

*Андрей СКРЕБЦОВ, Александр ОВЧИННИКОВ, Юрий МАРЧЕНКО,
Юлия КОНОНЕНКО, Богдан ПЕТРУЩЕНКО*

ДИРОМЕТРИЧЕСКИЕ И МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СПЛАВОВ ТИТАНА VT1-0 И VT20, ПОЛУЧЕННЫХ ПО АДДИТИВНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ

*Запорожский национальный технический университет
ул. Жуковского, 64, г. Запорожье, 69061. E-mail: nic_tz@ukr.net*

*Andrei SKREBTSOV, Aleksandr OVCHINNIKOV, Yuryi MARCHENKO,
Yulyia KONONENKO, Bohdan PETRUSHCHENKO*

DUROMETRIC AND METALLOGRAPHIC STUDIES OF VITAL ALLOYS VT1-0 AND VT20 OBTAINED BY ADDITIONAL TECHNOLOGIES

*Zaporozhye National Technical University
64, Zhukovsky Str., Zaporizhzhya, 69061, Ukraine. E-mail: nic_tz@ukr.net*

ABSTRACT

In this project structure of samples from titanium alloys which are obtained by electron-beam fusion of titanium powders with using of HDH technology are reviewed. Those samples were domestically produced. The chemical compositions of powders were made with the requirements of GOST 19807-91 standard. Fractional composition content of used powders is corresponding to range 160+40 μm . Work on surfacing was carried out in Paton Institute of Electric Welding at the electron-beam welding machine SV-212M. The metallographic studies were carried with using an optical microscope of reflected light "Neophot 32". Thin sections for the studies were made from the middle part of the sample by progressive grinding. For the metallographic studies and determination of microhardness anisotropy, a sample was cut from the middle part of the final product. The cross section of the sample is a rectangle with dimensions 16×11 mm. The thickness of the sample was left as such to exclude deformation of the metal during the investigation of the microhardness. To determine the mechanical properties of the sample and the quality of technological protection of metal during the enhance were performed microhardness studies on a modernized device PMT-3 with an acting effort of 0,49 N. Measurements were taken chequered form from surface to substrate VT1-0. The rate of H_{μ} from the depth of the deposited layer was analysed with the reference of taken measurements of microhardness.

Structure of the alloying zone of the substrate from the titanium alloy VT1-0 and the enhanced metal have been investigated. Also was approved that structural changes occurred in the joint zone, apparently, consisting in the redistribution of alloying elements. The results of measuring the microhardness made it possible to approve that the value of the transition zone is on the average of 4 mm.

The structures of enhanced layer of metal were examined. The absence of discontinuities in the form of layer-by-layer powder non-melted elements in structure was confirmed. This structure of sample is corresponding to the 4 type of the microstructure scale of the GOST 26492-85 standard. The analysis of the microhardness measurements made it possible to approve that the H_m rate was at range 3000-3600 MPa. This value is corresponding to the value of deformed titanium alloy marked as VT20.

On the basis of those results it was approved that additive method of electron-beam fusion, could produce approximate structure of metal which corresponds to structure of deformed analogue alloy.

KEY WORDS: *additive technologies, titanium alloy, surfacing, structure, microhardness.*

ВВЕДЕНИЕ

Аддитивные технологии (АТ) внедряются в высокотехнологичные отрасли промышленности благодаря своим технологическим преимуществам [1]. Детали из титановых сплавов, полученные по АТ, могут активно применяться в самолетостроении, химической промышленности, медицине и т.д. [2]. Одним из основных критериев внедрения материалов из титана является коррозионная стойкость таких сплавов [3]. Однако структурное и напряженно-дефор-

мированное состояния заготовок, сформированных при АТ, могут оказывать существенное влияние на коррозионную стойкость. Отсутствие химических составов, которые используются на отечественном производстве, препятствует широкому внедрению зарубежных сертифицированных материалов. В то же время, стоимость порошка титанового сплава, не соответствующего по химическому составу, в ряде случаев превышает 600 долларов за килограмм. Усовершенствование химического состава во время наращивания не представляется возможным, так как каждая частичка порошка является сформированным сплавом, со своей структурой и химией. То есть, для внедрения АТ наращивания в отечественное производство требуется создание широкого спектра составов порошков титана, которые будут сертифицированы. Так же следует уделить внимание разработке новых решений в производстве порошка, что позволит снизить стоимость сырья. Разработанная технология получения порошка титановых сплавов по принципу гидрирования – дегидрирования (HDH процессы) спеченного полуфабриката