

Мета роботи – дослідити особливості зміни структури матеріалів, наповнених нанотрубками, під впливом температури.

Результати дослідження. Для формування нанокомпозитних матеріалів використано епоксидний діановий олігомер марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84), твердник поліетиленполіамін (ПЕПА) (ТУ 6-05-241-202-78), частки нанотрубок з дисперсністю 5 нм. Епоксидний нанокомпозит (НКМ) формували за технологією наведеною в працях [2, 3].

Слід зауважити, що для більш детального дослідження процесів, які відбуваються на різних етапах термічної деструкції, проведення ДТА і ТГА-аналізу є недостатнім. Для встановлення закономірностей перебігу

фізико-хімічних процесів, які виникають у НКМ проводили ІЧ-спектральний аналіз сформованих нанокompозитів на різних етапах термічної деструкції. На основі отриманих результатів експериментальних досліджень встановлено, що максимальними показниками теплофізичних властивостей характеризується композит, наповнений НТ за вмісту $q = 0,050$ мас.ч. Тому вважали за важливе проведення ІЧ-спектрального аналізу нанокompозитів (за вмісту НТ $q = 0,050$ мас.ч.) при початковій (T_0) і кінцевій температурі втрати маси (T_k). Паралельно проводили дослідження процесів, які відбуваються при початковій (T_n), кінцевій температурі (T_k') і максимальному значенні екзотермічного ефекту (T_{max}). Реєстрацію і аналіз спектрів проводили поетапно при зростанні температури.

Аналіз ІЧ-спектру наповненого композиту за вмісту $q = 0,050$ мас.ч. НТ дозволив виявити смуги поглинання у *діапазоні хвильових чисел* $\nu = 420,48 \dots 567,07 \text{ см}^{-1}$, що відповідає *коливанням* $-\text{CH}_2$ -груп і пара бензолу. Також встановлена смуга поглинання при *хвильовому числі* $\nu = 837,11 \text{ см}^{-1}$, яка відповідає маятниковим $-\text{NH}$ -, $-\text{CH}$ -, валентним $-\text{C}-\text{C}$ -коливань, первинної CH_2-NH_2 , $\text{CH}-\text{NH}_2$ аміногрупи і епоксидного циклу. Слід відмітити наявність смуг поглинання *при хвильовому числі* $\nu = 1122,57 \dots 1188,15 \text{ см}^{-1}$, які свідчать про валентні коливання $-\text{C}-\text{C}$ -, $-\text{C}-\text{N}$ - і $-\text{C}-\text{O}$ -груп, а також первинних $-\text{CH}_2-\text{NH}_2$ - і вторинних $-\text{CH}_2-\text{NH}-\text{CH}_2$ аміногруп.

Надалі проводили дослідження перебігу фізико-хімічних процесів на різних етапах термічної деструкції нанокompозитів. Аналіз ІЧ-спектру при початковій температурі екзоефекту (T_n) дозволив виявити зменшення інтенсивності пропускання до $T = 15,3 \%$, а також зменшення відносної величини площі піку (до $S = 4,4 \%$) при хвильовому числі $\nu = 420,48 \text{ см}^{-1}$. Це вказує на початок руйнування $-\text{CH}_2$ -груп при зростанні температури. Додатково виявлено відсутність смуг поглинання в діапазоні хвильових чисел $\nu = 640,37 \dots 667,37 \text{ см}^{-1}$, що свідчить про руйнування зв'язків $-\text{C}-\text{H}$ - та алкеної групи $-\text{C}-\text{CH}_2$. Не менш важливим є зменшення інтенсивності пропускання, напівширини і відносної величини площі піків в діапазоні хвильових чисел $\nu = 732,95 \dots 1261,45 \text{ см}^{-1}$, що свідчить про зниження рухливості сегментів молекул епоксидного олігомеру. Додатково виявлено відсутність смуг поглинання в діапазоні хвильових чисел $\nu = 1315,45 \dots 1454,33 \text{ см}^{-1}$, що вказує на руйнування вторинних і первинних аміногруп зв'язувача та зв'язків $-\text{O}-\text{H}$ -, $-\text{C}-\text{H}$ -, $-\text{C}-\text{N}$ -, $-\text{C}-\text{O}$ -.

ІЧ-спектральний аналіз при максимальному значенні екзотермічного ефекту (T_{max}) не наводили, позаяк отримані спектри співпадають, що свідчить про відсутність структурних перетворень у температурному діапазоні $T = 454 \dots 515 \text{ К}$.

Окрім зазначених вище структурних перетворень при T_k' виявлено руйнування -NH-, -CH- груп, а також первинних аміногруп -NH₂; CH₂-NH₂ у діапазоні хвильових чисел $\nu = 732,95 \dots 1261,45 \text{ см}^{-1}$ при зростанні температури до $T = 638 \text{ K}$, що відповідає втраті маси НКМ $\Delta m = 20 \%$. Також виявлено зменшення інтенсивності пропускання, напівширини і відносної величини площі піків у діапазоні хвильових чисел $\nu = 420,48 \dots 3398,57 \text{ см}^{-1}$, що характерно для збільшення рухливості сегментів молекул зв'язувача при перебігу деструктивних процесів.

Слід зазначити, що окрім попередньо зазначених структурних перетворень при T_0 виявлено подальше зменшення інтенсивності пропускання, напівширини і відносної величини площі піків. При цьому руйнування фізичних і хімічних зв'язків не виявлено, що вказує про термічну стабільність розробленого нанокompозиту.

На завершальному етапі проведено ІЧ-спектральний аналіз нанокompозиту при T_k . Слід зазначити, що при максимальній втраті маси НКМ спостерігали найменші значення інтенсивності пропускання, напівширини і відносної величини площі піків. Додатково виявлено руйнування зв'язків у діапазонах хвильових чисел: $\nu = 428,20 \dots 750,10 \text{ см}^{-1}$, $\nu = 1188,15 \dots 1469,76 \text{ см}^{-1}$, $\nu = 1747,51 \dots 2071,75 \text{ см}^{-1}$, що характерно для завершення термічної деструкції. Водночас виявлено суттєве зменшення кількості гідроксильних груп (зменшення відносної величини площі піку до $S = 12,9 \%$) при хвильовому числі $\nu = 3441,01 \text{ см}^{-1}$, що свідчить про виділення газоподібних продуктів НКМ.

Висновки. Методом термогравіметричного та диференційно-термічного аналізу встановлено термостійкість розроблених нанокompозитів. На основі проведеного ІЧ-спектрального аналізу можна стверджувати, що процес деструкції супроводжується зменшенням рухливості сегментів молекул зв'язувача, виділення газоподібних продуктів розкладу: води, оксидів і діоксидів вуглецю, а також руйнуванням фізичних і хімічних зв'язків при поступовому зростанні температури. Отримані результати дослідження дозволяють констатувати, що розроблені матеріали доцільно використовувати у діапазоні температур $T = 323 \dots 454 \text{ K}$.

1. *Букетов А.В.* Властивості модифікованих ультразвуком епоксипластів / А.В.Букетов, П.Д.Стухляк, І.В.Чихіра. – Тернопіль: Крок, 2011. – 201 с.
2. *Buketov A.V., Sapronov O.O., Brailo M.V., Aleksenko V.L.* Influence of the ultrasonic treatment on the mechanical and thermal properties of epoxy nanocomposites // *Materials Science*.-Vol. 49, Number 5.- 2014.- P.696-702.
3. *Sapronov A.A.* Forming technology epoxy nanocomposites / A.A. Sapronov, A.P.Ben, N.N.Buketova // міжнародна научна конференція [«Ukraine – Bulgaria – European Union: contemporary state and perspectives»], (Варна 13-15 September, 2014) / Наука и икономика, 2014. – P. 49.

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ МЕТОДІВ ПОВЕРХНЕВОГО ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ ДЛЯ СТВОРЕННЯ ВИСОКОФУНКЦІОНАЛЬНИХ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ В ТИТАНОВИХ СПЛАВАХ

РОСТОЦЬКИЙ І.Ю., СЕРГАЧ Д.А., ЄФРОСІНІН Д.В.

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України

Вивчено особливості застосування деталей з титанових сплавів, які широко використовуються в машинобудуванні, авіакосмічній галузі та медицині. Проаналізовано ефективні способи підвищення довговічності деталей машин методами холодного поверхневого пластичного деформування (ХППД), зокрема, методи, в основі яких лежить тертя кочення - накочування роликками і кулями. Отримано результати розподілу мікротвердості в поверхневому шарі заготовок та шорсткість обробленої поверхні при використанні схеми холодного пластичного деформування.

The features of the application components from titanium alloys are widely used in mechanical engineering, aerospace and medicine. Analyzed promises more effective ways to enhance the durability of machine parts by cold surface plastic deformation (CSPD), in particular methods which are based on rolling friction, roll forming rollers and balls. The results of distribution of microhardness of the surface layer billets machined surface roughness when using a circuit of cold plastic deformation.

Титан має найбільшу питому міцність з усіх конструкційних матеріалів, виняткову стійкість до корозії і ерозії, не токсичний. Завдяки цьому він знаходить все більше застосування в аерокосмічній промисловості, медицині, криогенній техніці, хімічній промисловості, суднобудуванні.

В даний час в кістковій хірургії найбільш розповсюдженою операцією вважається протезування кульшового суглобу. Шарнірне зчленування ендопротезу кульшового суглоба являє собою опуклу сферичну головку і увігнуту ацетабулярну чашку. З позицій біосумісності для виготовлення сферичних головок найбільш придатний VT1-0 [1].

В аерокосмічній промисловості існує проблема заміни сталей для виготовлення деталей гідроциліндрів через високу вагу. Альтернативою сталі є використання титанового сплаву VT22.

Однак внаслідок високої схильності до контактного схоплювання титан не може бути застосований для виготовлення компонентів вузлів тертя. Однак, розвиток цих галузей вимагає створення нових і вдосконалення відомих методів обробки та модифікації робочих поверхонь деталей пар тертя, з метою підвищення їх експлуатаційних властивостей. Холодне поверхнєве пластичне деформування (ХППД) є ефективним

способом підвищення довговічності деталей машин. Методи (ХППД) є достатньо ефективними для створення дрібнодисперсних структур в металах і сплавах. Як показали попередні дослідження [2], обравши ефективну схему подрібнення структури методом ХППД та оптимізувавши її технологічні режими, за допомогою подальшої операції хіміко-термічної обробки (ХТО), можливе створення високофункціональних поверхневих шарів в титанових сплавах.

Методи ХППД діляться на два види: 1) методи, засновані на терті кочення інструмента по оброблюваній поверхні (рис.1); 2) методи, здійснення яких пов'язане з тертям ковзанням інструмента по оброблюваній поверхні. Найбільш легко реалізуються методи ХППД, в основі яких лежить тертя кочення [3], при якому вірогідність контактного схоплювання зводиться до мінімуму, на відміну від методів на основі тертя

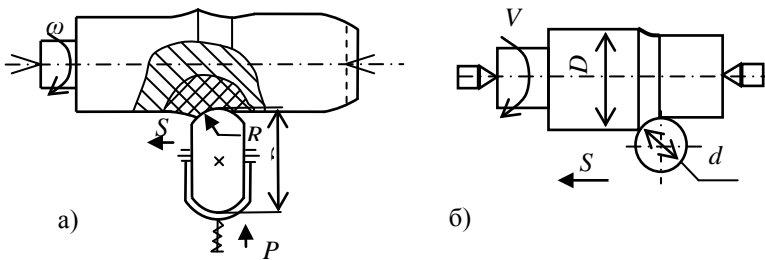


Рис. 1 Схеми накочування, засновані на терті кочення інструмента по оброблюваній поверхні: а) роликком; б) кулькою

ковзання.

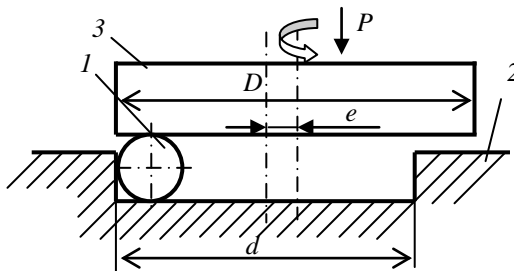


Рис. 2. Схема накочування сферичних заготовок плоскими поверхнями

Застосування розробленої в Інституті надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України технології наочучування кулі плоскими поверхнями (рис.2) підтвердило можливість подрібнення структури поверхневого шару сферичних виробів, що дозволяє підвищити ефективність подальшого модифікування робочої поверхні виробу азотуванням, та використовувати даний метод при виготовленні компонентів шарнірного зчленування ендопротезів кульшового суглобу.

Для ХППД циліндричних деталей з ВТ 22 доцільно застосовувати наочучування кулею.

Обробка заготовок із ВТ22 та ВТ1-0 за цими схемами, дала змогу експериментально встановити, що при наочучуванні поверхні сплавів ВТ 1-0 і ВТ22 після токарної обробки можливо отримати шорсткість $\sim 0,05 - 0,07$ мкм (рис. 3,4). При наочучуванні сплаву ВТ1-0 досягається збільшення поверхневої мікротвердості (HV / HV₀) в 2,5 рази і глибина зміцненого шару до 1000 мкм, при наочученні сплаву ВТ 22 - HV / HV₀ = 1,5 і глибина зміцненого шару до 1000 мкм. Детальніше ці результати описані в [5].

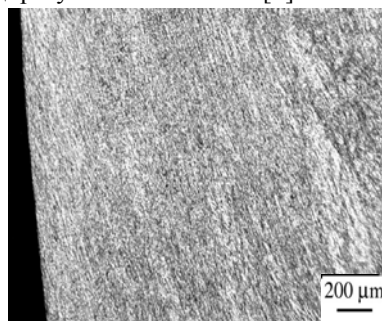
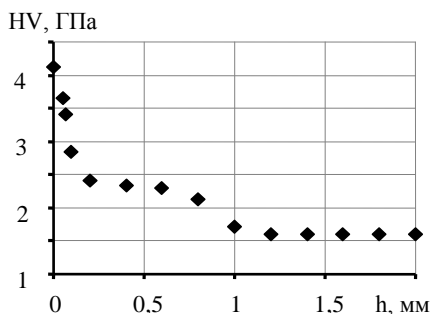


Рис.3 Структура поверхневого шару і розподіл мікротвердості в поверхневому шарі заготовки із ВТ1-0 після наочучування, $d_{ш}=28$, $n=315$ об/хв.

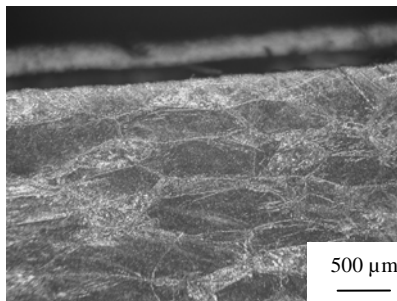
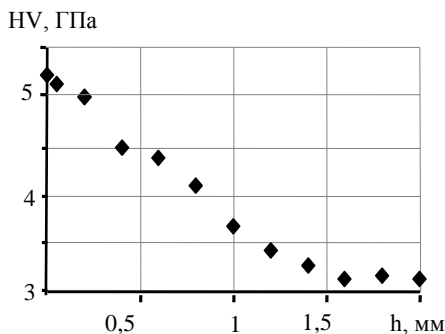


Рис.4 Структура поверхневого шару і розподіл мікротвердості в поверхневому шарі заготовки із ВТ 22 після обочучування, $d_{ш}=5$, $n=200$ об/хв., $S=0,07$ мм/об.

Висновки:

1. При накочуванні кулями деталей з VT1-0 і VT 22 можна відзначити наступне:

- При початковій шорсткості поверхні Ra 5 - 7 мкм можливо отримати шорсткість поверхні Ra 0,05 - 0,07 мкм;

- При накочуванні VT1-0 можливо досягти збільшення поверхневої мікротвердості (Hv / Hvo) до 2,5 рази при глибині шару деформаційного зміцнення до 1000 мкм, при накочуванні VT22 - до 1,5 при глибині до 1000 мкм.

2. При накочуванні сферичних деталей плоскими поверхнями максимальна мікротвердість локалізована в тонкому (менше 50 мкм) поверхневому шарі. Характер структури свідчить про значний ступінь деформації (глибиною 1 мм) в поверхневому шарі кулі. Технологія накочування сферичних заготовок плоскими поверхнями перспективна для отримання дрібнодисперсної і наноструктури в поверхневому шарі, що є сприятливим для подальшої хіміко-термічної обробки.

1. *Amit Roychowdhury, Sanjay Gupta, P. E. C. Vidyasagara, Subrata Pal.* Wear studies of frequently used implant materials // Trends Biomater. Artif. Organs. – 2004. – Vol. 17, № 2. – Pp. 135-140.
2. *Ильин А.А., Скворцова С.В., Лукина Е.А., Карпов В.Н., Поляков О.А.* Низкотемпературное ионное азотирование имплантов из титанового сплава VT20 в различных структурных состояниях // *Металлы.* – 2005. – № 2. – С. 38–44.
3. *Паншев Д. Д.* Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием // М., «Машиностроение», 1978.–152 с.
4. *Горохов В. А.* Чистовая обработка титановых сплавов // М., «Машиностроение», 1975.– 109 с.
5. *Розенберг О.А., Моляр А.Г., Шейкин С.Е., Ростоцкий И.Ю., Ефросинин Д.В.* О шероховатости обработанной поверхности и упрочнении поверхностного слоя при накатывании деталей из VT1-0 и VT22 стальными шарами // *Научно-технологический журнал «Технологические системы»* 2(38)/2007. Киев. 2010 стр. 27-32.

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ШЛІФУВАЛЬНИХ КРУГІВ ШЛЯХОМ ЗАСТОСУВАННЯ АЛМАЗНИХ ЗЕРЕН СИСТЕМ Fe-Si-C ТА Ni-Mn-C

СМОКВИНА В.В., ДЄВИЦЬКИЙ О.А.

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України

Досліджено зносостійкість шліфувальних кругів з алмазними зернами, що вирощені в ростових системах Fe-Si-C та Ni-Mn-C, при обробленні твердого сплаву. Визначено, що для підвищення зносостійкості інструмента доцільно застосовувати термооброблені алмази системи Fe-Si-C сильномагнітних фракцій. Investigated the wear resistance of grinding wheels with diamond grains that were grown in growth systems Fe-Si-C and Ni-Mn-C, by treatment of the solid alloy. It has been determined that to increase the wear resistance of the tool it is advisable to use heat-treated diamonds of Fe-Si-C strongly magnetic fractions.

В сучасних умовах машинобудування значна увага приділяється продуктивним процесам оброблення, що ґрунтуються на застосуванні сучасних абразивних інструментів з надтвердих матеріалів (НТМ). Разом з тим високопродуктивне оброблення інструментальних матеріалів у багатьох випадках супроводжується підвищеним зносом дороговартісного інструменту з НТМ або втратою ним різальної здатності.

На виробництві широкого ужитку набули шліфувальні круги з алмазними зернами марок АС4 та АС6, які мають специфічну дефектність у вигляді поруватості та включення металевих і неметалевих домішок. На практиці це не є негативним, а скоріше позитивним фактором у пошуку шляхів підвищення зносостійкості кругів з НТМ за рахунок зміни домішкового складу поверхні зерен. можна досягти, зокрема, за рахунок термічного оброблення алмазних зерен, що застосовуються в шліфувальному інструменті.

Метою даної роботи є дослідження зносостійкості шліфувальних кругів з алмазними зернами, що вирощені в ростових системах Fe-Si-C та Ni-Mn-C, при обробленні твердого сплаву.

Зерна систем Fe-Si-C та Ni-Mn-C різняться за своїми магнітними властивостями, внаслідок різного вмісту елементів сплаву-розчинника на їх поверхні. Зміна домішкового складу на поверхні алмазних зерен можлива при наявності теплового впливу на алмази, тому результатом термооброблення алмазних зерен буде зміна величини їх питомої магнітної сприйнятливості.

Для проведення досліджень обрано алмазні порошки марки АС6 зернистості 160/125, вказаних ростових систем, які розподілили в

магнітному полі на фракції, що різнилися між собою по дефектно-домішковому складу, а відтак, як наголошувалось, за показником питомої магнітної сприйнятливості. Для алмазів системи Fe–Si–C відібрано наступні фракції: $123 \cdot 10^{-8}$ м³/кг (слабомагнітна) та $1211 \cdot 10^{-8}$ м³/кг (сильномагнітна). Для системи Ni–Mn–C – $20,3 \cdot 10^{-8}$ м³/кг і $90,3 \cdot 10^{-8}$ м³/кг, відповідно. Порошки даних фракцій додатково піддавалися термічному обробленню при температурі 800 °С. Із застосуванням термооброблених та нетермооброблених порошоків були виготовлені шліфувальні круги форми 12A2-45 125x5x3x32 AC6 160/125–50–M1-10, які випробовувалися на зносостійкість при шліфуванні твердого сплаву BK8.

Оброблення твердого сплаву BK8 з охолодженням здійснювали на верстаті 3В642 торцем круга. Для оцінки зносостійкості визначались відносні витрати алмазних зерен. Результати дослідження представлені в табл. 1 і 2.

Таблиця 1

Відносні витрати алмазів системи Ni–Mn–C в кругах при шліфуванні
твердого сплаву BK8 з охолодженням

Фракції розподілу алмазу	Відносні витрати алмазів, мг/г, при продуктивності шліфування, мм ³ /хв	
	200	300
Без термічного оброблення		
Слабомагнітна	3,8	4,6
Сильномагнітна	3,3	4,1
Термічне оброблення при 800 °С		
Слабомагнітна	2,6	2,9
Сильномагнітна	2,3	2,3

Аналіз даних табл. 1 свідчить про те, що при алмазному шліфуванні з охолодженням зміна магнітної сприйнятливості алмазів системи Ni–Mn–C майже не позначається на зносостійкості алмазного інструменту. Проте, при застосуванні термооброблених алмазів цієї ростової системи, зносостійкість кругів підвищується ~ в 1,5 рази.

Відносні витрати алмазів системи Fe–Si–C в кругах при шліфуванні твердого сплаву ВК8 з охолодженням

Фракції розподілу алмазу	Відносні витрати алмазів, мг/г, при продуктивності шліфування, мм ³ /хв	
	200	300
Без термічного оброблення		
Слабомагнітна	5,7	7,3
Сильномагнітна	1,5	1,6
Термічне оброблення при 800 °С		
Слабомагнітна	1,4	2,6
Сильномагнітна	1,1	1,2

Для алмазів марки АС6 системи Fe–Si–C спостерігається чітка тенденція – із збільшенням значення питомої магнітної сприйнятливості зносостійкість кругів підвищується, про що свідчать відносні витрати алмазних зерен в кругах (табл. 2) При застосуванні в шліфувальному інструменті термооброблених зерен системи Fe–Si–C, на відміну від системи Ni–Mn–C, спостерігається суттєве підвищення його зносостійкості, а саме до 5 разів.

Отже, з метою підвищення зносостійкості інструменту при шліфуванні твердого сплаву доцільно застосовувати алмази системи Fe–Si–C сильномагнітних фракцій, що піддавались додатковому термічному обробленню.

1. *Лаврінченко В.І.* Застосування синтетичних алмазів вирощених у ростовій системі Fe-Si-C у шліфувальному інструменті / *Лаврінченко В.І., Ільницька Г.Д., Смоквина В.В.* // *Сверхтвердые материалы.* – 2011. – №4. – С. 60–69.
2. Патент на корисну модель №67305 Україна, МПК (2006) С10М 159/00, Спосіб підвищення зносостійкості алмазного шліфувального інструменту / *Лаврінченко В.І., Смоквина В.В., Ільницька Г.Д., Бровченко А.М., Лещук І.В.*; заявник і патентовласник ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України. – №201109752; заявл. 05.08.12; опубл. 10.02.12, Бюл. № 3.

ОЦІНКА ЕФЕКТИВНОСТІ ПОРИСТО-КАПІЛЯРНОЇ СИСТЕМИ НА ОСНОВІ СПЕЧЕНИХ ПОРОШКІВ ВОЛЬФРАМУ, З РОЗМІРОМ ЧАСТИНОК ВІД 40 ДО 500 мкм

ТАРАСЕНКО Л.Г.

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.Н.Бакуля НАН України, м. Київ

The technique and has been calculated lifting height of molten lithium in the capillaries of the porous material of sintered tungsten particles ranging in size from 1 to 1000 microns to 20–50 % porosity. It is shown that the use of these materials at temperatures of 200–1000 °C can be achieved molten lithium lift height of 0.8 to 620 m.

Обґрунтовано методику та виконано розрахунок висоти підйому розплавленого літію по капілярах пористого матеріалу, спеченого з частинок вольфраму розміром від 1 до 1000 мкм до пористості 20–50 %. Показано, що практично при використанні порошоків з розмірами часток 40–500 мкм при температурах 200–1000 °C можна забезпечити висоту підйому розплаву літію від 2,5 до 5 м.

Просочені літієм пористі вольфрамові матеріали перспективні для захисту деталей першої стінки і дивертора, повернених у бік плазми термоядерного реактора (ТЯР) [1]. Нами в [2] було розраховано висоту підйому рідкого літію по порах пористого матеріалу, спеченого із порошоків вольфраму з частинками розміром 1-1000 мкм.

Висоту підйому розплаву літію за рахунок капілярних сил оцінювали по рівнянню:

$$h = \frac{4\sigma \cos \theta}{\rho g d_{ср}}, \text{ м} \quad (1)$$

де σ - поверхневий натяг, Н/м; θ - крайовий кут змочування, град; ρ - густина розплавленого літію, кг/м³; g - прискорення вільного падіння, рівне 9,8 м/с²; $d_{ср}$ - середній діаметр капіляра, м.

В якості $d_{ср}$ для оціночних розрахунків можна використовувати середній діаметр пори $d_{пср}$ в порошковому пористому матеріалі, визначений по рівняннях[3]:

$$d_{пср} = \frac{2}{3} \cdot \frac{\Pi}{1 - \Pi} \cdot d_{чср} \quad (2)$$

$$d_{пср} = 1,2 \Pi^{1,7} d_{чср} \quad (3)$$

де Π – пористість, $d_{чср}$ – середній діаметр частинок; $d_{пср}$ – діаметр пор.

Значення густини ρ літію для різних температур визначали по узагальненому в [4] рівнянню:

$$\rho = 540,43 - 0,02729 (t + 273,2) - 8,0035 (t + 273,2)^2 \cdot 10^{-5} + 3,799(t + 273,2) 10^{-8}, \text{ кг/м}^3. \quad (4)$$

Поверхневий натяг σ розплавленого літію в температурному інтервалі 200–1300 °С.

Визначили по узагальненому рівнянню [4]:

$$\sigma = 438,98 - 18,44 \cdot 10^{-3}T - 132,20 \cdot 10^{-6}T^2 + 37,44 \cdot 10^{-9}T^3, \text{ мН / м}. \quad (5)$$

Значення θ згідно [2] було прийнято рівним 15°.

З порошків вольфраму пресуванням і спіканням можна отримати зразки пористістю 20 - 50%. Для розрахунку приймали $\Pi = 0,2$; $\Pi = 0,3$; $\Pi = 0,4$ і $\Pi = 0,5$. Розраховані за формулами (2) та (3) значення $dn_{сеп}$ в залежності від $d_{сеп}$ показали, що використовуючи частинки різного діаметру і забезпечуючи задану пористість зразків, можна забезпечити будь-який середній діаметр пор - від частини мікрометра до декількох сотень мікрометрів.

Таблиця 1

Залежність висоти підйому розплаву літію по капілярно-пористих матеріалах від температури розплаву

Температура розплаву, °С	Висота підйому розплаву літію, м, при середньому розмірі пор								
	0,5 мкм	1,0 мкм	2,0 мкм	5,0 мкм	10,0 мкм	50 мкм	100 мкм	200 мкм	300 мкм
200	620	310	155	62	31	6,2	3,1	1,5	1,0
300	612	306	153	61	30,6	6,1	3,0	1,5	1,0
500	586	293	147	59	29,3	5,8	2,9	1,45	1,0
1000	484	242	121	48	24,2	4,8	2,4	1,2	0,8

Розраховані значення h при різних значеннях температури і діаметра $dn_{сеп}$ наведено в табл. 1.

Як впливає з табл. 1, навіть при порах розміром 300 мкм висота підйому літію при температурі 200-1000 °С досягає прийнятної величини ($1.0^{-0,8}$ м), що забезпечує високу проникність і, відповідно, швидкість підйому.

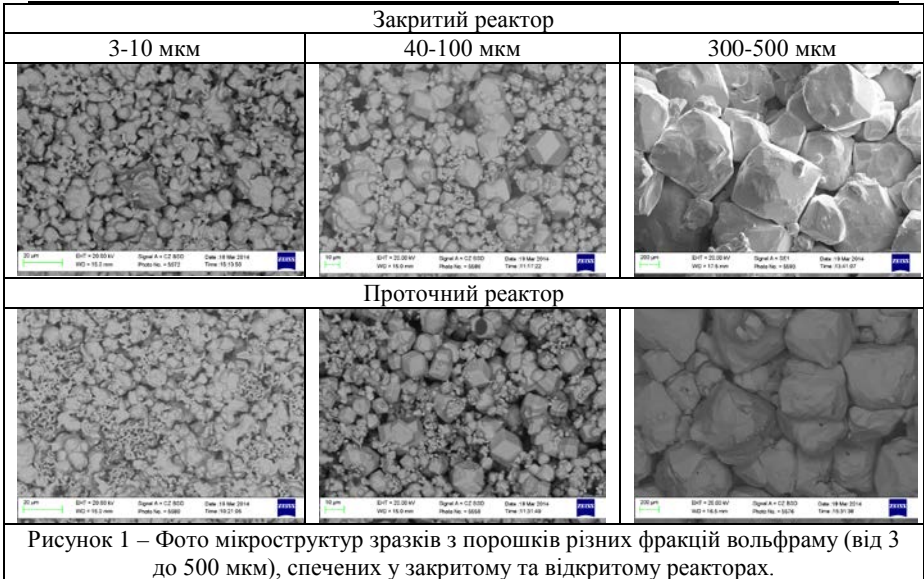


Рисунок 1 – Фото мікроструктур зразків з порошків різних фракцій вольфраму (від 3 до 500 мкм), спечених у закритому та відкритому реакторах.

На визначених зразках була визначена пористість розрахунковим методом по формулі:

$$P = 1 - m(V\rho_k) \quad (6)$$

де m – маса сухого зразка, г; V – об'єм зразка, см³; ρ_k – густина компактного матеріалу, г/см³ (табл. 2).

З рисунку 1 видно, що після пресування частина конгломератів розпадається, що формує поліфракційний склад. З таблиці 2 слідує, що холодним пресуванням на використаних порошках вольфраму можливо отримувати пористість від 0,27 до 0,49%. Це відповідає прийнятному нами інтервалу пористості в розрахунках $d_{\text{псер}}$, але залежність $P=f(d_{\text{псер}})$ має протилежний вигляд від розрахованого по формулах (2) - (4). Використовуючи отримані нами значення пористості P по рівняннях (2) і (3) було оцінено фактичне значення $d_{\text{псер}}$ для використаних нами порошків з частинками (40-100) – (500-1000) мкм, але знаходилось в інтервалі (70-100) мкм. З таблиці 1 слідує, що при вказаних значеннях P і $d_{\text{псер}}$ висота підйому літію становитиме відповідно 5 - 2,5 м, що достатньо для прийнятих умов використання вольфрамових пористих матеріалів.

Таблиця 2

Пористість спресованих зразків, визначена розрахунковим методом.

Розмір фракції, форма частинок	V, см ³	Маса, г	V, мм ³	Густина, г/см ³	відносна густина, г/см ³	Пористість
3...5 додекаедрична	609,13	5,964	0,609	9,792	0,507	0,493

5...100 кубічна	577,32	5,982	0,577	10,362	0,537	0,463
40...100 додекаедрична	591,64	5,969	0,591	10,089	0,523	0,477
300...500 додекаедрична	465,46	5,88	0,465	12,632	0,655	0,345
500...1000 додекаедрична	492,47	6,964	0,492	14,142	0,733	0,267
≥1000 додекаедрична	497,77	6,989	0,497	14,041	0,728	0,272

Висновок. За допомогою нових технологій отримання частинок вольфраму розміром до 1000 мкм можна істотно збільшити розміри пор в спечених пористо-капілярних системах і забезпечити задану висоту підйому розплаву літію при температурі до 1000°C в широкому діапазоні - від 2,5 до 5 м. При цьому значно спрощується технологія виготовлення пористих проникних виробів і забезпечуються необхідні їх міцність, жорсткість і габаритні розміри.

1. *В.П. Смирнов* Термоядерная энергетика – крупнейший международный инновационный проект / В.П. Смирнов // Рос. Хим. журн. – 2008.– С. 79 –94.
2. *В.П. Бондаренко* Оценка высоты подъёма жидкого лития по порам пористого материала, спеченного из порошков вольфрама с частицами размером до 1-1000 мкм.// В.П. Бондаренко, И.В. Андреев, Л.Г. Тарасенко/ Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технологии его изготовления и применения / Вып. 18. – 2015. – С. 453 – 458.
3. *С.В. Белов* Пористые материалы в машиностроении / С.В. Белов– 2-е изд, перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1981. – 247 с.
4. *В.Н. Михайлов* Литий в термоядерной и космической энергетике XXI века // Михайлов В.Н., Евтихин В.А., Любленский И.Е. и др. / М.: Энергоатомиздат, 1999. – 528с.: илл. 252.

ВПЛИВ ОКИСНЕННЯ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ Zr-1Nb

ТРУШ В.С.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Досліджено вплив модифікування поверхневого шару металу елементами втілення з контрольованого розрідженого кисневмісного середовище на фізико-механічні властивості цирконієвого сплаву Zr-1Nb. Зокрема встановлено, що така обробка призводить до змін твердості приповерхневого шару та позитивно впливає на опір втомі сплаву Zr-1Nb за циклічного розтягу та чистого згину. Наведено особливості втомного руйнування цирконієвого сплаву.

The effect of modification of the surface layer of the metal by interstitial elements from controlled rarefied oxygen-containing medium on the physical-mechanical properties of the Zr-1Nb alloy. In particular, it was determined that such treatment leads to changes of the hardness of the surface layer and effects positively on the fatigue resistance of the Zr-1Nb alloy at the conditions of cyclic tension and pure bending. The peculiarities of fatigue fracture of the zirconium alloy were shown.

Згідно з науково-технічною інформацією [1-2], цирконій та його сплави знаходять широке застосування в ядерній техніці, що робить їх безальтернативним конструкційним матеріалом для роботи в активній зоні реакторів на теплових нейтронах. Разом із тим існує низка факторів, які помітно знижують можливості їх використання. Одним із таких факторів є висока реакційна здатність по відношенню до елементів втілення, зокрема кисню. Тому доцільно було б розширити уявлення про вплив поверхневого шару збагаченого киснем на фізико-механічні властивості цирконієвого сплаву Zr-1Nb.

Мета роботи – дослідити закономірності впливу модифікування поверхневого шару металу елементами втілення з розрідженого кисневмісного середовище на фізико-механічні властивості цирконієвого сплаву Zr-1Nb.

Матеріал та методика досліджень. Матеріалом досліджень обрано цирконієвий сплав Zr-1Nb. Для металографічних і дюрOMETричних досліджень використовували зразки розміру $10 \times 15 \times 1$ мм (рис.1 а). Для випробувань на малоцикловий чистий згин – плоскі зразки із шириною робочої частини 3 мм, товщиною 1 мм (рис.1 б), а для випробувань на циклічний розтяг – кільця із зовнішнім діаметром 9,2 мм та шириною 3 мм з V-подібним концентратором глибиною 0,4 мм на сторону (рис.1 в). Дослідження мікроструктури сплаву до та після хіміко-термічної обробки здійснювали на шліфах з використанням металографічного мікроскопа

“Eriquant”, обладнаного системою візуалізації зображення. Фрактографічні дослідження проводили за допомогою сканувальної електронної мікроскопії EVO 40XVP (Carl Zeiss, Німеччина) на зразках після втомного руйнування за чистого згину.



Рисунок 1 – Зовнішній вигляд зразків для металографічних досліджень (а), для випробувань на чистий згин (б) та циклічний розтяг (в)

Модифікування поверхневого шару киснем здійснювали дифузійним насиченням з газового середовища за трьома режимами: $P1 - T = 580^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ год, $P = 1,33 \cdot 10^{-3}$ Па (прийнято за вихідний стан) та $P2 - T = 580^{\circ}\text{C}$, $\tau = 0,5$ год, $P = 1,33$ Па + $T = 580^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2,5$ год, $P = 1,33 \cdot 10^{-2}$ Па та $P3 - T = 580^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1,5$ год, $P = 1,33$ Па + $T = 580^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1,5$ год, $P = 1,33 \cdot 10^{-2}$ Па Термічну обробку сплавів цирконію проводили на лабораторному термічному обладнанні, створеному в ФМІ [3].

Отримані результати. Твердість. Під час хіміко-термічної обробки цирконієвих сплавів у кисневмісному середовищі відбувається насичення приповерхневого шару елементами втілення, що супроводжується спотворенням кристалічної ґратки, і як наслідок – підвищенням твердості. Тому після обробки визначали мікротвердість приповерхневого шару. За результатами дюрOMETричних досліджень поверхневого шару тонколистових пластин сплаву Zr-1Nb, оброблених за режимами $P1$, $P2$ та $P3$, найбільший градієнт твердості виявлено після обробки за режимом $P2$. Це свідчить про більше поглинання зразками елементів втілення (кисню) з розрідженої газової атмосфери під час ХТО.

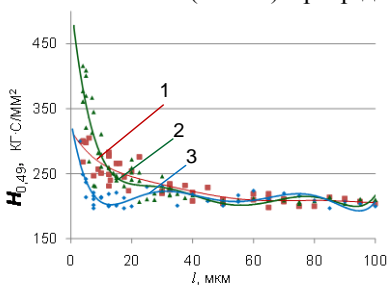


Рис. 2. Розподіл мікротвердості по перерізу пластини сплаву Zr-1Nb після обробок:
1 – за режимом $P1$,
2 – за режимом $P2$,
3 – за режимом $P3$

Мікроструктура приповерхневого шару металу не зазнає помітних змін після обробки за режимами $P1$ та $P2$ (рис. 3). Причиною відсутності видимих змін у приповерхневому шарі металу ймовірно є невисока температура ($T = 580^{\circ}\text{C}$) та тривалість ($\tau = 3$ год) обробки.

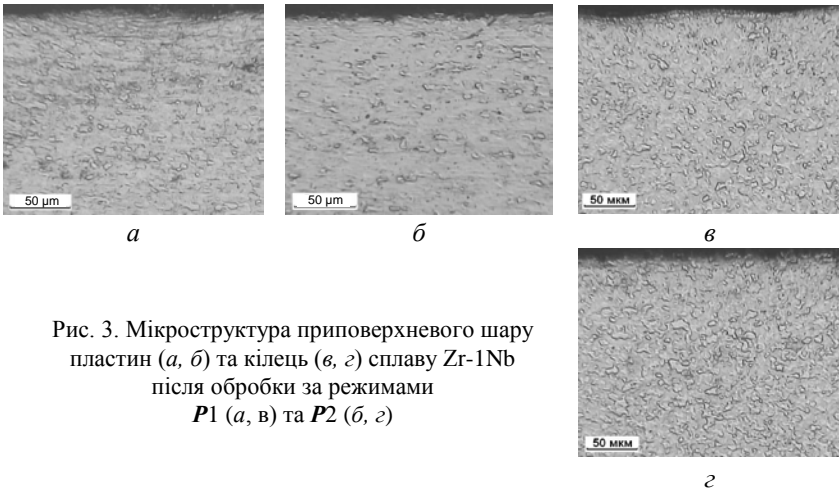


Рис. 3. Мікроструктура приповерхневого шару пластин (а, б) та кілець (в, з) сплаву Zr-1Nb після обробки за режимами **P1** (а, в) та **P2** (б, з)

Втомна довговічність. Чутливою до окиснення приповерхневого шару металу зразків виявилась їх втомна довговічність. Згідно з результатами втомних випробувань обробка за режимом **P2** позитивно вплинула на втомну довговічність досліджуваного сплаву за чистого згину (амплітуда деформації становила $\pm\varepsilon=0,9\%$) та за циклічного розтягу (за напруження $\sigma = 100$ МПа) (рис. 3). Поліпшення опірності руйнуванню, ймовірно, спричинено тим, що досягається формування градієнтного поля стискальних напружень за певної концентрації домішки втілення (кисню).

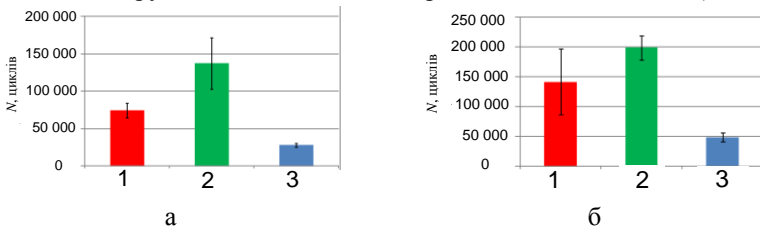


Рис. 3. Втомна довговічність цирконієвого сплаву Zr-1Nb за чистого згину (а) та циклічного розтягу (б)

Особливості руйнування. Встановлено особливості руйнування зразків сплаву Zr-1%Nb з модифікованим поверхневим шаром після випробувань чистим згином за амплітуди деформації $\pm\varepsilon = 0,9\%$ (рис. 4). Зокрема, показано (рис. 4 а, з), що після вакуумного відпалу **P1** за чистого згину руйнування досліджуваного сплаву відбувається за змішаним типом: спостерігаються скольні фасетки невеликих розмірів і незначні деформаційні гребені, які їх оточують. На зразках із модифікованим приповерхневим шаром, для яких зафіксовано підвищення втомної

довговічності, виявлено дефектний шар товщиною 15...30 мкм (що корелює із градієнтом твердості у приповерхневому шарі). Цей шар характеризується наявністю борозенок (рис. 4 д), що свідчить про втомний характер руйнування. Після обробки за режимом *P3* хоч і спостерігається наявність значної кількості деформаційних гребенів, подрібнення мікрорельєфу поверхні руйнування, поряд з цим зафіксовано тріщини у приповерхневому шарі (рис. 4 в, е).

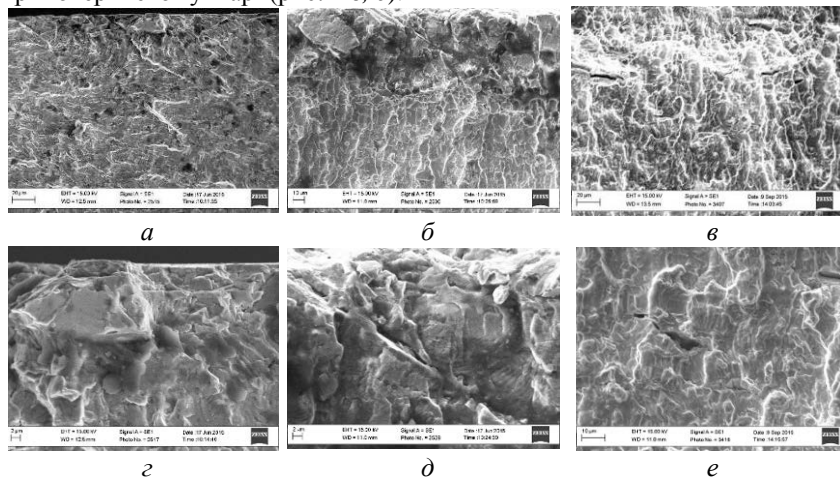


Рис. 4. Поверхня зламів зразків сплаву Zr-1Nb після випроб за чистого згину, оброблені за різними режимами: а, з – *P1*, б, д – *P2*, в, е – *P2*.

Висновки. Наведено результати експериментальних досліджень впливу модифікування поверхневого шару металу киснем на твердість, структуру, втомну довговічність за циклічного навантаження сплаву Zr-1Nb. Наведено режим модифікування, який забезпечує підвищення втомної довговічності цирконієвого сплаву Zr-1%Nb відносно відпаду у вакуумі. Виявлено, що зразки із твердорозчинно модифікованим приповерхневим шаром, для яких зафіксовано підвищення втомної довговічності, мають борозенки, що свідчить про втомний характер руйнування.

1. Тарараєва Е.М. Влияние кислорода и олова на механические свойства сплавов циркония с 1 и 2,5% Nb / Е.М. Тарараєва, Л.С. Муравьєва // Строение и свойства сплавов для атомной энергетики. Под ред. О.С. Иванова, Т.А. Бабаєва. – М.: Наука, 1973. – С. 158-172.
2. Займовский А.С. Циркониевые сплавы в атомной энергетике / А.С. Займовский, А.В. Никулина, Н.Г. Решетников. – М.: Энергоиздат, 1981. – 253 с.
3. Максимович Г.Г. Микромеханические исследования свойств металлов и сплавов / Г.Г. Максимович. – К.: Наук. думка, 1974. – 244 с.

ФРЕТИНГОСТІЙКІСТЬ ДЕТАЛЕЙ КРІПЛЕННЯ З ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT22

ТРУШ В. С.¹, ГАВРИШ І. М.²

¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України
² ДП «АНТОНОВ», м. Київ

Досліджено вплив модифікування поверхневого шару металу гарячевисадних болтів з титанового сплаву VT22 елементами втілення з контрольованого кисень-азотовмісного середовища на їх фретинг-втому. Зокрема встановлено, що така обробка призводить до змін у приповерхневому шарі металу та позитивно впливає на опір фретинг-втомі.

The effect of modification of the nearsurface layers of warm-heading bolts metal of VT22 titanium alloy by interstitial elements from the containing oxygen and nitrogen controlled gaseous environment on their fretting-fatigue. Established that this treatment improved the metal nearsurface layers and has positive effect on fretting-fatigue resistance.

На даний час у літаках АН використовують болти з нержавіючої високоміцної сталі ВНС-5 із межею міцності $\sigma_b \geq 1350$ МПа. Використання титанових болтів в авіаційній промисловості обмежується холодновисадними болтами (діаметром до 8 мм) зі сплаву VT16 з межею міцності $\sigma_b \geq 1050$ МПа. Тому актуальною є розробка технології одержання болтів великого діаметра (>10 мм) з високоміцних титанових сплавів, зокрема VT22, з підвищеною межею міцності ($\sigma_b \geq 1350$ МПа) і забезпечення їх тривалого ресурсу експлуатації. Однак умови експлуатації різьбових з'єднань вимагають також належного рівня фретингостійкості та корозійної тривкості, що передбачає додаткову хіміко-термічну обробку (модифікування) поверхні. Для підвищення фретингостійкості та запобігання контактної корозії титанові деталі кріплення, які зараз виготовляюся з титанового сплаву VT16 з міцністю 1050 МПа, підлягають імпульсному анодуванню, що знижує їх втомні характеристики. При підвищенні міцності сплаву (сплав VT22) негативний вплив анодування на втому різко підвищується. У зв'язку з цим було запропоновано в якості фінішної операції для деталей кріплення розробити технологію модифікування поверхні, яка б забезпечувала високі фретингостійкість та опір контактній корозії без суттєвого зниження втомних характеристик виробу.

Мета роботи – розробити спосіб модифікування поверхневих шарів деталей кріплення з титанового сплаву VT22 для покращення їх функціональних властивостей (підвищення фретингостійкості, корозійної

тривкості, втомної довговічності, тощо) формуванням регламентованої структури, морфології і хімічного складу поверхневих шарів металу за термодифузійного насичення з контрольованого газового середовища.

Матеріал та методика досліджень. Зразки для випробувань на фретинг-втому (рис. 1 а, б) виготовляли з прутків сплаву ВТ22, вироблених за технологією ІМФ НАНУ (покрокове прокатування + швидкісний нагрів під гартування у воду). Накладку (рис. 1 в) з алюмінієвого сплаву Д16Т.

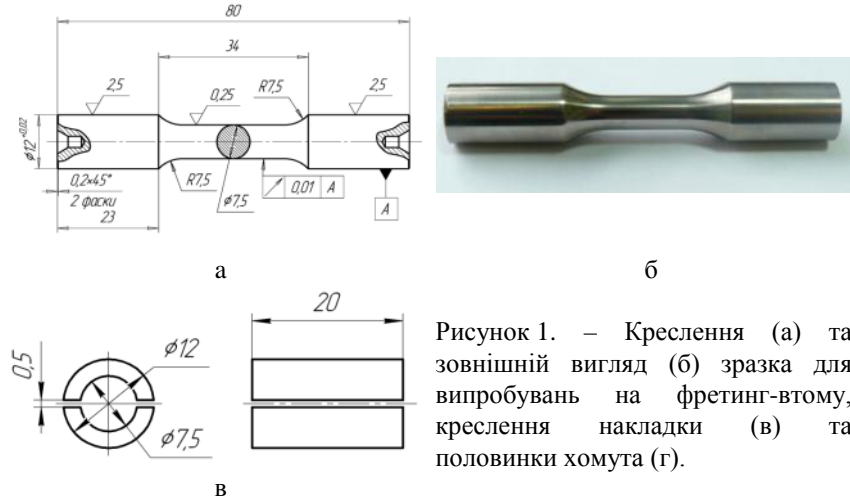


Рисунок 1. – Креслення (а) та зовнішній вигляд (б) зразка для випробувань на фретинг-втому, креслення накладки (в) та половинки хомута (г).

Випробування на фретинг-утому за комбінованою методикою проводились на циліндричних зразках з діаметром робочої частини 7,5 мм (рис. 1) за циклічного навантаження в умовах обертового згину на установці МУИ-6000 (рис. 2 в).

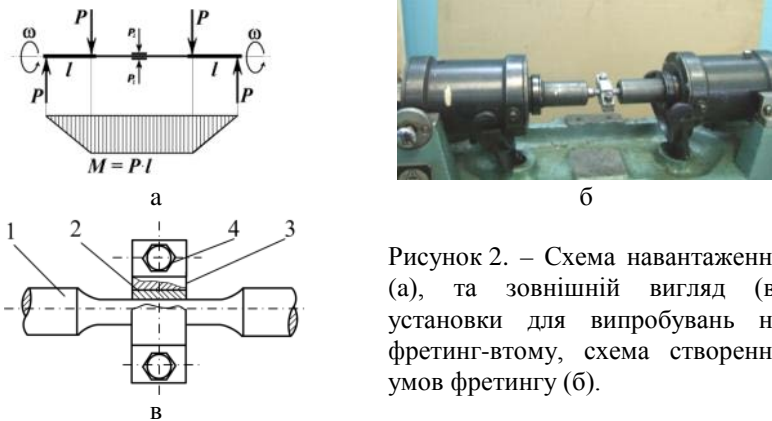


Рисунок 2. – Схема навантаження (а), та зовнішній вигляд (б) установки для випробувань на фретинг-втому, схема створення умов фретингу (б).

До робочої поверхні зразка 1 за допомогою розрізного хому та 3 і стягуючих болтів 4 притискалися накладки 2 зі сплаву Д16Т (рис. 2 в).

Отримані результати. Результати комплексних досліджень зразків, зміцнених старінням ($T = 630^{\circ}\text{C}$, $t = 4$ год), суміщеним з модифікуванням поверхні металу домішками втілення (формуванням оксинітридної плівки), засвідчили, що така обробка забезпечує необхідну міцність металу ($\sigma_b = 1320 \dots 1350$ МПа, $\delta = 9 \dots 10$ %, $\psi = 25 \dots 30$ %) [1], але на $10 \dots 15$ % знижує втрату міцність за обертового згину. За всіма показниками після випробувань на фретинг із нанесенням шару ВАП-2 (MoS_2) та без нього, за різних рівнів навантаження найкращі результати показали оксинітридні шари [2]. Однак найбільшу фретингостійкість у парі тертя «сплав ВТ22 – сплав Д16Т» забезпечує поєднання оксинітрування та нанесення шару MoS_2 . За таких умов у розвитку фретингу не спостерігається адгезійної складової й схоплення, що характерно для сплаву ВТ22 з оксидним покриттям і особливо без модифікованого шару. Оксинітрування позитивно впливає на корозійну стійкість за контактної корозії пари «ВТ22 – Д16Т» у «кислом дощі» та антифрикційні властивості поверхні металу, а нанесення шару антифрикційного середника ВАП-2 додатково підвищує ці характеристики: густина струму корозії зменшується майже на порядок, а коефіцієнт тертя – на $\sim 30\%$.

Інструментарієм для модифікування поверхні виробів зі сплаву ВТ22 служать методи регламентованого низькотемпературного термодифузійного насичення титанових сплавів киснем та азотом (рис. 3). Такий підхід (низькотемпературне термодифузійне насичення) дозволяє поєднати процес зміцнення поверхні з об'ємним зміцненням титанової матриці [3, 4]. За результатами досліджень на фретинг, втому та фретинг-втому за обертового згину зразків сплаву ВТ22 з оксидними та оксинітридними шарами, сформованими за умов старіння, оптимізовано фазовий склад модифікованого поверхневого шару.

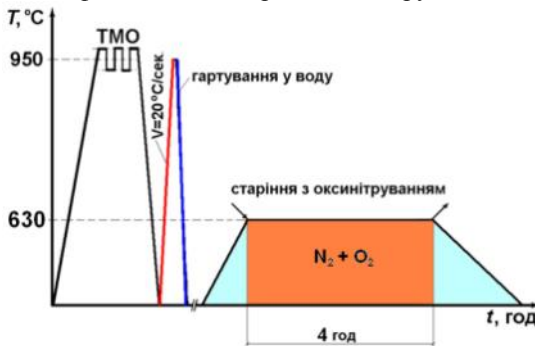


Рисунок 3. – Технологічна схема поверхневого модифікування деталей кріплення з титанового сплаву ВТ22.

Дослідження на фретинг-втому зразків титанового сплаву ВТ22 у парі з накладкою зі сплаву Д16Т після різної поверхневої обробки за навантаження $\sigma_a = \pm 441,5$ МПа (табл. 1) виявили найвищу втому довговічність за умов фретингу зразків після старіння у вакуумі з нанесенням шару ВАП-2 (MoS_2).

Таблиця 1. – Характеристика фретинг-втоми титанового сплаву ВТ22 з модифікованою поверхнею за навантаження $\sigma_a = \pm 441,5$ МПа.

Поверхнева обробка	Кількість циклів до руйнування, N	$\pm \Delta N$
Старіння у вакуумі (10^{-3} Па, 630°C , 4 год) + ВАП-2	32350	1825
Старіння суміщене з оксинітуванням (630°C , 4 год)	28800	2900
Старіння суміщене з оксинітуванням (630°C , 4 год) + ВАП-2	30250	475

Старіння суміщене з оксинітуванням (630°C , 4 год) на $\sim 10\%$ знижує втому довговічність за умов фретингу порівняно зі зразками зістареними у вакуумі з нанесенням шару ВАП-2. Нанесення шару ВАП-2 (MoS_2) на зразки після старіння суміщеного з оксинітуванням дещо ($\sim 3\%$) зменшує вплив поверхневого зміцнення та підвищує стабільність результатів довговічності за фретинг-втоми.

Висновки. Аналіз отриманих результатів дозволяє зробити висновок про можливість і доцільність поєднання процесів старіння та модифікування (оксинітування) поверхні в єдиному технологічному циклі термомеханічної обробки напівфабрикатів зі сплаву ВТ22 та запропонувати відповідну технологічну схему для забезпечення балансу міцностних, втомних, трибологічних та корозійних характеристик на заданому рівні.

1. *Особливості руйнування високоміцних болтів зі сплаву ВТ22* / О. М. Івасишин, Є. Т. Василевський, С. Л. Антонюк, В. В. Величко, П. Є. Марковський, І. М. Гавриш // Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 2015. – № 3. – С. 62-67.
2. *Вплив низькотемпературного оксидування та оксинітування на фретинг-корозію титанового сплаву ВТ22* / О. І. Духота, І. М. Погрелюк, О. Г. Моляр, А. Т. Пічугін, О. Г. Лук'яненко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – № 2. – С. 85-90.
3. *Патент України 9692. С21D1/78. Спосіб термічної обробки титанового сплаву* / В.М. Федірко, В.А. Трофімов, О.Г. Моляр, Т.М. Кравчишин – № u200502148; Заявлено 09.03.05. Опубл. 17.10.05., Бюл. №10. – 4 с.
4. *Патент України 31147. С21D1/78. Спосіб термічної обробки титанового сплаву* / В.М. Федірко, І.М. Погрелюк, Т.М. Кравчишин – № u200713717; Заявлено 07.12.07. Опубл. 25.03.08., Бюл. №6. – 4 с.

ОСОБЛИВОСТІ ВОДЕНЬСОРБЦІЙНИХ ТА МАГНІТНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВІВ Nd–Mg–Co(Ni)

ШТЕНДЕР В. В.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАНУ, Львів, Україна

При дослідженні системи Nd–Mg–Co підтверджено існування двох тернарних сполук $\text{Nd}_4\text{Mg}_3\text{Co}_2$ та Nd_4MgCo , знайдено сполуку NdMg_2Co_9 , та встановлено існування твердих розчинів заміщення $\text{Nd}_{1-x}\text{Mg}_x\text{Co}_3$ ($0 \leq x \leq 0,5$) та $\text{Nd}_{1-x}\text{Mg}_x\text{Co}_2$ ($0 \leq x \leq 0,15$). Показано, що сплави системи Nd–Mg–Co поглинають 1–2 мас. % водню. Гідриди $\text{Nd}_4\text{MgCoH}_{13,7}$ та $\text{Nd}_{1-x}\text{Mg}_x\text{Co}_3\text{H}_y$ ($0 \leq x \leq 0,33$; $11,4 \leq y \leq 13,5$) є стабільні на повітрі і виділяють водень при підвищених температурах. Сполука NdMgNi_4 та її гідрид, а також $\text{NdMgNi}_2\text{Co}_2\text{H}_{5,6}$ є парамагнетиками Паулі, тоді як $\text{NdMgNi}_2\text{Co}_2$ демонструє магнітне впорядкування при 50 К.

During the investigation of the Nd–Mg–Co system the existence of two ternary compounds $\text{Nd}_4\text{Mg}_3\text{Co}_2$ and Nd_4MgCo was confirmed, the NdMg_2Co_9 compound and the $\text{Nd}_{1-x}\text{Mg}_x\text{Co}_3$ ($0 \leq x \leq 0.5$) and $\text{Nd}_{1-x}\text{Mg}_x\text{Co}_2$ ($0 \leq x \leq 0.15$) solid solutions were found for the first time. The Nd–Mg–Co alloys absorb hydrogen up to 1–2 wt. %. The $\text{Nd}_4\text{MgCoH}_{13,7}$ and $\text{Nd}_{1-x}\text{Mg}_x\text{Co}_3\text{H}_y$ ($0 \leq x \leq 0.33$; $11.4 \leq y \leq 13.5$) hydrides are stable on air and desorb hydrogen at higher temperature. NdMgNi_4 and its hydride display a Pauli paramagnet behavior. $\text{NdMgNi}_2\text{Co}_2$ displays a magnetic order below 50 K whereas its hydride shows a Pauli paramagnet behavior.

Вступ. Останнім часом велика увага приділяється магнію та сплавам на основі магнію, які би володіли високою ємністю та покращеними характеристиками його сорбції-десорбції [1–3]. Разом з тим багато досліджень присвячені синтезу нових сплавів та сполук в системах $R\text{–Mg–T}$, де $R = \text{РЗМ}$ та $T = d\text{-перехідні метали}$ [3–5]. Сполуки в таких системах характеризуються меншою воденьсорбційною ємністю у порівнянні з чистим магнієм, а у ряді випадків вони не перевищують ємності звичайних інтерметалідів на основі РЗМ – 1,5–1,8 мас. %. Проте в ряді недавніх публікацій показано можливість суттєвого модифікування воденьсорбційних властивостей подвійних сполук РЗМ за рахунок заміни перехідного металу на магній [6]. Гібридні сполуки складу $R_{1-x}\text{Mg}_x\text{Ni}_3$ та $R_{1-x}\text{Mg}_x\text{Ni}_2$ є перспективними в якості негативних електродів в Ni–MH акумуляторах. Їх електрохімічна розрядна ємність є кращою ніж для промислового LaNi_5 електроду [6, 7]

Методика експерименту. Для синтезу сплавів як вихідні матеріали використовували сплави-перкурсори NdT_4 та порошок Mg (Alfa Aesar, 325 mesh, 99,8%). Сплави NdT_4 готували електродуговою плавкою чистих металів (чистота $\geq 99,9\%$) у атмосфері очищеного аргону. Сплави подрібнювали і змішували з порошком магнію у потрібній пропорції.

Порошкову суміш пресували в таблетки. Таблетки загортали в танталову фольгу і поміщали в сталеві контейнери. Синтез проводили при температурі 600–800 °С з повільним нагрівом та охолодженням (3 дні). Відпал проводили при 500 °С (10 днів). Фазовий аналіз сплавів проводили на основі порошкових рентгенівських дифракційних даних (ДРОН 3.0 і Bruker D8, Cu-K α випромінювання). Синтез гідридів проводили в установці типу Сівертса. Сплави активували, нагріваючи повільно до температури 200–250 °С з наступною витримкою і повільним охолодженням. Гідриди синтезували при кімнатній температурі та тиску водню 0,1–30 бар. Після повного насичення автоклав поміщали в рідкий азот для стабілізації складу гідриду.

Результати. Сплави системи Nd–Mg–Co були синтезовані методом спікання за описаною вище методикою, їх фазовий склад було встановлено за рентгенівськими порошковими даними. Нами підтверджено існування двох тернарних сполук Nd₄MgCo та Nd₄Mg₃Co₂ [8, 9]. Вперше встановлено існування протяжного твердого розчину на основі бінарної сполуки NdCo₃, межі якого можна описати як Nd_{1-x}Mg_xCo₃ (0 ≤ x ≤ 0,5). А сполука NdCo₂ розчиняє 6 ат. % Mg, цей твердий розчин можна описати формулою Nd_{1-x}Mg_xCo₂ (0 ≤ x ≤ 0,15).

Сплави Nd₄MgCo за звичайних умов гідрування диспропорціонували з утворенням гідридів неодиму. В ході експерименту було встановлено оптимальні умови гідрування таких сплавів: 120 °С, водень подавали в камеру невеликими порціями не перевищуючи тиску 0,5–1 бар, а кінцевий тиск насичення становив 10 бар. Зразки легко поглинали водень і за 20 год відбувалося їх повне насичення до ~2 мас. % H. Рентгенофазовий аналіз показав утворення гідридів Nd₄MgCoH_x зі збереженням структури вихідної сполуки. Отримані гідриди є стабільні на повітрі. Тому, проведена термодесорбція у динамічному вакуумі з швидкістю нагріву 2 °С/хв до температури 650 °С. Наявність декількох піків на спектрах ТДС вказує на багатостадійний процес виділення водню. Після ТДС експерименту на рентгенівських дифрактограмах спостерігали суміш фаз NdH₂, Nd₂O₃ та NdCo₂. Такий результат не є неочікуваним, оскільки при наводнюванні ми спостерігали схильність досліджуваних сполук до диспропорціонування. Результати фазового аналізу свідчать, що цей процес може відбуватися і при десорбції (очевидно за підвищених температур коли значна кількість водню ще присутня в зразку).

Результати рентгенофазового аналізу сплавів R₄Mg₃Co₂ показали, що у всіх випадках основною складовою сплавів (>77 %) є інтерметалічна фаза з моноклінною структурою типу Nd₄Co₂Mg₃ (пр. гр. P12/m1). Такі сплави відразу після подачі водню активно поглинали водень до максимальної ємності 2,1 мас. % (що відповідає ~16 H ат./Nd₄Mg₃Co₂). Рентгенофазовий аналіз сплавів після гідрування засвідчив часткову аморфізацію сполуки Nd₄Mg₃Co₂. Прогідровані

неодимові сплави досліджували методами диференціальної скануючої калориметрії (ДСК) та термогравіметричного аналізу (ТГА), нагріваючи зразок у потоці аргону зі швидкістю 10 °С/хв. Результати ДСК експерименту свідчили про складність теплових процесів, які відбуваються під час нагрівання частково аморфного гідриду сполуки $\text{Nd}_4\text{Mg}_3\text{Co}_2$. Згідно з ТГА, основна кількість водню виділяється до 400 °С. РФА зразка після нагрівання до 900 °С засвідчив утворення кристалічних фаз NdH_2 , NdMg_3 та Nd_2O_3 . Причому наявність NdH_2 узгоджується з даними ТГА, які показали часткове виділення водню (лише 1,2 мас. % із 2,1 мас. % наявних).

Сполуки RMgCo_4 поглинають на 50–70 % більше водню в порівнянні до Ni-вмісних ізоструктурних сполук. З огляду на вищесказане досліджували сплави $\text{NdMgNi}_{4-x}\text{Co}_x$ та визначили розчинність Co в NdMgNi_4 та його впливу на воденьсорбційні характеристики NdMgNi_4 [10]. Аналізуючи отримані результатів можна відмітити, що для двох Co-вмісних сплавів ($x = 2$ і 3) присутній інкубаційний період (~5 хв) під час їх гідрування при 20 °С. Слід також відмітити, що воденьсорбційна ємність зростає із збільшенням вмісту Co. Для NdMgNiCo_3 ємність складає 6,2 Н ат./ф.о. (1,54 мас. %), що є на ~50 % більше ніж для NdMgNi_4 . Збільшення ємності можна пояснити зростанням об'єму елементарної комірки зі зростанням вмісту кобальту. Автори [10] для сполуки LaMgNi_4 визначили три структури гідридів залежно від використаного тиску водню (Рис. 1). В наших дослідженнях було показано, що NdMgNi_4 утворює орторомбічні гідриди, а Co-вмісні сплави утворюють гідриди з кубічною структурою і мають лише одне рівноважне плато (Рис. 2). Окрім дослідження воденьсорбційних властивостей для вибраних складів такого типу сполук, було проведено дослідження магнітних характеристик. Було показано, що NdMgNi_4 та її гідрид, а також $\text{NdMgNi}_2\text{Co}_2\text{H}_{5,6}$ є парамагнетиками Паулі, тоді як $\text{NdMgNi}_2\text{Co}_2$ демонструє магнітне впорядкування при 50 К [9]. Отже можна зробити висновок, що $\text{NdMgNi}_2\text{Co}_2$ має дещо відмінні характеристики за рахунок магнітного кобальту.

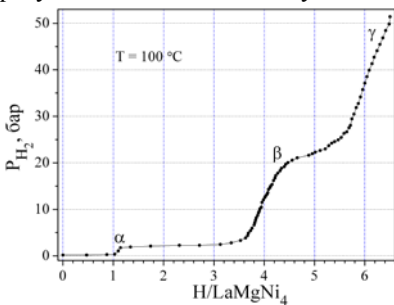


Рис. 1. Ізотерма абсорбції водню для LaMgNi_4 при 100 °С. α , β , γ - верхні межі існування гідридів.

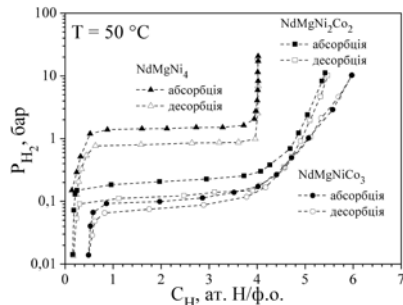


Рис. 2. PC залежність для $\text{NdMgNi}_{4-x}\text{Co}_x\text{-H}_2$ ($x = 0, 2, 3$) систем при 50 °С

Нами було показано, що у системі Nd–Mg–Co на основі бінарної сполуки NdCo₃ вздовж ізоконцентрати Co при 500 °C існує твердий розчин заміщення Nd_{3-x}Mg_xCo₉. Структура “гібридних” інтерметалічних сполук R_{1-x}Mg_xT_y, (R = рідкісноземельні метали, T = d-перехідні метали; x = 0–0,67; y = 3–4) складається з шарів типу CaCu₅ та MgZn₂, укладених вздовж кристалографічного напрямку [0 0 1]. Такі сполуки використовують як негативні електроди в Ni/МГ акумуляторах нового покоління [6, 12]. На прикладі La₂MgNi₉ було показано, що електрохімічна розрядна ємність таких електродів досягає 410 мАгод/г [13**Ошибка! Закладка не определена.**], що на 25 % вище, ніж ємність електродних матеріалів на основі LaNi₅. Враховуючи вище наведені аспекти ми досліджуємо кристалічну структуру та воденьсорбційні газові та електрохімічні властивості Co-вмісних сполук. Присутність в цих сполуках магнію є важливою. Він при заміні рідкісноземельного металу в структурах RT₃ та RT₂ вносить суттєві зміни до термодинамічних властивостей гідриду і підвищує його стійкість до індукованого воднем диспропорціонування. Відсутність магнію призводить до диспропорціонування або аморфізації гідридів бінарних сполук RT₃ та RT₂.

1. H. Imamura, K. Masanari, M. Kusuvara et al. High hydrogen storage capacity of nanosized magnesium synthesized by high energy ball-milling. J. Alloys Compd. 386 (2005) 211–216.
2. M. Zhu, H. Wang, L. Z. Ouyang, M. Q. Zeng. Composite structure and hydrogen storage properties in Mg-based alloys. Int. J. Hydrogen Energy 31 (2006) 251–257.
3. B. Sakintuna, F. Lamari-Darkrimb, M. Hirscher. Metal hydride materials for solid hydrogen storage: A review. Int. J. Hydrogen Energy 32 (2007) 1121–1140.
4. I.P. Jain, P. Jain, A. Jain. Novel hydrogen storage materials: A review of lightweight complex hydrides. J. Alloys Compd. 503 (2010) 303–339.
5. J. Huot, D.B. Ravnsbæk, J. Zhang et al. Mechanochemical synthesis of hydrogen storage materials. Progress in Materials Science 58 (2013) 30–75.
6. T. Kohno, H. Yoshida, F. Kawashima et al. Hydrogen storage properties of new ternary system alloys: La₂MgNi₉, La₃Mg₂Ni₂₃, La₃MgNi₁₄. J. Alloys Compd. 311 (2000) L5–L7.
7. Z.M. Wang, H.Y. Zhou, Z.F. Gu et al. Preparation of LaMgNi₄ alloy and its electrode properties. J. Alloys Compd. 377 (2004) L7–L9.
8. V.V. Shtender, V. Paul-Boncour, A.B. Riabov et al. Hydrogenation behaviour of the R₄MgCo (R = Y, La, Nd, Tb) compounds. J. Solid State Chemistry 229 (2015) 135–140.
9. Штендер В., Поль-Бонкур В., Денис П., Завалій І. Синтез та гідрування сплавів R₄Mg₃Co₂ (R= Nd та Tb) // Вісник Львів. ун-ту – 2015. – Вип. 56(1). – С. 138–144.
10. L. Guéneé, V. Favre-Nicolin, K. Yvon. Synthesis, crystal structure and hydrogenation properties of the ternary compounds LaNi₄Mg and NdNi₄Mg. J. Alloys Compd. 348 (2003) 129–137.
11. V.V. Shtender, R.V. Denys, V. Paul-Boncour et al. Effect of Co substitution on hydrogenation and magnetic properties of NdMgNi₄ alloy. J. Alloys Compd. 639 (2015) 526–532.
12. J. Chen, N. Kuriyama, H.T. Takeshita et al. Hydrogen storage alloys with PuNi₃-type structure as metal hydride electrodes. Electrochem. Solid State Lett. 3 (2000) 249–252.
13. W. Hu, R. Denys, C. Nwakwuo et al. Annealing effect on phase composition and electrochemical properties of the Co-free La₂MgNi₉ anode for Ni-metal hydride batteries. Electrochim. Acta 96 (2013) 27–33.

ОЦІНКА ГЛИБИНИ ТРІЩИНИ ЗА ЇЇ ЗОБРАЖЕННЯМ

ГРАБОВСЬКА Н.Р.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАНУ, м. Львів

Запропоновано метод визначення глибини горизонтальної тріщини на основі аналізу металографічного зображення з допомогою ламбертівської моделі відбиття світла. Параметри моделі визначено з відомим фіксованим положенням джерела світла у формі вертикальної похідної вектора нормалі. Оцінка глибини перерізу горизонтальної тріщини знаходиться інтегральним накопиченням вертикальної похідної вектора нормалі тріщини, починаючи від одного з країв. Показано, що апроксимацією вертикального перерізу горизонтальної тріщини можна побудувати модель горизонтальної тріщини. Описано адаптивний алгоритм корекції характеристик моделі горизонтальної тріщини за її зображеннями.

The new information technology of determining the crack depth by analyzing metallographic image from using Lambert's model of light reflection is proposed. Parameters of the model defined by the known fixed positions of the light source. The reconstruction of three-dimensional crack structure carried out in two stages. At the first step a vertical crack section reconstructed in the form of vertical derivative of the normal vector, and evaluation of the crack section depth found by accumulation of integral vertical derivative of the crack normal vector from one of the edges. At the second step based on the approximation of the vertical crack section, created artificial crack model.

Вступ. Інформаційні технології та методи прогнозування ресурсу безаварійної роботи конструкцій, відбиваючи сучасний стан неруйнівного контролю конструкцій, все в більшій степені характеризуються аналізом просторового розподілу. Це пов'язано з тим, що для прогнозування важливе значення має встановлення просторового розподілу дефектів, які утворилися в елементах конструкцій в процесі експлуатації [1]. Останнім часом для дослідження просторового розподілу дефектів на поверхні конструкцій використовують методи тривимірної реконструкції [2-4]. В експлуатаційних умовах 3D реконструкцію планується використовувати при обстеження поверхні конструкцій значного розміру. В цьому випадку відеозйомкою отримується масив зображень великого об'єму. Для обробки такої інформації доцільно використовувати швидкісну 3D реконструкцію, яка працює з одним зображенням. При таких умовах обробки розглянемо одну з проблем контролю тріщиностійкості елементів конструкцій, оцінку глибини тріщини за її зображенням.

Мета роботи полягає у розробці інформаційної технології тривимірної реконструкції горизонтальної тріщини за одним зображенням. В системі обробки інформації зображень досліджуваній зразок матеріалу освітлюється одним джерелом некогерентного світла. Відбите від

поверхні зразка світло відеокамерою передається для аналізу у комп'ютері. Дослідження зображень проводились в рамках дифузної моделі відбиття (тріщини вкриті продуктами корозії). В цьому випадку інтенсивність відбиття точки поверхні (розглядається монохроматичне зображення) [5]

$$I_{\lambda} = I_a + I_{p\lambda} k_d (N \bullet L), \quad (1)$$

де I_a - інтенсивність розсіяного світла; $I_{p\lambda}$ - інтенсивність джерела світла; k_d - дифузний коефіцієнт, який відображає рівень дифузного відбивання досліджуваної точки на поверхні; L - вектор напрямку до джерела світла; N - вектор нормалі до поверхні. Якщо поверхня задана в явній формі $z = f(x, y)$, то вектор нормалі до поверхні $F(x, y, z) = 0$ у досліджуваній точці $M = (x, y, z)$ приймає значення $N = \{-pd, -qd, d\}$, де $d = (p^2 + q^2 + 1)^{-1/2}$, а $p = \frac{\partial z}{\partial x}$, $q = \frac{\partial z}{\partial y}$ - нахил поверхні в околі точки.

Відеозйомку виконують так щоб відстань від джерела світла до об'єкта була б значно більша ніж лінійні розміри досліджуваної поверхні.

Двохетапна інформаційна технологія тривимірної реконструкції горизонтальної тріщини. На першому етапі знайдемо вертикальний переріз горизонтальної тріщини z , де він проходить через точку максимальної глибини. На другому етапі, базуючись на отриманій оцінці перерізу z визначимо оцінку центрального сегмента 3D поверхні горизонтальної тріщини окремо від кінців і визначимо оцінку 3D поверхні кінців горизонтальної тріщини шляхом апроксимації поверхні кінців сегментами сфери.

Роглянемо перший етап інформаційної технології (ІТ). Для визначення глибини горизонтальної тріщини оберемо її вертикальний переріз. Визначимо параметри p , q , k_d та I_a моделі (1) для випадку $L = (0, \cos \varphi, \sin \varphi)$. Для обчислення інтенсивності фону I_a використовується затінені точки поверхні горизонтальної тріщини, в яких $I_a = I_{\lambda}(x_a, y_a)$. Для визначення дифузного коефіцієнта використаємо точку дефекту, в якій має місце $q(x_0, y_0) = p(x_0, y_0) = 0$. Тоді з виразу (1) слідує $t = I_{p\lambda} k_d = (I_0 - I_a) / \sin \varphi$, де $I_0 = I_{\lambda}(x_0, y_0)$. Для забезпечення спрощення моделі відбиття, що полягає у зменшенні похибки реконструкції, обумовленої горизонтальними флуктуаціями глибини горизонтальної тріщини, запропоновано проводити низькочастотну фільтрацію зображення у горизонтальному напрямку. На відфільтрованому сегменті зображення $\bar{I} m_{\Delta P}$, з якого буде віділено вертикальний переріз горизонтальної тріщини, діє спрощувальне припущення: глибина горизонтальної тріщини $z(x, y)$ є незмінна на горизонтальному відрізку

$[x_0, x_0 + d]$, що формально можна подати як $p(x, y) = 0$, де $x \in [x_0, x_0 + d]$. Використовуючи це в моделі (1), а також визначені величини фону I_a і зваженого дифузного коефіцієнта τ , отримуємо квадратичне рівняння $aq^2 + bq + c = 0$, де $a = \text{ctg}^2\varphi - \xi$; $b = -2\text{ctg}\varphi$; $c = 1 - \xi$, $\xi = (I_\lambda(x, y) - I_a)^2 * (I_{\lambda 0} - I_a)^{-2}$, яке дозволяє обчислити його корені $q_{1,2}$ програмно. Масив корня $q_1(y)$ є реконструкцією вертикальної похідної. В профільованій зоні реконструкцію перерізу поверхні горизонтальної тріщини виконують інтегральним накопиченням вертикальної похідної, починаючи від нижнього краю горизонтальної тріщини.

Другий етап ІТ полягає у реалізації наступних трьох алгоритмів: створення центрального сегмента горизонтальної тріщини; формування штучної моделі лівого (правого) кінця горизонтальної тріщини; оптимального стиснення лівого (правого) кінця штучної моделі з параметром I_{opt} (r_{opt}). Розглянемо кожен з цих алгоритмів.

Алгоритм створення центрального сегмента горизонтальної тріщини. Горизонтальним зміщенням доповненого перерізу горизонтальної тріщини $z = f(y) = f(x_{\text{max}}, y)$, де $y \in [-y_s, y_s]$ утворюється поверхня центрального сегменту горизонтальної тріщини $z = f(x, y) = f(x_{\text{max}}, y)$, де $y \in [-y_s, y_s]$, $x \in [x_1, x_r]$.

Алгоритм штучної моделі. Поверхня лівого (правого) кінця горизонтальної тріщини утворюється обертанням її вертикального перерізу $z = f(x_1, y)$ ($z = f(x_r, y)$) відносно, вертикальної осі Oz , яка проходить через точку максимальної глибини (x_1, y_{max}) ((x_r, y_{max})) і має таку форму $z = f(\rho)$, де $\rho = \sqrt{x_s^2 + (y - y_{\text{max}})^2}$, тут $x_s = (x - x_1)/l$ ($x_s = (x - x_r)/r$), l (r)- стиск. Алгоритм завершується операцією сегментації з $z = f(\rho(x, y))$ точок (x, y) таких, що $x < x_1$ ($x > x_r$).

Алгоритм оптимального стиснення полягає в наступному. Задаючись фоном \hat{I}_a і інтенсивністю відбиття $\hat{I}_{\lambda 0}$, за дифузною моделлю відбиття (1), де компоненти вектора нормалі p, q розраховано по стиснутій моделі тріщини $z(g)$, а g приймає значень l , або r , синтезуємо штучне зображення моделі горизонтальної тріщини I_g . Далі визначаємо оцінку абсолютної похибки $\Delta I = I_p - I_g$, де I_p –реальне зображення горизонтальної тріщини. Інтегральним накопиченням квадрата ΔI по всіх точках, які належать до горизонтальної тріщини, визначаємо

квадратичну форму F_g . Для уточнення моделі $z(s)$ шукаємо мінімум квадратичної форми F_g , який обчислюється з параметром $g = g_{opt}$.

Для уточнення квадратичних форм застосуванням селектуючих одиничних функцій P_g враховано просторову селекцію

$F_g = S_g^{-1} \sum_i \sum_k P_{gik} (I_{pik} - I_{gik})_{gik}^2$, де I_g штучне зображення моделі горизонтальної тріщини, S_g - площа одиничних значень функції P_g .

Просторова селекція є двох видів. Одна з них закладена в структуру алгоритмів ІТ, а друга використовується для вилучення з квадратичної форми точок артефактів (форма горизонтальної тріщини пошкоджена і радикально відрізняється від загальної).

Висновки. Запропоновано нову двоетапну адаптивну інформаційну технологію тривимірної реконструкції дефектів, зокрема тріщин, за одним зображенням. На першому етапі вертикальний переріз дефекта реконструйовано у формі вертикальної похідної вектора нормалі дефекта, а оцінка глибини перерізу дефекта знайдена інтегральним накопиченням вертикальної похідної вектора нормалі дефекта починаючи від одного з країв. Вертикальну похідну реконструйовано на основі ламбертівської моделі відбиття світла. На другому етапі на основі апроксимації вертикального перерізу дефекта, збудовано штучну модель дефекта. Наведено методику обрахунку оптимального розтягу (стиснення) лівого та правого сегмента штучної моделі дефекту. Оптимізацію цих параметрів планується провести шляхом порівнянням штучно створеного зображення параметрично залежної моделі та реального зображення дефекта використовуючи апарат квадратичних форм.

1. *Marcus P.* Corrosion mechanisms in theory and practice 2nd Edition - 2002 – New York, Technology & Engineering – 742P.
2. *Yoshizawa, T.* Handbook of Optical Metrology -principle and applications- CRC Press, New York 2009.- 744 P.
3. *Scharstein, H. Hirschmüller, Y. Kitajima, G. Krathwohl, N. Nescic, X. Wang, and P. Westling.* [High-resolution stereo datasets with subpixel-accurate ground truth](#). In German Conference on Pattern Recognition (GCPR 2014), Münster, Germany, September 2014.
4. *Richard Szeliski.* Computer Vision: Algorithms and Applications. Springer, New York, 2010. 655P.
5. *J. H. Lambert.* Photometria, sive de Mensura et gradibus luminis, colorum et umbrae / sumptibus viduae E. Klett, 1760.

ЧИСЛОВИЙ АНАЛІЗ ОСОБЛИВОСТЕЙ ДИФРАКЦІЇ ДОВГИХ ХВИЛЬ НА ҐРАТКАХ

КОСТЕНКО О. В.

Фізико-технічний інститут низьких температур імені Б. І. Веркіна
Національної академії наук України

Представлені результати дослідження особливостей дифракції електромагнітних хвиль на обмежених ґратках. Дослідження спирається на математичну модель розповсюдження хвиль, яка основана на аналітико-числовому методі розв'язування граничних задач.

The research results of the features of diffraction electromagnetic waves on the bounded lattices were shown. This investigation is used a mathematical model of wave propagation which based on the numerical-analytical method for solving the boundary problems.

Мова йде про дослідження особливостей розповсюдження плоских монохроматичних електромагнітних хвиль (залежність від часу дана множителем $e^{-i\omega t}$) у просторі з ґраткою, яка складається з нескінченно тонких ідеально провідних стрічок. Вважається, що хвильовий вектор лежить у площині, перпендикулярній ребрам ґратки. Основним параметром цього процесу розповсюдження є добуток хвильового числа, позначимо його k , та половина ширини ґратки, позначимо її a . Відомо [1], що інтегральна характеристика розсіяння за малих значень ka приймає значення, що перевищують одиницю. Метою цієї роботи є дослідження цього ефекту. Дослідження основане на математичній моделі, яка ґрунтується на ефективному аналітико-числовому методі розв'язування задач математичної теорії дифракції [2-4] – дифракції хвиль на обмежених стрічкових ґратках. Отримані у числовому експерименті інтегральні характеристики розсіяння, ландшафтні мапи-розмальовки ближньої зони та діаграми спрямованості у далекій зоні дозволили провести аналіз дифракції хвиль на ґратках та побачити особливості розсіювання. Результати збіглися з відомими відповідниками. Запропонована математична модель дає змогу обґрунтовано використовувати тонкі ефекти розповсюдження хвиль для розв'язування практичних задач. Наприклад, для задач, пов'язаних з неруйнівною діагностикою технічних об'єктів, тощо.

Наведемо загальну постановку двовимірної задачі дифракції. Нехай ґратка складається з m стрічок. Праву прямокутну систему координат введемо так, що ґратка належить площині x_1Ox_2 та вісь x_1 паралельна ребрам стрічок. Позначимо L переріз ґратки площиною x_2Ox_3 . Введемо

наступні позначення для первинного поля: $\mathbf{k} = (0, k \sin \alpha, -k \cos \alpha)$ – хвильовий вектор, α – кут між \mathbf{k} та x_3 ; $|\mathbf{k}| = 2\pi/\lambda$, де λ – довжина хвилі; $\mathbf{E}^0(x_2, x_3)$ – напруженість електричного поля; $\mathbf{H}^0(x_2, x_3)$ – напруженість магнітного поля. Шукане вторинне поле позначимо наступним чином: $\mathbf{E}(x_2, x_3)$ – напруженість електричного поля; $\mathbf{H}(x_2, x_3)$ – напруженість магнітного поля. Повні напруженості електричного та магнітного полів – відповідно $\mathbf{E}^\Sigma(x_2, x_3)$ та $\mathbf{H}^\Sigma(x_2, x_3)$. Як відомо [4, 5], система рівнянь Максвелла переходить у два незалежних рівняння Гельмгольца відносно $E_1(x_2, x_3)$ та $H_1(x_2, x_3)$, а гранична умова ідеальної провідності приводить до задачі Діріхле для $E_1(x_2, x_3)$ та задачі Неймана для $H_1(x_2, x_3)$. Інші шукані компоненти вторинного поля виражаються через $E_1(x_2, x_3)$ та $H_1(x_2, x_3)$. Позначимо звуження функції $E_1(x_2, x_3)$ на верхню та нижню півплощини відповідно $E_1^+(x_2, x_3)$ та $E_1^-(x_2, x_3)$, а звуження $H_1(x_2, x_3)$: $H_1^+(x_2, x_3)$ та $H_1^-(x_2, x_3)$ відповідно.

Шукані функції задовольняють наступним умовам: рівнянню Гельмгольца з параметром k , при x_3 більше, чи менше нуля; умовам спряження, що забезпечують зв'язок звужень цих функцій, коли x_2 належить $\square \sqrt{L}$, а x_3 дорівнює нулю; граничним умовам Діріхле та Неймана відповідно; умовам Зоммерфельда та Мейкснера.

Звуження невідомих функцій шукаються у вигляді перетворень Фур'є. Обидві задачі зведено до двох парних інтегральних рівнянь, які за допомогою інтегральних представлень перетворено на два граничних інтегральних рівняння. Ці інтегральні рівняння розв'язані за допомогою квадратурних формул інтерполяційного типу [7].

Для аналізу розсіяння використані діаграми спрямованості, позначимо їх $D_{E_1^\pm}(\varphi)$ та $D_{H_1^\pm}(\varphi)$, та інтегральні характеристики розсіювання:

$R_{E_1^\pm}(ka)$ та $R_{H_1^\pm}(ka)$. Для ілюстрації розповсюдження хвиль у ближній зоні ґратки використано ландшафтні мапи-розмальовки функцій $|E_1^\Sigma(x_2, x_3)|$ та $|H_1^\Sigma(x_2, x_3)|$.

Для дослідження та аналізу процесу розповсюдження довгих хвиль було

проведено широкий числовий експеримент. Але, з огляду на обмеженість текстового простору, далі подані рисунки, які ілюструють розсіяння хвиль на стрічці з перерізом $[-a, a]$, та двох стрічках з перерізом

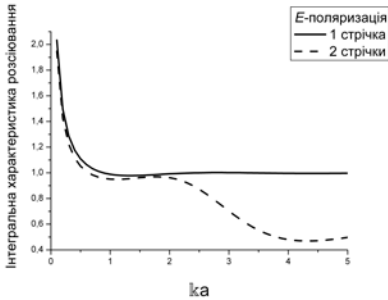


Рис. 1а – $R_{E_1^\pm}(ka)$.

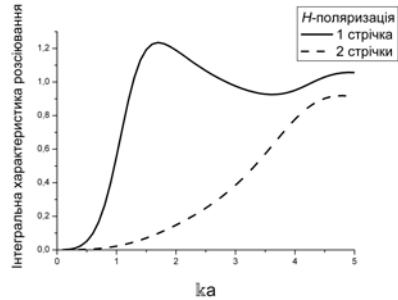


Рис. 1б – $R_{H_1^\pm}(ka)$.

$[-a, -0, 3a] \cup [0, 3a, a]$. Перші компоненти напруженості електричного та магнітного первинних полів: e^{-ikx_3} та $\sqrt{\mu_0/\epsilon_0}e^{-ikx_3}$, відповідно. На рисунках 1а та 1б наведені інтегральні характеристики розсіювання, які дають змогу виділити хвилі, що проходять крізь щілину. Бачимо, що за малих значень ka значення $R_{E_1^\pm}(ka)$ (обидві залежності) та $R_{H_1^\pm}(ka)$ (для однієї стрічки) перевищують одиницю. За малих значень ka одна та дві стрічки розсіюють E -поляризовані хвилі майже однаково; відмінності починаються, коли значення ka перевищує два. Але розсіюванню H -поляризованих хвиль не притаманна така особливість.

На рисунках 2а, 2б, 2с, 2д подано ландшафтні мапи-розмальовки функцій $|E_1^\Sigma(x_2, x_3)|$ на прямокутниках $[-3a, 3a] \times [-2a, 2a]$ та $[-3a, 3a] \times [-1, 5a, 1, 5a]$. На рисунках 3а, 3б, 3с, 3д представлені графіки $D_{E_1^\pm}(\varphi)$. Бачимо, що коли ka , дорівнює одиниці, то дві стрічки розсіюють хвилю майже так само, як одна.

Використана математична модель розсіювання хвиль основана на аналітико-числовому методі розв'язування задачі розсіювання та дифракції дозволила отримати якісні характеристики процесу, а саме інтегральні характеристики розсіювання, ландшафтні мапи-розмальовки та діаграми спрямованості. Інтегральні характеристики збіглися з відомими відповідниками [1]. Таким чином, ця математична модель може використовуватися для розв'язування практичних задач, пов'язаних з

розповсюдженням хвиль.

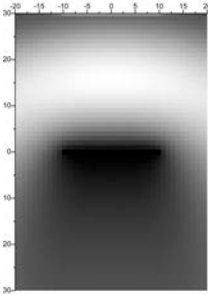


Рис. 2а – мапа $|E_1^\Sigma(x_2, x_3)|$, одна стрічка, $ka = 1$.

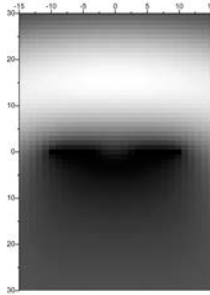


Рис. 2б – мапа $|E_1^\Sigma(x_2, x_3)|$, дві стрічки, $ka = 1$.

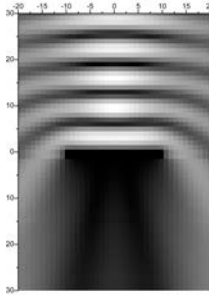


Рис. 2с – мапа $|E_1^\Sigma(x_2, x_3)|$, одна стрічка, $ka = 5$.

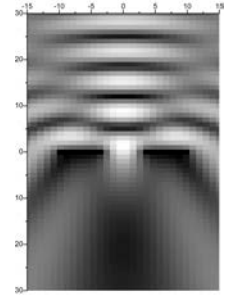


Рис. 2д – мапа $|E_1^\Sigma(x_2, x_3)|$, дві стрічки, $ka = 5$.

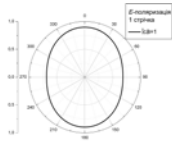


Рис. 3а – $D_{E_1^\pm}(\varphi)$.

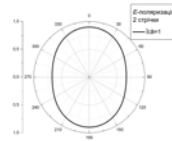


Рис. 3б – $D_{E_1^\pm}(\varphi)$.

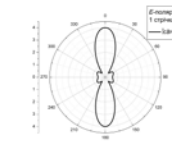


Рис. 3с – $D_{E_1^\pm}(\varphi)$.

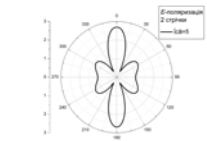


Рис. 3д – $D_{E_1^\pm}(\varphi)$.

1. Хёнл Х., Мауэ А., Вестпфаль К. Теория дифракции. – Москва: Мир, 1964. – 428 с.
2. Гандель Ю. В. Метод парных и сингулярных интегральных уравнений в задачах дифракции на ограниченных решетках // Электромагнитные явления. – 1998. – 1, № 2. – С. 220-232.
3. Варшавская Н. А., Гандель Ю. В. Дифракция плоской монохроматической волны на предканторовых решётках // Электромагнитные явления. – 1998. – 1, № 4. – С. 455-464.
4. Гандель Ю. В. Краевые задачи для уравнения Гельмгольца и их дискретные математические модели // Современная математика. Фундаментальные направления. – 2010. – 36. – С. 36-49.
5. Панасюк В. В., Саврук М. П., Назарчук З. Т. Метод сингулярных интегральных уравнений в двумерных задачах дифракции. – Київ: Наукова думка, 1984, – 344 с.
6. Назарчук З. Т. Численное исследование дифракции волн на цилиндрических структурах. – Київ: Наукова думка, 1989, – 256 с.
7. Гандель Ю. В. Введение в методы вычисления сингулярных и гиперсингулярных интегралов. – Харків: Видавництво Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна, 2001. – 92 с.

ДИФРАКЦІЯ ЗВУКОВОЇ ХВИЛІ НА ЖОРСТКОМУ ДИСКУ

ЛИСЕЧКО В.О.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Розв'язано задачу дифракції плоскої звукової хвилі на жорсткому диску при осьовому опроміненні. Досліджено вплив частотного параметра на основні характеристики полів.

The problem of the sound plane wave diffraction by the rigid disk is obtained.

The effect of the wave parameter to field characteristics is shown.

Вступ. Для забезпечення надійного діагностування матеріалів і виробів необхідно зважати на геометричну форму та фізичні характеристики об'єктів. Ці два фактори відіграють важливу роль у формуванні полів, отриманих при діагностуванні акустичними методами. У якості математичної моделі виробу (дефекту) в [1] розглянуто скінченний жорсткий конус та розв'язано задачу дифракції плоскої акустичної хвилі на такому конусі при осьовому опроміненні. Тут, базуючись на методі аналітичної регуляризації запропонованому в [2], у різних частотних діапазонах досліджуємо розсіяння плоскої звукової хвилі на жорсткому диску, що є граничним випадком конуса і продовженням задачі, сформульованої в [1].

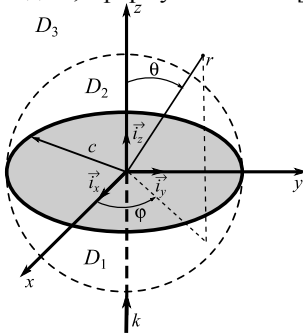


Рис. 1 – Геометрія задачі.

Постановка задачі. Нехай у сферичній системі координат (r, θ, ϕ) задано ідеально жорсткий диск $S : \{r \in (0, c), \theta = \pi/2, \phi \in [0, 2\pi)\}$, який лежить у площині $z = 0$ (див. рис. 1). Диск S опромінюється плоскою монохроматичною звуковою хвилею, яка поширюється у додатному напрямку осі z ($\theta = 0$). Гармонічну залежність від часу $\exp(-i\omega t)$ надалі опускаємо. Потенціал

швидкості падаючого поля $U^{(i)}(r, \theta) = \exp(ikr \cos \theta)$ задаємо у вигляді:

$$U^{(i)}(r, \theta) = \frac{1}{\sqrt{sr}} \sum_{n=0}^{\infty} A_n P_{\zeta_n - 1/2}(\cos \theta) I_{\zeta_n}(sr),$$

де $A_n = \sqrt{2\pi}(-1)^{\zeta_n - 1/2} \zeta_n$; $\zeta_n = n + 1/2$; $s = -ik$; $P_{\eta-1/2}(\cdot)$ – функція Лежандра; $I_{\eta}(\cdot)$ – модифікована функція Бесселя.

Оскільки у полі первинної хвилі розподіл тиску не залежить від координати φ , то розсіяне поля знаходимо із розв'язку осесиметричної крайової задачі для рівняння Гельмгольца, яку сформулюємо так

$$\Delta U(r, \theta) + k^2 U(r, \theta) = 0 \tag{1}$$

де шуканий потенціал швидкості $U(r, \theta)$ повинен задовольняти граничну умову на поверхні S

$$\partial_{\theta}[U^{(i)}(r, \theta) + U(r, \theta)]|_{r, \theta \in S} = 0 \tag{2}$$

Розв'язок крайової задачі (1), (2) шукаємо у класі функцій, які задовольняють умову випромінювання і умову обмеженості енергії поля.

Розв'язування задачі. Розглянемо підобласті: $D_1 : \{r \in (0, c); \theta \in [0, \pi/2]\}$, $D_2 : \{r \in (0, c); \theta \in [\pi/2, \pi]\}$, $D_3 : \{r \in (c, \infty); \theta \in [0, \pi]\}$. У кожній з цих областей шуканий потенціал швидкості подамо у вигляді:

$$U(r, \theta) = \begin{cases} \frac{1}{\sqrt{sr}} \sum_{p=1}^{\infty} y_p^{(1)} P_{\xi_p - 1/2}(\cos \theta) \frac{I_{\xi_p}(sr)}{I_{\xi_p}(sc)}, & (r, \theta) \in D_1; \\ -\frac{1}{\sqrt{sr}} \sum_{p=1}^{\infty} y_p^{(2)} P_{\xi_p - 1/2}(\cos \theta) \frac{I_{\xi_p}(sr)}{I_{\xi_p}(sc)}, & (r, \theta) \in D_2; \\ \frac{1}{\sqrt{sr}} \sum_{n=0}^{\infty} \bar{x}_n P_{\zeta_n - 1/2}(\cos \theta) \frac{K_{\zeta_n}(sr)}{K_{\zeta_n}(sc)}, & (r, \theta) \in D_3. \end{cases}$$

Тут \bar{x}_n , $y_p^{(j)}$ – невідомі коефіцієнти розкладу, $j = 1, 2$; $K_{\eta}(\cdot)$ – функція Макдональда; ξ_p – додатні корені трансцендентного рівняння $\cos \pi(\xi_p / 2 + 1/4) = 0$, $\xi_p = 2p - 3/2$.

Застосувавши метод аналітичної регуляризації [2], задачу зводимо до розв'язання нескінченної системи лінійних алгебраїчних рівнянь (НСЛАР) другого роду, яку запишемо так

$$X = A^{-1}(A - A_{11})X + A^{-1}F \quad (3)$$

Тут $X = \{x_n\}_{n=1}^{\infty}$ – невідомий вектор, $x_n = \bar{x}_n P_{z_n}^{-1/2}(0)$, $P_{\eta-1/2}^1(\cdot)$ – приєднана функція Лежандра, $z_n = \zeta_n + n - 1$; A_{11} – нескінченна матриця,

$$A_{11} : \left\{ a_{qn}^{(11)} = \frac{scW[K_{z_n} I_{\xi_q}]_{sc}}{[\xi_q^2 - z_n^2]K_{z_n}(sc)I_{\xi_q}(sc)} \right\}_{q,n=1}^{\infty},$$

де $W[fg]_a = f(a)g'(a) - f'(a)g(a)$; $F = \{f_q\}_{q=1}^{\infty}$ – відомий вектор; вирази для елементів регуляризуючих операторів A , A^{-1} подамо у вигляді

$$A : \left\{ a_{qn} = (2q - 2n - 1)^{-1} \right\}_{q,n=1}^{\infty},$$

$$A^{-1} : \left\{ \tau_{kq} = \frac{8\Gamma(q+1/2)\Gamma(k+1/2)}{\pi^2(1-2q)(2k-2q+1)\Gamma(q)\Gamma(k)} \right\}_{k,q=1}^{\infty}.$$

Розв'язок НСЛАР (3) існує в класі послідовностей $\bar{x}_n = O(n^{-1})$, забезпечує виконання усіх необхідних умов, і може бути отриманий методом редукції з наперед заданою точністю.

Аналіз результатів. На основі розв'язку НСЛАР (3) досліджено дифраговане поле у зоні випромінювання. Аналізували енергетичні характеристики поля, розсіяного диском. На рис. 2 наведено переріз розсіяння $\sigma_s = \sigma_s(kc)$, який розраховували за формулою

$$\frac{\sigma_s}{2\pi c^2} = \frac{\pi}{(kc)^2} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{|\bar{x}_n|^2}{(4n-1)|K_{z_n}(sc)|^2}.$$

З рис. 2 бачимо, що головний максимум перерізу розсіяння формується у низькочастотній області ($kc = 2.522$). Із зростання kc переріз розсіяння стає рівним подвоєній площі диска, тобто $\sigma_s = 2\pi c^2$.

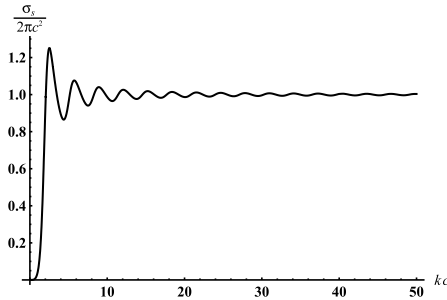


Рис. 2 – Залежність нормованого перерізу розсіяння від хвильового параметра kc .

Досліджено особливості розсіяння у ближній зоні ($kr \ll 1$). На рис. 3 наведено залежність повного поля у центрі диска ($r=0$) від довжини хвильового радіуса, яку знаходимо за формулою

$$U^{(t)}(r)|_{r \rightarrow 0} = \sqrt{sc} \operatorname{csch}(sc) y_1^{(2)}.$$

Поведінка кривої на цьому рисунку свідчить про утворення зон Френеля з максимумами при $kc = (2m-1)\pi$ і мінімумами, коли $kc = 2\pi m$ ($m = 1, 2, \dots$).

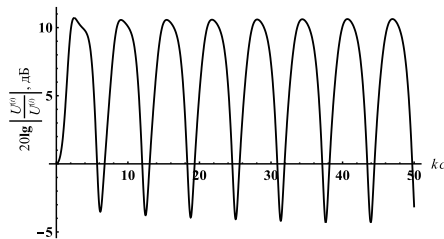


Рис. 3 – Нормована величина повного поля у центрі диска як функція kc .

Висновки. Отримано розв'язок задачі дифракції плоскої звукової хвилі на жорсткому диску. Показано, що переріз розсіяння має слабо виражений резонансний характер при $kc = 2.522$, а на високих частотах рівний подвоєній площі диска. У центрі диска виявлено формування зон Френеля.

1. Куриляк Д.Б., Лисечко В.О. Дифракція плоскої акустичної хвилі на скінченному жорсткому конусі при осьовому опроміненні // Акуст. вісн. – 2013–2014. – 16, №2. – С. 8–17.
2. Куриляк Д.Б., Назарчук З.Т. Аналітико-числові методи в теорії дифракції хвиль на конічних і клиноподібних поверхнях. – К.: Наук. думка, 2006. – 280 с.

ВЕКТОРНИЙ АНАЛІЗ ВІБРАЦІЙНИХ СИГНАЛІВ ПІДШИПНИКА КОЧЕННЯ З ЛОКАЛЬНИМ ДЕФЕКТОМ НА ЗОВНІШНЬОМУ КІЛЬЦІ

МАЦЬКО І. Й. , ШЕВЧИК В. Б. , ДЗЕРИН О. Ю.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

Методами векторних періодично корельованих випадкових процесів проведено аналіз реалізації підшипника кочення, симульованих на основі його стохастичної динамічної моделі у вигляді системи нелінійних диференціальних рівнянь другого порядку з періодично змінними коефіцієнтами. Показано, що використання лінійних і квадратичних інваріантів кореляційної тензор-функції цього класу випадкових процесів підвищує ефективність виявлення локальних дефектів підшипників кочення.

Using methods of vectorial periodically correlated random processes the analysis of simulated realizations of rolling bearing vibration, obtained on the base of its stochastic model in the form of system of non-linear differential equations with periodically varying characteristics, is provided. It is shown that using of linear and quadratic invariants of correlation tensor-function of this class of signals enhance detection efficiency of rolling bearing local defects.

Вібраційні явища в підшипниках кочення характеризуються складною поведінкою, що зумовлена нелінійністю сил контакту робочих поверхонь кілець підшипника та тіл кочення, зазорами між тілами кочення та кільцями, поверхневими нерівностями кілець, різними швидкостями обертання елементів підшипника У математичній моделі такого підшипника його складові елементи розглядаються як пружина з демпфуванням, а контакти тіл кочення - як нелінійні пружини. Сили контакту в точці (ξ_2, ξ_1) , спричинену одним тілом кочення, положення якого описується кутом φ_j (рис. 1), можна подати у вигляді [1–2]:

$$F_{\Theta_j} = k \left(\xi_1 \sin \varphi_j + \xi_2 \cos \varphi_j \right)^{\frac{3}{2}}.$$

Рівняння руху точок на кільці підшипника з врахуванням інерційних сил, сили демпфування та сили тяжіння тоді записується наступним чином [1-3]

$$m \frac{d^2 \xi_1}{dt^2} + 2\beta \frac{d\xi_1}{dt} + k \sum_{j=1}^{N_k} \left[\xi_1 \sin \varphi_j + \xi_2 \cos \varphi_j - \Pi_j \right]^{\frac{3}{2}} \sin \varphi_j = P + F \cos \omega t,$$

$$m \frac{d^2 \xi_2}{dt^2} + 2\beta \frac{d\xi_2}{dt} + k \sum_{j=1}^{N_k} \left[\xi_1 \sin \varphi_j + \xi_2 \cos \varphi_j - \Pi_j \right]^{\frac{3}{2}} \cos \varphi_j = F \sin \omega t,$$

де m – сумарна маса валу та внутрішнього кільця, $P = mg$ – сила тяжіння,

F – сила дисбалансу, породжена обертанням валу, β – коефіцієнт

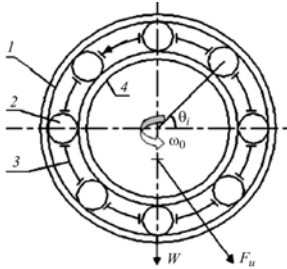


Рис. 1. Схема підшипника кочення: 1, 4 – зовнішнє та внутрішнє кільця; 2 – тіло кочення; 3 – сепаратор.

демпфування, N_k – число тіл кочення, Π_j – функція, яка описує форму кілець підшипника.

У роботі [3] на основі числових розв'язків системи рівнянь (1) отримані серії комп'ютерних реалізацій горизонтальних та вертикальних вібрацій для бездефектного підшипника та з дефектами на зовнішньому кільці.

Для опису форми дефекту використано функцію

$$\Pi_j = \begin{cases} 0.5(A + \varepsilon_A) [1 + \cos(\pi(\theta_j - \theta_d) / \Delta\theta)] + \varepsilon_\omega, & |\theta_j - \theta_d| \leq \Delta\theta, \\ \varepsilon_\omega, & |\theta_j - \theta_d| > \Delta\theta. \end{cases}$$

де ε_A – рівномірно розподілена на інтервалі $[-0.25A, 0.25A]$ випадкова величина, φ_d – кут, під яким знаходиться дефект, $\Delta\theta$ – його кутова ширина, A – розмір дефекту, ε_ω – стаціонарний білий шум. Симуляцію виконано з такими параметрами: маса валу $m = 0.6$ кг, модуль Юнга для сталі $E = 2.1 \cdot 10^4$ Н/м², частота обертання валу $\nu = 80$ Гц, радіус внутрішнього кільця підшипника $r = 0.023$ м, зовнішнього $R = 0.045$ м, радіус тіл кочення $r_g = 0.00398$ м, а їх число $N_k = 8$.

Результати обробки реалізацій показали, що при появі дефекту на зовнішньому кільці підшипника кочення горизонтальна і вертикальна складові вібрації набувають властивостей періодичної нестационарності другого порядку. У стохастичній складовій з'являються потужні модуляції гармонік з частотами, кратними до частоти перекочування тіл кочення по зовнішньому кільцю. Аналізуючи окремі складники вібрації важко оцінити їх просторові властивості, без яких складно розв'язати задачу про локалізацію дефектів, тому важливим є сумісний аналіз вертикального та горизонтального складників вібрацій. Такий аналіз доцільно проводити на основі векторної ПКВП-моделі, яка є природною для опису вібрацій. Фізичні величини, що її характеризують, а саме переміщення, швидкість, прискорення є векторами. Слід також підкреслити, що основною перевагою векторного статистичного аналізу є можливість введення в розгляд інваріантних величин, які характеризують стан об'єкту незалежно від того, в якій системі координат проводиться вимірювання. Нижче

коротко зупинимось на результатах такого аналізу, ввівши спочатку деякі основні поняття [4–6].

Випадковий процес $\xi(t) = \mathbf{i}\xi_1(t) + \mathbf{j}\xi_2(t)$, де \mathbf{i} , \mathbf{j} – базові орти, будемо називати векторним ПКВП, якщо його математичне сподівання $\mathbf{m}_\xi(t) = E\xi(t)$ та кореляційна функція $\mathbf{b}_\xi(t, u) = E\overset{\circ}{\xi}(t) \otimes \overset{\circ}{\xi}(t+u)$ є який періодично змінними за часом векторами,

$$\mathbf{m}_\xi(t) = \mathbf{m}_\xi(t+T), \mathbf{b}_\xi(t, u) = \mathbf{b}_\xi(t+T, u)$$

де $\overset{\circ}{\xi}(t) = \xi(t) - \mathbf{m}_\xi(t)$, а \otimes – знак тензорного добутку, є періодичною за часом тензорною функцією.

У загальному випадку елементи тензора залежать від вибору системи координат, однак існують такі побудовані на елементах тензора функції, які не будуть змінюватися при переході від однієї системи координат до іншої. Такі функції називають інваріантами тензора [4–6]. Лінійні інваріанти $I_1(t, u)$ та $D(t, u)$ формується на основі елементів симетричної частини тензора, а саме:

$$I_1(t, u) = b_{\xi_1}(t, u) + b_{\xi_2}(t, u), D(t, u) = b_{\xi_1\xi_2}(t, u) - b_{\xi_2\xi_1}(t, u)$$

Квадратичні інваріанти

$$\lambda_{1,2}(t, u) = \frac{1}{2} \left[I_1(t, u) \pm \sqrt{I_1^2(t, u) - 4I_2(t, u)} \right]$$

є власними значеннями симетричної частини матриці. Вони визначають екстремальні значення кореляційної функції за ортогональними напрямками.

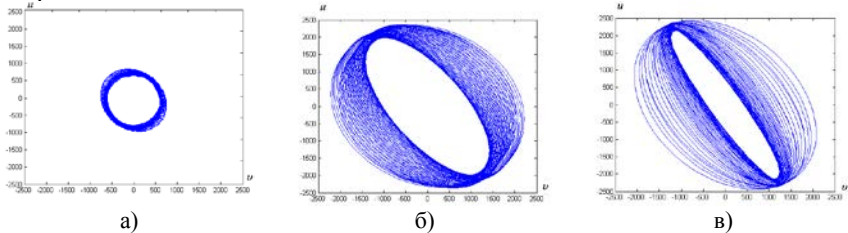


Рис. 2. Криві другого порядку при $u = 0$ для підшипника кочення з дефектом на зовнішньому кільці: а) – 2 мкм; б) – 3 мкм; в) – 5 мкм.

Досить наглядними для ілюстрації впливу розмірів дефекту на квадратичні інваріанти кореляційної тензор-функції є графіки кривих другого порядку (рис. 2), побудованих на основі інваріантів $\lambda_1(t, u)$ та $\lambda_2(t, u)$. Для малих розмірів дефекту ці криві є близькими до кіл. При збільшенні розмірів кола трансформуються в еліпси, при цьому більша вісь еліпса вказує на місце знаходження дефекту на зовнішньому кільці.

Показовою для локалізації дефекту є діаграма, яка визначає зміну з розвитком дефекту кореляційних зв'язків за напрямом. Такі зміни визначаються формулами [4–5]

$$\hat{b}_\beta(t, u) = \lambda_1(t, u) \cos^2 \beta + \lambda_2(t, u) \sin^2 \beta,$$

де β – кут між вибраним напрямком і власною системою координат кореляційного тензора. Залежність величини $\hat{b}_\beta(t, u)$ від кута β для різних моментів часу і різних розмірів дефекту представлені на рис. 3.

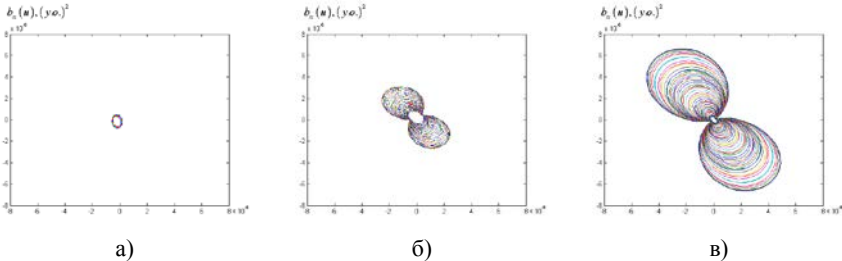


Рис. 3. Зміна кореляційних зв'язків за напрямком при $u = 0$ для підшипника кочення з дефектом на зовнішньому кільці: а) – 2 мкм; б) – 3 мкм; в) – 5 мкм.

При малих дефектах зміни кореляційних зв'язків відбуваються в усіх напрямках однаково. При збільшенні дефекту діаграми викривляються, при цьому чітко вирисовується той напрям, в якому вони змінюються найбільше. Цей напрям, подібно до великих осей еліпса, вказує на місце знаходження дефекту на зовнішньому кільці.

Підсумовуючи результати роботи, підкреслимо, що векторна ПКВП-модель вібрацій дає можливість ввести для аналізу їх властивостей інваріантні величини, значення яких не залежать від того, в якій системі координат проводиться вимірювання. Виявлено, що криві другого порядку, побудовані за власними значеннями симетричної частини кореляційної тензор-функції, а також діаграми, які визначають зміни кореляційних зв'язків за напрямом, є ефективними характеристиками для виявлення дефектів і їх локалізації.

1. Nataraj C., Harsha S. P. The effect of bearing cage run-out on the non-Linear dynamics of a rotating shaft // Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation. – 2008. – 13. – P. 822–838.
2. Стохастична динамічна модель сигналів вібрації підшипника кочення та їх аналіз / Мацько І. Й., Яворський І. М., Юзефович Р. М., Зажжевські З. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2013. – 49, № 4. – С. 119–128.
3. Яворський І. М. Математичні моделі та аналіз стохастичних коливань – Львів: ФМІ НАН України, 2013. – 802 с.
4. Яворський І. М. Інваріантний кореляційний аналіз векторних періодично корельованих випадкових процесів/ І. М. Яворський, Р. М. Юзефович, І. Й. Мацько, І. Б. Кравець // Відбір і обробка інформації. – 2011. – № 35 (111).

КОНТРОЛЬ ПРОТИКОРОЗИЙНОГО ЗАХИСТУ ПІДЗЕМНОГО ТРУБОПРОВОДУ З ВИКОРИСТАННЯМ АПАРАТУРИ ВПП

МЕЛЬНИК М.І.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка
НАН України

Описано застосування пристрою для вимірювання поляризаційного потенціалу (ВПП). Приведено способи його використання для діагностики стану протикорозійного захисту (ізоляції і ЕХЗ) підземних трубопроводів.

We describe a device for measuring the polarization potential (VPP). Powered ways to use it to diagnose the state of corrosion protection (insulation and ECP) of underground pipelines.

Обстеження і контроль технічного стану металевих конструкцій і споруд в електропровідному середовищі необхідні для запобігання їх пошкоджень, оцінки можливостей і ресурсу безаварійної експлуатації, обґрунтованого планування ремонтно-будівельних робіт на трасах.

Для підвищення інформативності та оперативності таких обстежень розроблено пристрій вимірювач постійної і змінної електричних напруг та поляризаційного потенціалу ВПП, схема якого зображена на рис. 1 [1].

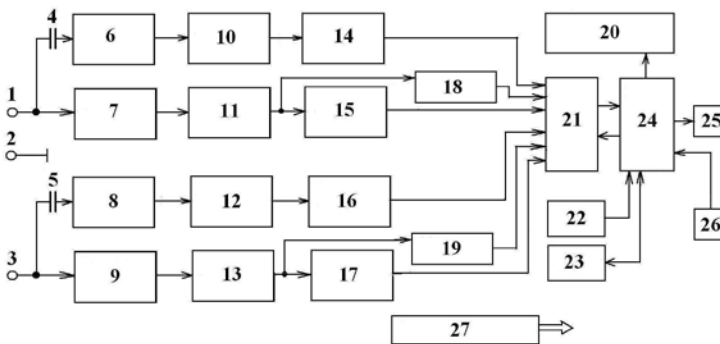


Рис. 1. Пристрій для вимірювань постійних і змінних електричних напруг та поляризаційного потенціалу

Пристрій містить у собі чотири канали вимірювань (двох постійних і двох змінних електричних напруг), скомпоновані у малогабаритному корпусі, з трьома вхідними клеммами та клавіатурою. Процес вимірювань здійснюється автоматично. Роботою пристрою керує мікроконтролер за

спеціально розробленою програмою. Відбувається зчитування вимірних напруг та обчислення поляризаційного потенціалу за формулою

$$U_p = U_{MG} - V_{MG} \cdot U_{GG} / V_{GG}. \quad (1)$$

Забезпечено можливості запису вимірів у пам'ять і перегляду отриманих результатів на цифровому дисплеї. Реалізовано передачу даних з приладу по інтерфейсу в комп'ютер для подальшого опрацювання і документування.

Застосування пристрою дає можливість контролювати параметри протикорозійного захисту:

- виявляти пошкодження ізоляції за методом градієнта (Пірсона),
- визначати поляризаційний потенціал методом Джали [2],
- використовувати пристрій при визначенні перехідного опору труба-земля [3].

Шляхом так званих інтенсивних вимірювань, контролюючи величини U_{GG} (вимірювання градієнта) та V_{GG} (метод Пірсона) можна робити висновок про пошкодження ізоляційного покриття ПТ [3-5].

Перехідний питомий електричний опір захисного покриття ρ_{in} ($\Omega \cdot m^2$) на ділянці n поверхні, яку контролюють, визначають відношенням різниці потенціалів (падіння електричної напруги) на захисному покритті ΔE_{in} (V) до густини струму i_n (A/m^2), який протікає через покриття на цій ділянці [3, 5]

$$\rho_{in} = \Delta E_{in} / i_n, \quad \Omega \cdot m^2. \quad (2)$$

Для знаходження густини струму i_n треба знати силу струму ΔI_n та площу поверхні s_n , через яку він проходить. Очевидно, що коректне значення перехідного опору отримують для однорідної ділянки покриття тоді, коли різниця потенціалів і густина струму однакові на всій площі поверхні покриття, яку контролюють.

Перехідний опір «труба-земля» R_n складається з наступних компонент [3]: перехідний опір ізоляційного покриття R_i (з можливими порами і дефектами), поляризаційний опір поверхні металу R_{pol} та опір розтіканню струмів R_g у ґрунті. За вимірами електричних напруг і струмів на трасі ПТ можна визначити R_n , з якого, для визначення опору ізоляційного покриття, треба вилучити значення R_g і R_{pol} .

На відміну від прийнятої методики [5], де доволі складна процедура вилучення опору ґрунту, її можна замінити вилученням спаду потенціалу в ґрунті E_g [3].

Таким чином, падіння потенціалу на захисному покритті ПТ, визначається за формулою

$$\Delta E_{in} = E_g + E_{pol} - E_n, \quad (3)$$

де E_n – потенціал трубопроводу, виміряний на ділянці n ; E_{pol} – поляризаційний потенціал трубопроводу на даній ділянці [4].

Для вимірювань поляризаційного потенціалу використовують відомий метод вимкнення УКЗ [5]. Для спрощення процедури вимірювань пропонуємо визначати поляризаційний потенціал за вимірами двох різниць потенціалів і змінних електричних напруг між тими ж електродами [1-4], що дає можливість вилучати омичну складову різниці потенціалів без відключення УКЗ.

Таким чином, розроблений пристрій ВПП дає змогу проводити різні виміри, за якими можна контролювати як пасивний (ізоляцію), так і активний (поляризацію) захист від корозії, що підтверджено натурними випробуваннями.

1. Заявка u 201504831 на корисну модель «Пристрій для вимірювань постійних і змінних електричних напруг та поляризаційного потенціалу» / *Р.М. Джала, Б.Я. Вербенець, М.І. Мельник* / ФМІ НАНУ
2. Патент 43130А. Україна. G01R19/00, C23F13/00. Спосіб визначення поляризаційного потенціалу підземної споруди / *Р. М. Джала*. – Опубл. 15.11.2001. Бюл. 10.
3. *Джала Р. М.* Основи обстеження і контролю корозійного стану підземних трубопроводів // *Механіка руйнування та міцність матеріалів: Довідн. посібник* / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Том 11. Міцність і довговічність нафтогазових трубопроводів і резервуарів / *Г. М. Никифорчин, С. Г. Поляков, В. А. Черватюк, І. В. Ориняк, З. В. Слободян, Р. М. Джала*. – Львів: „Сполом”, 2009. – Розд 6. – С. 143-184.
4. *Джала Р.М., Вербенець Б.Я., Мельник М.І.* Вимірювання поляризаційного потенціалу з вилученням омичного складника / *Вісник Східноукраїнського національного університету* – 2013. – № 14 (203). – С. 147-151.
5. ДСТУ 4219-2003. Трубопроводи сталеві магістральні. Загальні вимоги до захисту від корозії. – К.: Держспоживстандарт України, 2003. – 72 с.

ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЇ ФЕРОМАГНЕТИКА НА ПАРАМЕТРИ СИГНАЛУ МАГНЕТОПРУЖНОЇ АКУСТИЧНОЇ ЕМІСІЇ

МЕЛЬНИК Н. П.

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

Наведено результати досліджень впливу пластичної деформації феромагнетних матеріалів на параметри сигналів магнетопружної акустичної емісії (МАЕ). Виявлені тенденції зниження амплітуди сигналу МАЕ із деформуванням феромагнетних сплавів збігаються із літературними даними.

The results on the study of the effect of plastic deformation of ferromagnetic materials on magnetoelastic acoustic emission (MAE) are considered. Generally, the observed tendencies of reduction amplitude of MAE with deformation of ferromagnetic alloys confirm those published in the literature.

Вступ. Важливою проблемою у галузі промисловості України є діагностика стану виробів і елементів конструкцій, а також обладнання, що вичерпало свій експлуатаційний ресурс. Оскільки більшість конструкцій виготовлені з феромагнетних матеріалів, то певну зацікавленість викликає застосування поєднання фізичних ефектів, пов'язаних з дією на них зовнішнього магнетного поля та збудження пружних хвиль АЕ – магнетопружної акустичної емісії, що при цьому виникають. Пружні хвилі виникають в об'ємі феромагнетика внаслідок стрибкоподібного переміщення доменних стінок, що розділяють домени з перпендикулярними напрямками векторів намагнення – 90° -ні доменні стінки, розташовані в межах окремих зерен. Щоб ефективніше проводити локальне діагностування феромагнетних елементів конструкцій та виробів, варто використовувати генерування сигналів магнетопружної акустичної емісії під впливом зовнішнього магнетного поля, яке спричинює рух стінок магнетних доменів (ефект Баркгаузена (ЕБ)).

Дослідженням застосування МАЕ для діагностування феромагнетних матеріалів присвячено чимало праць. Внесок у розвиток цього методу зробили вчені Фізико-механічного інституту ім. Г. В. Карпенка НАН України, зокрема вивчали вплив структури матеріалу та водневого чинника на зміну амплітуд сигналів МАЕ у феромагнетних матеріалах [1], методом магнетоакустичного діагностування досліджували феромагнетні конструкції, що містять плоскі тріщини [2], а у праці [3] за сигналами МАЕ проводили кількісну оцінку стрибків Баркгаузена. Загалом, у роботах поєднано вивчення зміни структури феромагнетиків під дією квазістатичного магнетного поля, але для ефективного діагностування стану елементів конструкцій необхідно проводити численні дослідження з метою виявлення найчутливіших параметрів сигналів та оптимізації як

елементів збудження магнетного поля, так і систем відбору акустико-емісійних даних.

Залежність параметрів МАЕ від пластичної деформації. Пластична деформація впливає на гістерезисні магнетні властивості феромагнетиків, оскільки змінює густину дислокацій. Ця зміна впливає на міцність закріплення доменних стінок і спричиняє їхній рух. Зміна магнетних властивостей відчутна на ранніх стадіях деформації [4].

Експериментальні дослідження свідчать, що магнетопружна акустична емісія виникає під час стрибкоподібного необоротного руху доменних стінок, які розділяють домени з не протилежно напрямленими векторами намагненості. Сигнали МАЕ залежать від значень внутрішніх напружень, структурних змін і фазових перетворень, які відбуваються у феромагнетних матеріалах за термічної обробки. На початках деформація спричиняє різку зміну форми сигналу, амплітуда якого зменшується майже вдвічі, і одночасно значно розтягує криву. На наступних етапах деформації зменшується величина сигналу МАЕ, але не змінюється його форма [4].

МАЕ спричинена рухом 90^0 -их доменних стінок, тому, враховуючи дані АВВМ-моделі [5], для них намагненість змінюється за законом

$$\frac{dM}{dt} = \chi \frac{dH_\sigma}{dt} = \chi \left\{ \left[\frac{3\sigma}{2\mu_0} \right] \left(\frac{d^2\lambda}{dMdH} \right) \right\} \dot{H}, \quad (1)$$

а інтенсивність сигналу МАЕ (інтеграл від огинаючої сигналу в межах півперіоду перемагнечування)

$$I_{MAE} = \frac{A_d (\mu / \mu_0) (\mu - \mu_0) F(M)}{(G / \rho)^2 \left[F(M) (\mu / \mu_0) (\mu - \mu_0) / \xi + \rho / S_{90}^2 G H \right]}, \quad (2)$$

де $F(M) = \left[\frac{3\sigma}{2\mu_0} \right] \left(\frac{d^2\lambda}{dMdH} \right)$, M – намагненість; χ – магнетна сприйнятливість;

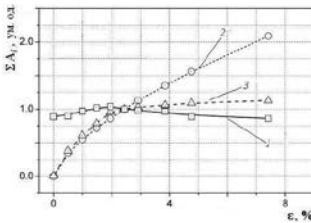


Рис. 1 – Залежність суми амплітуд сигналів МАЕ від ступеня деформації зразків: 1 – експериментальні дані; 2, 3 – теоретичні результати

H_σ – компоненти ефективного магнетного поля, пов'язані з напруженням; σ – рівень напружень; μ_0 – магнетна проникність; λ – коефіцієнт магнетострикції; S_{90} – площа поверхні 90^0 -них доменних стінок; A_d – параметр, що описує просторові флуктуації взаємодії доменних стінок; G – безрозмірний коефіцієнт (0,1356); \dot{H} – швидкість зростання прикладеного поля H ; ξ – інтервал кореляції взаємодії доменних стінок, пропорційний до середньої відстані між центрами їх закріпленя.

Результати експериментальних досліджень залежності суми

амплітуд МАЕ від рівня деформації зразків та розраховані теоретично згідно рівняння (1) подано на рис. 1. Порівнюючи криві 1 і 2 помітні значні розбіжності викликані наявністю дислокацій, оскільки не існує реальних зразків із нульовими внутрішніми напруженнями. Для кращої кореляції експериментальних та теоретичних результатів досліджень у праці [4] було використано додаткові умови для параметру A_d :

$$A_d = A_{d0} (\xi_d / \xi_{d0})^{1/2}, \quad \text{якщо } \varepsilon \leq \varepsilon_c, \quad (3)$$

$$A_d = A_{d0} (\xi_{dc} / \xi_{d0})^{1/2}, \quad \text{якщо } \varepsilon > \varepsilon_c, \quad (4)$$

де індекс нуль відноситься до стану перед пластичною деформацією; ξ_{dc} – густина дислокацій ступеня деформації ε_c ($\varepsilon_c = 2,5\%$). Внаслідок здійснених повторних розрахунків отримано результат (крива 3) наближений до експериментального.

Проведення експериментальних досліджень. Для проведення експерименту використовували зразок розмірами 3x30x245 мм виготовлений із листової сталі 15. Ця сталь відноситься до ферито-перлітного класу із високим об'ємним вмістом феритної фази, в межах якої відбуваються стрибки Баркгаузена. Тензометричні мости для вимірювань навантаження та переміщення захопів підключали до двох параметричних каналів цифрової вимірювальної системи МАЕ-1Л. Проведено дві серії вимірювань: до і після пластичного деформування металу. У кожній серії реєстрували МАЕ для наростаючих значень максимальних амплітуд напружень магнетного поля, починаючи від 0,1 кА/м до 0,85 кА/м. Зразок встановлювали у соленоїд, на який подавали з програмованого генератора напругу синусоїдальної форми з можливістю регулювати її амплітуду та частоту. У верхній частині зразка розміщували п'єзокерамічний перетворювач сигналів МАЕ з робочою смугою частот 200-600 кГц, акустичний контакт якого із поверхнею зразка забезпечували за допомогою акустичнопрозорого контактного шару. Отриманий на виході перетворювача електричний сигнал подавали на вхід попереднього підсилювача з коефіцієнтом підсилення 40 дБ, а відтак – на вхід інформаційно-вимірювальної акустико-емісійної системи МАЕ-1Л. Фіксували суму амплітуд імпульсів сигналів МАЕ.

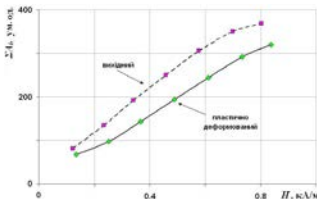


Рис. 2 – Залежність суми амплітуд сигналів МАЕ від напруженості магнетного поля

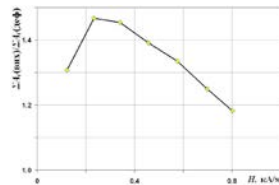


Рис. 3 – Вплив напруженості магнетного поля на співвідношення сум амплітуд сигналів МАЕ

Залежність суми амплітуд сигналів МАЕ вихідного зразка і пластично-деформованого металу від напруженості магнетного поля H зображено на рис. 2. Інтенсивність сигналів зі зразка за пластичного деформування як за низьких, так і за високих значень напруженості магнетного поля суттєво знижується. На рис. 3 наведена залежність співвідношення сум амплітуд сигналів вихідного та деформованого зразків від H .

За незначних пластичних деформацій сума амплітуд сигналів магнетопружної акустичної емісії суттєво зменшується. Вплив пластичної деформації на суму амплітуд імпульсів сигналів МАЕ представлено на рис. 4.

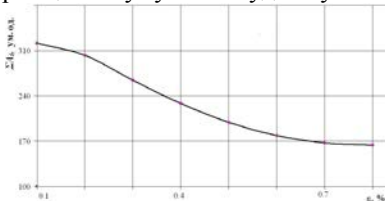


Рис. 4 – Вплив пластичної деформації на суму амплітуд сигналів МАЕ

Висока чутливість методу МАЕ до пластичної деформації за низьких значень напруженості магнетного поля є важливим чинником його подальшого розроблення для неруйнівного контролю. Зазначена особливість методу МАЕ сприяє зменшенню вимог до потужності

електромагнетної системи перемагнетнення матеріалів в реальних елементах конструкцій.

Висновки. Пластична деформація зумовлює зміну дислокаційної структури феромагнетних матеріалів, а зі зростанням густини дислокацій збільшується кількість перешкод для руху доменних стінок, що веде до значних змін його магнетних властивостей. Отримані результати свідчать про перспективність впровадження методу МАЕ як ефективного засобу неруйнівного контролю елементів конструкцій, виготовлених із феромагнетних матеріалів.

1. Вплив структури матеріалу на зміну амплітуд магнетопружної акустичної емісії / В. Р. Скальський, В. Б. Михальчук, П. М. Долішній, Р. І. Семегенівський // Зб. наук. праць ФМІ НАН України “Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів”. – Львів, 2008. – Вип. 13. – С. 80–83.
2. Метод магнетоакустичного діагностування конструкцій із феромагнетних матеріалів, що містять плоскі тріщини / Д. В. Рудавський // Зб. наук. праць ФМІ НАН України “Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів”. – Львів, 2008. – Вип. 13. – С. 114–117.
3. Вплив водню на зміну потужності стрибків Баркгаузена у феромагнетику / З. Т. Назарчук, В. Р. Скальський, Б. П. Клим та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – № 5. – С. 49–54.
4. Piotrowski L. Impact of plastic deformation on magnetoacoustic properties of Fe–2%Si alloy / L. Piotrowski, B. Augustyniak and all // NDT International, 2009. – P. 92–96.
5. Domain wall dynamics and Barkhausen effect in metallic ferromagnetic materials. II Experiments / Alessandro B., Beatrice C., Bertotti G., Montorsi A. // J. Appl. Phys., 1990. – 68 (11). – P. 2908–2915.

УЛЬТРАЗВУКОВИЙ МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ АДГЕЗІЙНОЇ МІЦНОСТІ ПОКРИТТЯ. ТЕОРІЯ

РОМАНИШИН Р.І.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАН України

Запропоновано ультразвуковий метод визначення адгезійної міцності покриття на основі ресстрації зворотно розсіяного сигналу. Викладені фізичні основи методу та ультразвукова технологія для його реалізації.

The ultrasonic method of adhesion power of thermal sprayed coatings evaluation is suggested. The method is based on back-scattered signal registration and processing. Physical principles of the method and ultrasonic technology of its implementation is presented.

Для вимірювання адгезії найбільш поширеними є механічні методи, які зводяться до вимірювання сили або роботи, які необхідно прикласти, щоб відірвати покриття одиничної площі [1]. Такі методи є руйнівними. Крім того вони не дозволяють визначити адгезію між окремими шарами в багат шарових матеріалах.

До перспективних неруйнівних методів оцінювання адгезії належать ультразвукові методи [2].

В даній роботі запропоновано новий метод визначення адгезійної міцності покриття на основі сканування поверхні об'єкту прямим роздільно суміщеним п'езоперетворювачем, ресстрації зворотно розсіяного сигналу («структурного шуму») в багатьох точках сканування, визначенні місць відшарувань покриття від підкладки на основі зареєстрованих сигналів та оцінці адгезійної міцності покриття. Фізичною основою такого підходу є залежність інтенсивності зворотно розсіяного сигналу від адгезійної міцності покриття (якості адгезії), що дає можливість визначити місця відшарувань.

Ультразвукова технологія. Адгезійна міцність покриття залежить від відношення площі відшарувань T до площі покриття S і визначається за формулою:

$$C = C_0 \left(1 - \frac{T}{S} \right) \quad (1)$$

де C_0 – адгезійна міцність покриття при відсутності відшарувань (визначається експериментально за допомогою еталонного зразка або із довідників). Тому задача зводиться до визначення місць і площі відшарувань.

В місцях з відшаруванням інтенсивність зворотно розсіяного сигналу вища. Тому на першому етапі поверхня об'єкту з покриттям сканується прямим роздільно суміщеним п'єзоперетворювачем по сітці, реєструються та аналізуються зворотно розсіяні ультразвукові сигнали у вигляді А-скану в багатьох точках на поверхні сканування (рис.1).

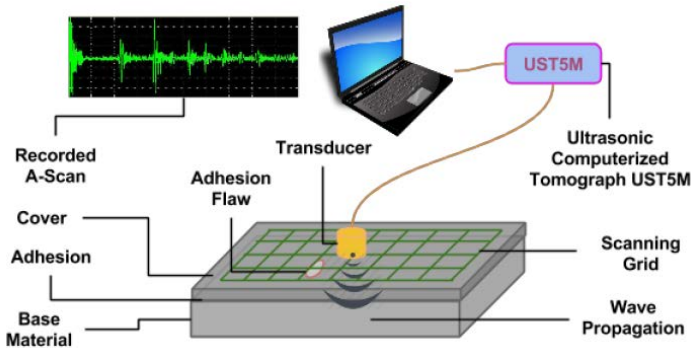


Рис. 1. Схема реєстрації зворотно розсіяного сигналу

На другому етапі за результатами аналізу сигналів, зареєстрованих в багатьох точках на поверхні сканування, визначаються місця з відшаруванням і будується карта адгезійної міцності.

Інформаційна технологія обробки часової реалізації зареєстрованого ультразвукового сигналу у вигляді дискретних відліків А-скану полягає в наступному (рис.2).

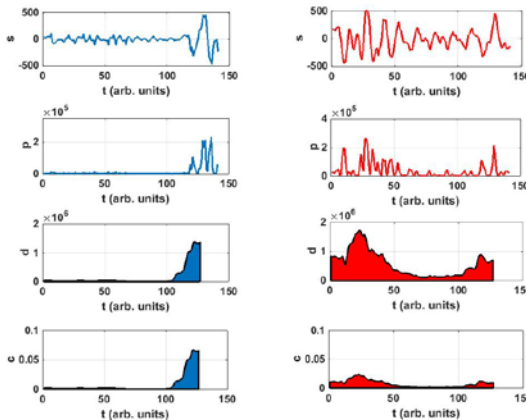


Рис. 2. Обробка зворотно розсіяного сигналу (зліва – без відшарування, справа – з відшаруванням)

1. Нехай в точці сканування (x, y) зареєстрована реалізація $s(x, y) = \{s(n; x, y)\}, n = 1, \dots, N\}$ ($s(n; x, y)$ - n -ий відлік, N - загальна кількість відліків).

Інформативною частиною сигналу про стан матеріалу по товщині є ділянка сигналу від кінця імпульсу, відбитого від границі призма-метал, до початку першого донного відбитого сигналу:

$s_i(x, y) = \{s(n; x, y)\}, n = N_1, \dots, N_2\}$ (N_1 - номер відліку кінця імпульсу, відбитого від границі призма-метал, N_2 - номер відліку початку першого донного відбитого сигналу) (рис.2а).

Реалізація інтенсивності шумоподібний RF-сигнал (рис. 2б).

2. Проводимо детектування інтенсивності шляхом усереднення в біжучому вікні тривалістю одного періода несучої

$$d(x, y) = \left\{ d(n; x, y) = \frac{1}{2\Delta} \sum_{k=n-\Delta+1}^{n+\Delta} s^2(k; x, y) \right\}, n = N_1, \dots, N_2 + \Delta_{imp}$$

$(\Delta = \text{Int} \frac{F}{f})$, f - частота зондуючого сигналу, F - частота

дискретизації; Δ_{imp} - тривалість зондуючого імпульсу (кілька періодів несучої), яка визначається на основі відбитого донного сигналу) (рис. 2в).

Основною проблемою ультразвукового контролю є вплив акустичного контакту. Для врахування впливу акустичного контакту і забезпечення порівнябельності реалізацій, зареєстрованих в різних точках поверхні, проводиться нормування інтенсивності зареєстрованого сигналу.

3. Обчислюємо енергію сигналу на проміжку $N_1 - \Delta_{imp} \div N_2 + \Delta_{imp}$

$$E = \sum_{n=N_1-\Delta_{imp}}^{N_2+\Delta_{imp}} d(n; x, y)$$

і нормуємо кожний відлік інтенсивності до цієї

$$\text{величини } c(x, y) = \left\{ c(n; x, y) = \frac{d(n; x, y)}{E} \right\}, n = N_1, \dots, N_2$$

В результаті такого нормування отримуємо реалізацію інтенсивності зворотно розсіяного сигналу, яка має одиничну енергію на проміжку нормування з врахуванням енергії відбитого донного сигналу (рис. 2г).

За допомогою цієї процедури позбавляємось впливу контакту та підсилення приймального тракту.

4. Враховуємо вплив загасання сигналу по шляху зондування внаслідок розсіювання

$$r(x, y) = \left\{ r(n; x, y) = \frac{c(n; x, y)}{1 - \sum_{i=N_1}^{N_1+n-1} c(i; x, y)} \right\}, n = N_1, \dots, N_2.$$

В результаті отримуємо профіль перерізу зворотного розсіювання вздовж шляху поширення зондуючого сигналу.

5. Обчислюємо дисперсію зворотно розсіяного сигналу (усередненого на проміжку $[N_1, N_2]$ значення інтенсивності):

$$D(x, y) = \sum_{n=N_1}^{N_2} \frac{1}{N_2 - N_1 + 1} r(n; x, y) \quad (2)$$

У випадку багат шарового покриття усереднення (2) проводиться на проміжку, який відповідає стику шарів по товщині.

Далше проводиться сканування досліджуваної області покриття і обчислюється дисперсія $D(x, y)$ (п.п. 1-5) в кожній точці сканування. В місцях, де адгезія відсутня і є відшарування, дисперсія зростає.

6. Будується гістограма розподілу дисперсії $D(x, y)$ для визначення, чи є на контрольованій поверхні місця з відшаруваннями. У випадку, коли адгезія покриття добра і немає відшарувань, спостерігається розподіл дисперсії $D(x, y)$, подібний до релеївського. Причому значення дисперсії обмежені величиною D_{\max} . При наявності відшарувань появляються значення дисперсії, які в рази перевищують D_{\max} . У випадку, коли в розглядуваній області покриття S площа відшарувань складає T , адгезійна міцність для даної області покриття обчислюється на основі (1).

1. ГОСТ15140-78. Методы определения адгезии. - М.: Изд.стандартов, 2001. - 13 с.
2. Rokhlin S.I., Marom D. Study of adhesive bonds using low-frequency obliquely incident ultrasonic waves // J. Acoust. Soc. Am. - **80** (2), August 1986.

УЛЬТРАЗВУКОВИЙ МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ АДГЕЗІЙНОЇ МІЦНОСТІ ПОКРИТТЯ. ЕКСПЕРИМЕНТ

РОМАНИШИН Р.І., ГВОЗДЕЦЬКИЙ В.М., СЕМАК П.М.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАН України

Запропоновано ультразвуковий метод визначення адгезійної міцності покриття на основі реєстрації зворотно розсіяного сигналу [1]. Приведені результати експериментальної апробації для зразків з газотермічним покриттям.

The ultrasonic method of adhesion power of thermal sprayed coatings evaluation is suggested [1]. The method is based on back-scattered signal registration and processing. Experimental results of the method application for thermal sprayed coatings are presented.

В [1] запропоновано ультразвуковий метод визначення адгезійної міцності покриття на основі сканування поверхні об'єкту прямим роздільно суміщеним п'єзоперетворювачем, реєстрації зворотно розсіяного сигналу («структурного шуму») в багатьох точках сканування, визначенні місць відшарувань покриття від підкладки на основі зареєстрованих сигналів та оцінці адгезійної міцності покриття. В [1] викладені фізичні основи методу та ультразвукова технологія для його реалізації. Тут приведені результати експериментальної апробації для зразків з газотермічним покриттям.

Експериментальні дослідження. Для перевірки правомірності використання зворотно розсіяного ультразвукового сигналу та алгоритму його обробки для визначення просторового розподілу адгезійної міцності виготовлені зразки зі сталі та алюмінію (~50мм*~50мм*~8мм) з електродуговим покриттям. Газотермічне покриття товщиною ~ 1,2 мм наносили на підготовлену поверхню (~50мм*~50мм) шляхом дробоструминної обробки. Причому на поверхні основи окремі ділянки (~1мм*~1мм) не обробляли. На необроблених ділянках адгезія покриття менша, ніж на поверхні, яка оброблена. Після напилення поверхню покриття обробляли механічно для підготовки до ультразвукових експериментів.

Проведені експерименти: сканування поверхні зразка з газотермічним покриттям прямим роздільно суміщеним п'єзоперетворювачем П112-10-6/2-Г-003 (частота 10 МГц) з кроком 5 мм, реєстрація та обробка зворотно розсіяного сигналу в області сканування, побудова гістограми дисперсії, визначення наявності відшарувань за гістограмою, побудова просторового розподілу дисперсії, який відображає розміщення відшарувань.

На рис. 1 приведені результати експериментальних досліджень для двох зразків зі сталі із покриттям (один зразок з відшаруваннями, інший – без відшарувань): гістограми дисперсій та просторовий розподіл дисперсій, який відображає розміщення відшарувань.

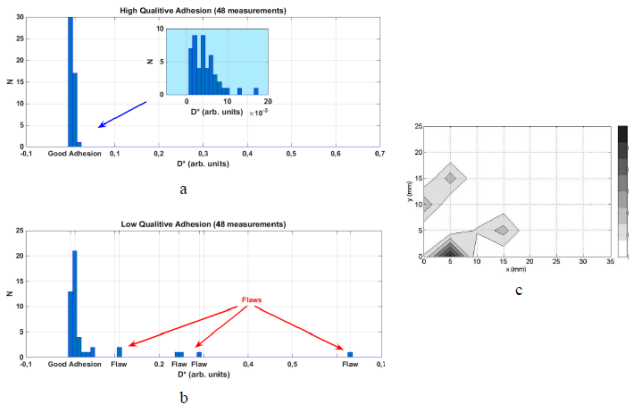


Рис. 1. Гістограма дисперсій (а, б), карта відшарувань (в) для зразків зі сталі з газотермічним покриттям

Експерименти засвідчили, що для зразка з газотермічним покриттям без відшарувань гістограма дисперсій інформативних частин зворотно розсіяних сигналів подібна до релієвського розподілу і знаходиться в межах до 0,018 ум.од. (рис. 1а). Як показують експерименти, для зразка з відшаруваннями переважна частина результатів вимірювань відноситься до таких, для яких дисперсія знаходиться в межах, як і для зразка без відшарувань. Однак, як видно з рис. 1б, окремим вимірюванням характерні дисперсії в межах [0,2 – 0,3] ум.од., а також в околі 0,6 ум.од. Ці місця інтерпретуються, як такі, що є відшарування. Знайшовши відношення площ відшарувань до площі сканування та провівши «тарування» до відомої адгезійної міцності покриття без відшарування, отримаємо адгезійну міцність покриття для досліджуваного зразка (табл.1).

Table 1. Adhesion Bond Strength of the Tested Products

Product	Adhesion Bond Strength
Prod. 1	40.0 MPa
Prod. 2	36.7 MPa

Заключення. Розроблено неруйнівний ультразвуковий метод визначення адгезійної міцності газотермічного покриття [1]. Наведені результати експериментальної апробації на сталених зразках з газотермічним покриттям.

1. Романишин П.І. Ультразвуковий метод визначення адгезійної міцності покриття. Теорія / В цьому збірнику.

ПОРІВНЯННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ
РОЗВИТКУ ПІТИНГІВ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ МЕТОДУ
КОМІРКОВИХ АВТОМАТІВ ІЗ РЕЗУЛЬТАТАМИ
ПРИСКОРЕНИХ ВИПРОБУВАНЬ

ТОРСЬКА Р.В.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАН України,
м. Львів, вул. Наукова, 5.

Проведена порівняльна оцінка характеристик пітингової корозії сталі 08X18N10T за результатами прискорених випробувань та методом моделювання із застосуванням коміркових автоматів. Показано переваги даного методу прогнозування корозійних втрат, у порівнянні із натурними випробуваннями. При дослідженнях проводився контроль наступних параметрів: глибини пітингових пошкоджень та втрат механічних властивостей.

For the results of accelerated testing and simulation using cellular automata comparative evaluation of characteristics of pitting corrosion of 08Cr18Ni10Ti steel was conducted. The advantages of this method of predicting the corrosive losses compared to the full-scale tests is shown. In studies was held control of the following parameters: pitting depth of damage and loss of mechanical properties.

Під час пітингової корозії можуть утворюватися дефекти у вигляді виразок чи каверн відкритого типу або приховані під поверхнею напівпроникної мембрани із продуктів корозії. Каверни, що називаються пітингами можуть мати напівсферичну, напівеліпсоподібну чи куполоподібну форму. Багатьом матеріалам та сплавам притаманне утворення глибоких чи вузьких дефектів неправильної форми із складною геометрією дна. Швидкість росту та форма пітинга залежить від виду матеріалу та агресивного середовища. Однак, характеристикою дефекту, що цікавить нас найбільше, є саме його глибина, оскільки перфорація зменшує товщину металу, а отже і його ресурс при експлуатації [1, 2].

З метою уточнення ефективності методу моделювання комірковими автоматами проводились випробування із зміною умов перебігу корозії. На зразки сталі 08X18N10T наносився соляний розчин різних концентрацій та аналізувались результати кореляції швидкості корозії при симуляції та при натурно-прискорених випробуваннях. Оцінку зміни швидкості корозії та металографічні дослідження проводили після 3, 6 та 12 місяців досліджень. Втрати механічних властивостей сплавів оцінювали після випробувань на протязі 1-го року.

У результаті нанесення сольовових розчинів методом розпилювання на поверхні металу утворюється плівка електроліту, відбувається активація

корозійного процесу. Час утворення перших дефектів складає порядку від двох до п'яти діб після початку випробувань. Вже через місяць, після початку натурно-прискорених випробувань, корозійні пошкодження займали більше 50% поверхні, а через 3 місяці – до 90%.

Як відомо, концентрація хлоридів є одним із факторів атмосферної дії, яка найбільше впливає на інтенсивність корозійного руйнування металічних матеріалів [3]. Різні концентрації солі були обрані із метою отримання даних для розроблення методу моделювання розвитку пітингоподібних дефектів.

Дані про форму та геометричні розміри дефектів, які були отримані при скануванні поверхонь зразків оптичним 3D-профілографом Micron-alpha, порівнювались із результатами моделювання (рис.1). Характер розвитку дефекту під час моделювання суттєво залежав від різних початкових умов – відмінними були форми змодельованого пітинга та рН на поверхні каверни, після завершення процедури симуляції.

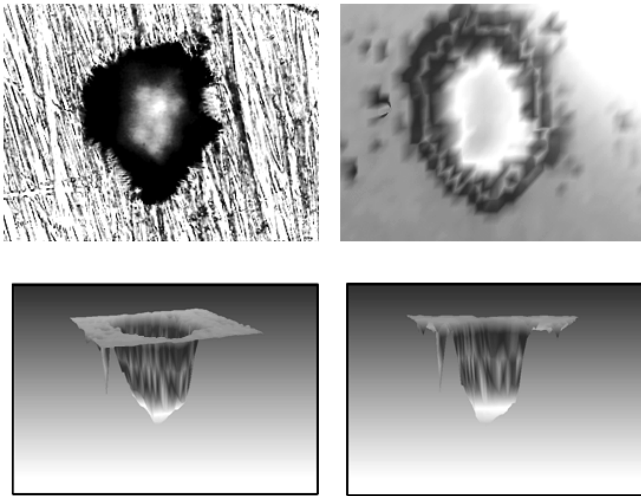


Рис. 1. Змодельовані зображення пітингів на поверхні зразків сталі 08X18H10T.

Швидкість корозії із часом знижується. Даний процес обумовлений утворенням шару продуктів корозії на поверхні зразка, який перешкоджає доступу кисню. При натурно-прискорених випробуваннях, площа корозійних уражень уже після 3 місяців, складає до 95% (діаметр скупчень пошкоджень доходить до 10 мм) із утворенням щільного шару продуктів корозії. Після випробувань без додаткового нанесення розчину солі на протязі 1-го року площа корозійних пошкоджень складає близько 50% від

поверхні із набагато меншим діаметром вогнищ корозії (≤ 1 мм), тобто поверхня залишається більш доступною для дії корозійно-активних компонентів, в результаті чого швидкість корозії продовжує збільшуватись. Таким чином при натурно-прискорених випробуваннях на протязі року експозиції швидкість корозії сплаву досягла максимального значення, яке згодом знизилось, а у подальшому змінювалось незначним чином. Завдяки моделюванню із застосування методу коміркових автоматів тривалість досліджень можна скоротити у десятки разів та отримати результати на протязі однієї доби. При порівнянні діаграм для реальних випробувань та для моделювання видно, що симуляція методом коміркових автоматів забезпечує відтворення результатів прогнозування глибини пітингоподібних уражень близьких до реальних (рис.2 та рис.3).

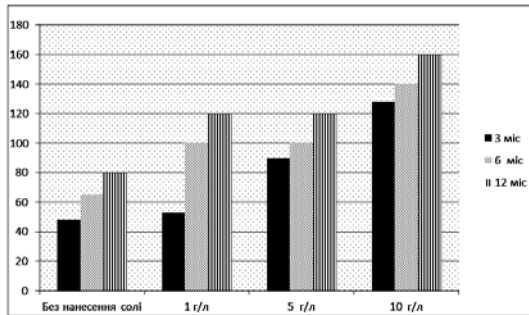


Рис. 2. Середня глибина пітингів на зразках сплаву 08X18N10Т, після натурно-прискорених випробувань на протязі 3, 6 та 12 місяців із нанесенням та без нанесення соляного розчину.

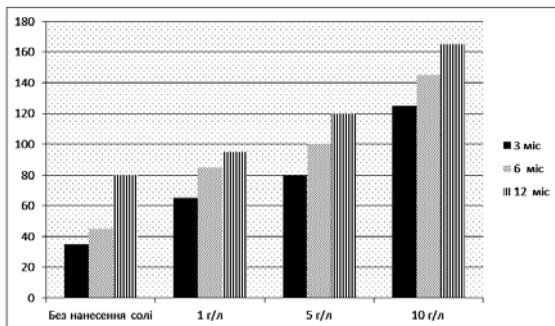


Рис. 3. Середня глибина пітингів змодельованих на зразках сплаву 08X18N10Т, що відповідають проведенню натурно-прискорених випробувань на протязі 3, 6 та 12 місяців із нанесенням та без нанесення соляного розчину.

На рис. 4. у вигляді діаграми показані зміни механічних властивостей зразків зі сталі 08X18H10T після проведення натурно-випробувань на протязі 1-го року та при моделюванні методом коміркових автоматів. Як видно із рис. 4. різниця між даними, отриманими експериментальним методом та в результаті симуляції мають високий ступінь кореляції. Варто зазначити, що при натурній експозиції значно знижується рівень пластичності матеріалу. При періодичному нанесенні на поверхню зразків із досліджуваної сталі 08X18H10T солі у концентраціях 5 та 10 г/л різниця у швидкості пітингової корозії є мінімальною.

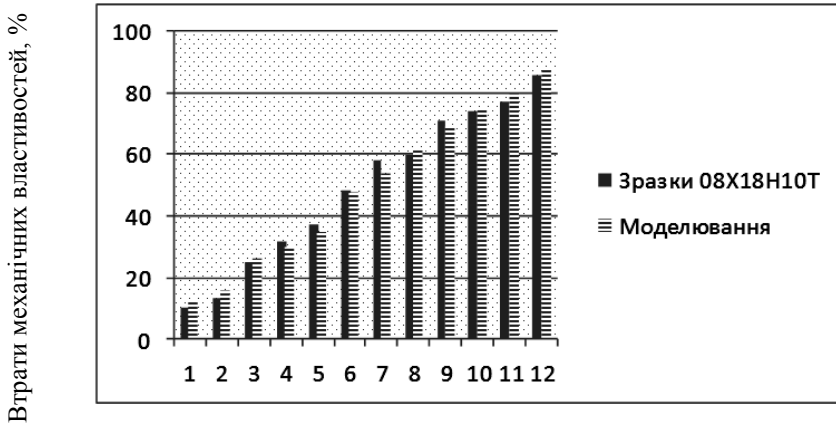


Рис. 4. Втрати механічних властивостей зразків сталі зі сталі 08X18H10T, отриманих шляхом випробувань та шляхом моделювання.

Моделювання процесів пітингової корозії металів та сплавів у порівнянні із прискореними випробуваннями у лабораторних умовах та випробуваннями у відкритій атмосфері дають можливість значно скоротити тривалість досліджень не впливаючи на механізм корозійного руйнування.

1. *Burstein G.T., Liu C., Souto R.M., Vines S.P.* Origins of pitting corrosion // *Corros. Eng. Sci. Technol.* – 2004. – 39, 25p.
2. *Di Caprio D., Vautrin – Ul C., Stafiej J. et al.* Cellular automata approach for morphological evolution of localised corrosion // *Corrosion Engineering, Science and Technology.* – 2011. – 46, P. 223 – 227.
3. *Cao J., Wang Y., Li K., Ma Y.* Modeling the diffusion of chloride ion in concrete using cellular automaton // *J. Mater. Civ. Eng.* – 2012. – 24(6), P. 783 – 788.

ПОЛЕ ВИТКА ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ В КОНІЧНІЙ КАВЕРНІ

ТРИЩУК О.Б.

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України
Наукова,5, Львів 79601, Україна

Досліджено дифракцію осесиметричного електромагнітного поля витка електричного струму на скінченному ідеально провідному конусі. Встановлено залежності дійсної і уявної частини розсіяного поля від параметрів конуса. Визначено вплив дожини твірної та кута розхилу конуса на годографи поля для контролю конічної поверхні.

The axial-symmetric excitation of the finite conducting cone by the ring electric source is analysed rigorously. Dependences between real and imaginary parts of the scattered field for different parameters of cone have been established. Influence of the aperture radius and opening angle of the cone on the field hodograph is analysed for testing the conical surfaces.

Вступ. Діагностика деформацій поверхонь змінної кривизни є важливою проблемою безпечної роботи важливих елементів конструкцій. Для виявлення можливості дистанційного діагностування таких поверхонь електромагнітним методом розглянули задачу дифракції поля витка електричного струму на електропровідному скінченному конусі і дослідили вплив його геометричних параметрів на дійсну і уявну частини поля в ближній зоні.

Скінченні конічні каверни є також моделями дефектів матеріалів, тому важливою є задача про визначення їх параметрів на основі отриманих характеристик поля дачача. Електродинамічні характеристики скінченного конуса, що збуджується радіальним електричним диполем, вивчено в [1]. У роботі аналізуємо характеристики ближнього поля витка електричного струму, використовуючи підходи, що розвинені в [1-3].

Постановка задачі. Нехай у сферичній системі координат (r, θ, φ) задано ідеально провідний скінченний конус (рис. 1)

$$\mathcal{Q} : \{r \in (0, c); \theta = \gamma; \varphi \in [0, 2\pi)\}, \quad (1)$$

що збуджується витком електричного струму, центр якого знаходиться на осі симетрії конуса

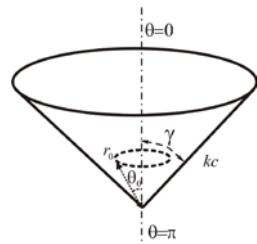


Рис. 1.
Конічна поверхня.

$$J_{\varphi}^{(e)}(r, \theta) = \frac{I_{\varphi}^{(e)}}{r \sin \theta_0} \delta(r - r_0) \delta(\theta - \theta_0), \quad (2)$$

де $\delta(\cdot)$ – дельта функція Дірака; (r_0, θ_0) – сферичні координати витка зі струмом, $I_{\varphi}^{(e)}$ – амплітуда струму. Залежність від часу задається множником $e^{-i\omega t}$, який надалі опускаємо. Виток електричного струму випромінює осесиметричні TE - хвилі з компонентами $(H_r, H_{\theta}, E_{\varphi})$.

Дифракційну задачу формулюємо як крайову задачу для рівняння Гельмгольца відносно скалярного потенціалу Дебая $U(r, \theta)$, що зводиться до розв'язання нескінченної системи лінійних алгебраїчних рівнянь (НСЛАР) другого роду, яку запишемо у вигляді:

$$X = A^{-1}(A - A_1)X + A^{-1}F. \quad (3)$$

Тут $X = \{x_n\}_{n=1}^{\infty}$ – невідомий вектор; A_1 – нескінченна матриця з елементами:

$$a_{pn}^{(1)} = \frac{scW[K_{z_n}, I_{\xi_p}]_{sc}}{(\xi_p^2 - z_n^2)K_{z_n}(sc)I_{\xi_p}(sc)}; p, n = \overline{1, \infty}, \quad (4)$$

де $I_{\nu}(\cdot)$ і $K_{\nu}(\cdot)$ – модифікована функція Бесселя та функція Макдональда; $s = -ik$, k – хвильове число ($k = k' + ik'' = \omega\sqrt{\epsilon\mu}$, $k', k'' > 0$); $z_n = n + 1/2$;

$W[K_{\nu}I_{\mu}]_{\rho} = K_{\nu}(\rho)I'_{\mu}(\rho) - K'_{\nu}(\rho)I_{\mu}(\rho)$; $\xi_p \in \{\nu_n\}_{n=1}^{\infty} \cup \{\mu_n\}_{n=1}^{\infty}$ – зростаюча послідовність; ν_n, μ_n – додатні корені трансцендентних рівнянь

$P_{\nu_n-1/2}^1(\pm \cos \gamma) = 0$; A, A^{-1} – пара регуляризованих операторів, вирази

для яких наведено в [4]. НСЛАР (3) допускає знаходження розв'язку із заданою точністю, що забезпечує виконання усіх необхідних умов.

Аналіз результатів. Досліджуємо залежність дійсної та уявної частини E_{φ} компоненти поля в ближній зоні від хвильової довжини твірної конуса та кута його розхилу. Поле розраховуємо на основі розв'язку НСЛАР (3). Аналіз характеристик поля проводимо для витків різного радіуса. Отримані залежності подаємо у вигляді годографів електричної компоненти поля в точці $(\theta = \theta_0, r = r_0)$.

На рис. 2 показано годографи поля, визначені при $\theta = 5^\circ$. Пунктирні лінії з'єднують точки з рівними значеннями kc . Рисунок 2, *a, б* відповідають випадки, коли виток знаходиться всередині конуса, а рисунок 2, *в, г* – ззовні конуса в околі вершини. З поведінки кривих на рис. 2 спостерігаємо, що для електричних витків малих радіусів найбільша чутливість поля до зміни кутових і лінійних параметрів скінченного конуса проявляється у випадках, коли ця структура близька до диска ($\theta \approx 90^\circ \div 80^\circ$) і $kc \approx 1 \div 3$. Проте слід зазначити, що на рис. 2, *a, в* пунктирні лінії утворюють гострий кут з кривими, що відповідають однаковим значенням γ . Цей фактор утруднює можливість роздільного діагностування зміни довжини твірної і кута. Із збільшенням радіуса витка (рис.2, *б, г*), кут між пунктирними та суцільними лініями наближається до прямого, що спрощує можливість роздільного діагностування параметрів конуса.

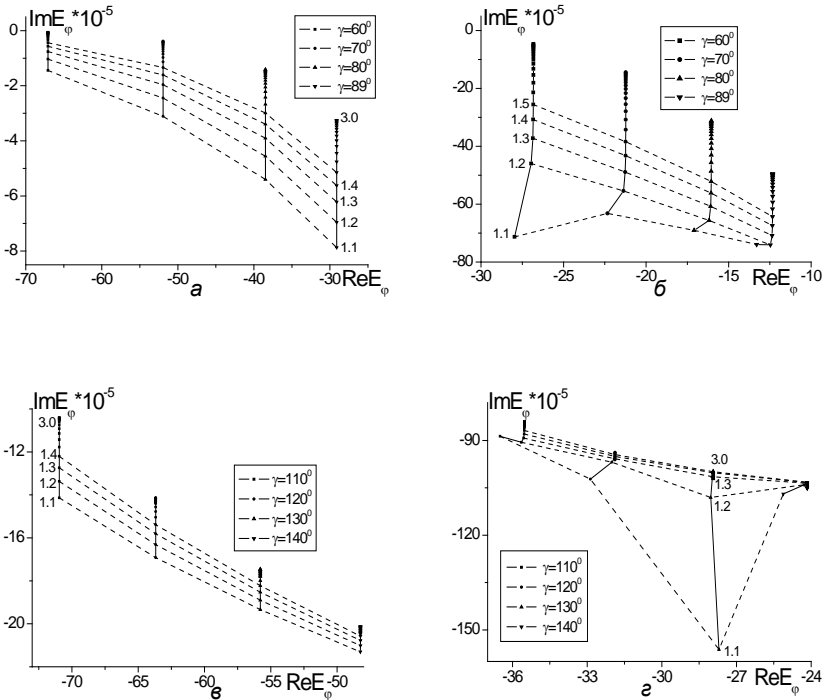


Рис.2. Годографи поля витка електричного струму з параметрами $\theta_0 = 5^\circ$; $kr_0 = 0.5$ (*a, в*), $kr_0 = 1.0$ (*б, г*), розміщеного над скінченим конусом.

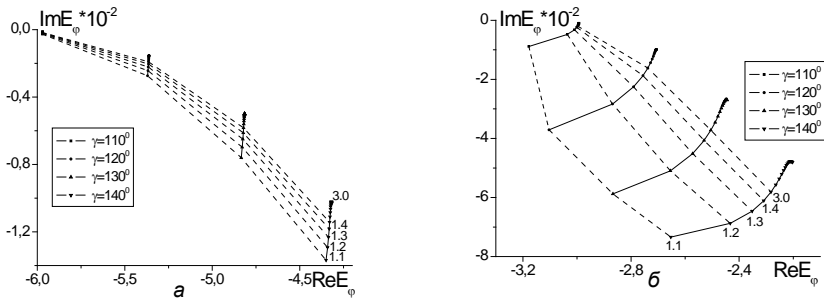


Рис.3. Годографи поля витка електричного струму з параметрами $\theta_0 = 105^\circ$; $r_0 = 0.5$ (а) та $r_0 = 1.0$ (б), розміщеного над скінченим конусом

Для в'яснення можливості діагностування гострих конусів дослідили аналогічні годографи у випадку, коли виток охоплює конус (рис.3). За цієї умови амплітуда електричної компоненти поля суттєво зростає, а чутливість до зміни кутових і лінійних параметрів найкраще проявляється, коли $\theta \approx 140^\circ$, $kc \approx 1 \div 3$. Збільшення радіуса витка (див рис. 3, б) приводить до зростання чутливості поля до зміни кута розхилу конуса, а кут між пунктирними та суцільними лініями наближається до прямого, що покращує можливість роздільного діагностування зміни кута розхилу та довжини твірної.

Висновки. Дослідили вплив довжини та кута розхилу скінченного конуса на дійсну та уявну частини E_φ компоненти поля в ближній зоні. Показали можливість їх роздільного діагностування на основі аналізу відповідних годографів поля.

1. Куриляк Д.Б. Поле радиального електрического диполя, расположенного на оси полубесконечного конуса с кольцевой щелью / Д.Б.Куриляк, З.Т.Назарчук // Радиофизика и радиоастрономия. — 2001. — 6, № 3. — С. 241—251.
2. Трищук О.Б. Симметричное электромагнитное возбуждение конечного проводящего конуса азимутальной щелью / О.Б. Трищук, Д.Б. Куриляк // Изв. вузов. Радиоэлектроника. — 2009. — Т. 52, № 7. — С. 71 – 80.
3. Трищук О.Б. Симметричное электромагнитное поле круговой рамочной антенны над проводящим конусом конечной длины / О.Б. Трищук, Д.Б. Куриляк // Изв. вузов. Радиоэлектроника. — 2009. — Т. 52, №10. — С. 3 – 14.
4. Трищук О.Б. Конечный проводящий конус в поле кольцевых источников излучения / О.Б Трищук., Д.Б Куриляк // Радиофизика и радиоастрономия — т. 15, №1. — 2010. — с.63-71.



Корпорація “Енергоресурс-інвест” – виробничо-технічне об’єднання підприємств-виробників інноваційної продукції для будівництва систем тепlopостачання, водopостачання та каналізації.

На сьогоднішній день Корпорація виробляє повний асортимент виробів для систем тепlopостачання:

- теплоізолювані труби та елементи тепломереж;
- теплоізолювані труби та елементи для мереж гарячого водopостачання;
- теплоізоляційні конструкції з базальтового волокна;
- матеріали для теплоізоляційних конструкцій трубопроводів, теплоенергетичного і технологічного обладнання;
- теплові пункти;
- котельні.

Для систем водopостачання, водовідведення та очистки стічних вод:

- поліетиленові труби і фасонні вироби для напірних водopровідних і каналізаційних мереж;
- поліетиленові труби і фасонні вироби з стільниковою будовою стінки для безнапірних і напірних водopровідних і каналізаційних мереж;
- водopровідні та каналізаційні поліетиленові колодязі;
- повнокомплектні компактні каналізаційні насосні станції (КНС);
- поліетиленові резервуари;
- станцій біологічного очищення побутових;
- сепаратори жирів та нафтопродуктів;
- станцій очищення промислових стічних вод;
- каналізаційні очисні споруди блочно-модульної конструкції.

Продукція сертифікована в системі УкрСЕПРО. На підприємстві впроваджена Система управління якістю продукції у відповідності з міжнародним стандартом ISO 9001:2008.

Корпорація «Енергоресурс-інвест» володіє ліцензією на проектні та будівельно-монтажні роботи. Виступає генеральним розробником у проектуванні житлових і громадських, виробничих будівель та споруд, інженерних систем та споруд; генеральним підрядником в будівництві будов виробничого призначення, інженерних систем.

Адреса – вул. Зелена, 131, м. Львів, 79035.
Телефон, факс (032) 225-54-37, 225-54-39

Керівництво підприємства:
Президент – Ніронович Іван Опанасович



Західно-Український об'єднаний Осередок IEEE (The Institute of Electrical and Electronics Engineers) був створений завдяки програмі товариств MTT-S, ED-S і AP-S даного Інституту по розширенню цієї організації на терени країн Східної Європи і колишнього Радянського Союзу 26 січня 1995 р. Це був один з п'яти осередків даного регіону і перший IEEE осередок на Україні. До його складу входили 10 членів зі Львова (Інститут прикладних проблем механіки і математики та Фізико-механічний Інститут НАН України) і 3 члени з Харкова (Інститут радіофізики та електроніки та Радіоастрономічний інститут НАН України). Осередок входить до складу Української секції IEEE.

Завдяки ініціативі проф. Ральфа Вандрама, тодішнього президента товариства CPMT-S, та зусиллям першого голови Осередку, проф. Миколи Миколайовича Войтовича, в 1997 р. Осередок був приєднаний до цього товариства шляхом включення 6-ти нових членів.

У 1999 р. до Осередку були приєднані 6 нових членів товариства SSC-S. В даний час Осередок належить до п'яти товариств IEEE і має назву Західно-Український IEEE MTT/ED/AP/CPMT/SSC Осередок. Тепер осередок налічує 47 членів. П'ятеро членів Осередку здобули звання Старших членів (IEEE Senior Member).

У 1998 р. була створена студентська група Осередку, в яку входять студенти з Львівського Національного Університету та Національного Університету "Львівська Політехніка". У 2003 році, завдяки спеціальній програмі ED-S, на базі Національного Університету "Львівська Політехніка" було створено Студентський Осередок IEEE.

Головними напрямками діяльності осередку є:

- поширення інформації про IEEE серед науковців, інженерів та студентів у Західно-Українському регіоні,
- збільшення складу Осередку шляхом залучення нових членів,
- організація наукових семінарів та спеціальних курсів лекцій в галузях наукових та технічних інтересів членів Осередку,
- організація і підтримка міжнародних та регіональних науково-технічних конференцій.

Для одержання більш повної інформації про Осередок можна звертатись до голови Осередку, І.Б.Івасенко за адресою

Фізико-механічний інститут ім.Г.В.Карпенка НАН України

вул. Наукова, 5

м. Львів, 79060

тел. +38 032 2296803

e-mail: <mailto:ivaskenko@ipm.lviv.ua>

а також на сторінці Осередку:

<http://www.ewh.ieee.org/soc/cpmt/ukraine/>

Впровадження та виконання ресурсозберігаючих технологій



Національна академія наук України
Державне Підприємство Інженерний Центр

“ТЕХНО-РЕСУРС”



Тепло-гідроізоляція
грубопровідного
транспорту
пінополіуретано-
вими
композиціями

Реновація
водогонів
та каналізаційних
систем без
розкопування
грунту



Теплоізоляція будівельних
споруд, резервуарів

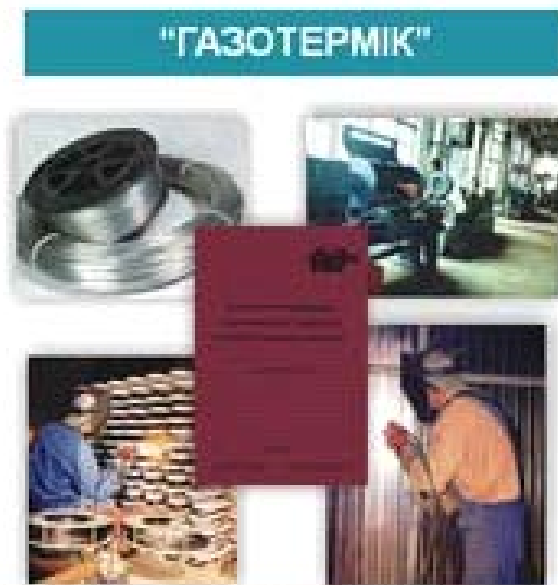


Струминна
очистка
поверхонь;
протикорозійний
захист
обладнання

ДПЦ “Техно-Ресурс” виконує роботи, постачає Замовнику обладнання для створення виробництва, проводить гарантійне обслуговування, навчає персонал Замовника, а також створює спільні дільниці з іншими підприємствами.

Партнерами ДПЦ "Техно-Ресурс" за кордоном є провідні фірми Італії, Бельгії, Данії, Німеччини, Єгипту та Польщі

вул. Наукова, 5, м. Львів, 79060
тел./факс: (032)2 63-72-49, тел: 265-49-15, 265-43-03,
www.techno-resurs.com, info@techno-resurs.com



Обладнання для очищення поверхні, вали колінчасті,
ізоляція антикорозійна, металізатори електричні.

Розроблені в інституті порошкові дроти призначені для електрометалізаційного нанесення покриття, що ефективно працюють в умовах абразивного та газо абразивного зношування. Матеріали не мають аналогів в Україні та не поступаються зарубіжним відповідникам при значно нижчій собівартості.

вул. Наукова, 5, м. Львів, 79060

Авторський покажчик

- Агеєв С.М. 8
Акімов О.В. 140
Бабаченко О.І. 161
Безкровна О.М. 163
Білаш О.В. 88
Борц Я. 77
Браїло М.В. 202
Букетова Н.М. 202
Ведь М.В. 90, 157
Віра В.В. 20, 167, 194
Войтко М.В. 51
Войтович А. А, 142
Воронов О. 77
Вус О.Б. 146
Гаврилов Д.С. 24
Гавриш І. М. 220
Гапон Ю.К. 90
Гарда В. М. 149
Гвоздецький В.М. 252
Глушкова М.О. 90
Головей С.А. 93
Головчук М. Я 142
Грабовська Н.Р. 228
Дацко Б.М. 99
Девицький О.А. 209
Дзерин О. Ю. 240
Долінська І. Я. 28
Дубик Я.Р. 31
Єрмоленко І.Ю. 157
Єфросінін Д.В. 205
Заравовський М.М. 35
Зінченко Д.О. 140
Зінь Я.І. 103
Канюк Ю.І. 43
Каракуркчі Г.В. 157
Козяр М.О. 90
Кононенко Г.А. 161
Корсак В. 47
Костенко О. В. 232
Костенюкова О.І. 163
Кравчишин Т. М. 176
Кулик В.В. 20, 167
Кунта О. Є. 49
Кутлик М.М. 51
Кухар І.С. 172
Кушнір І.М. 107
Лавриць С.М. 176
Лещенко О.В. 140
Лисечко В.О. 236
Ліснічук А.Є. 55
Ліснічук А.Є. 82
Лозинський Ю.Я. 59
Лужецький В.С. 180
Лютий П.Я. 184
Мірзов І.В. 63
Максимів О.В. 186
Махненко О.В. 24
Мацько І. Й. 240
Мельник М.І. 244
Мельник Н. П. 247
Мельник Х.Р. 172
Михальський Р. І. 142
Ненастіна Т.О. 90
Нігалатій В.Д. 202
Новіков А.І. 67
Онищук О.О. 190
Ориняк А.І. 31
Подгурська В.Я. 20, 194
Проскурняк Р.В. 119, 136
Ріпей І. В. 149
Романишин Р.І. 251, 255
Ростоцький І.Ю. 205
Рудак М.О. 198
Сангвал К. 77
Сапронов О.О. 202
Сахненко М.Д.,
Сахненко М.Д. 90, 157
Сачанова Ю.І. 157

Сачук Ю.В. 71	Хабурський Я. М. 123	Batura A.S. 12
Семак П.М.. 252	Хлопик О.П. 126	Bogdan A.V. 16
Сенечко А.Ю.146	Хомич І. Б. 142	Нопкало О.Е. 16
Сергач Д.А. 205	Чоренький А. Б. 73	Oryniak A.I. 12
Сірак Я.Я. 111	Чучман М.Р. 130	Pashinska E. 153
Скребцов А.А. 136	Швачко Х.С. 136	Poznyakov V. 153
Слободян М.С. 88	Шевчик В. Б. 240	Zarazovskii M. 39
Смоквица В.В. 209	Штендер В. В. 224	Zavdoveev A. 153
Ступницький Т.Р. 111	Юрченко А. 77	
Тарасенко Л.Г. 212	Юхим Р. Я. 82	
Тимусь М.Б. 115	Ярема С.Б. 88	
Ткачук О.В. 119		
Токовий Ю.В. 59		
Горська Р.В. 257		
Тріщук О.Б. 261		
Груш В.С. 119, 216, 220		

Наукове видання

**ПРОБЛЕМИ
КОРОЗИЙНО-МЕХАНІЧНОГО
РУЙНУВАННЯ,
ІНЖЕНЕРІЯ ПОВЕРХНІ,
ДІАГНОСТИЧНІ СИСТЕМИ:
МАТЕРІАЛИ КОНФЕРЕНЦІЇ КМН-2015**

Відкрита науково-технічна конференція
молодих науковців і спеціалістів
Фізико-механічного інституту
ім. Г. В. Карпенка НАН України

Затверджено Вченою радою
Фізико-механічного інституту
ім. Г. В. Карпенка НАН України

Підписано до друку 08.10.2015. Формат 60x84/16.
Папір офсетний 80 г/м². Друк різнограф.
Ум. друк. арк. 15,09
Наклад 120 прим. Замовлення № 518
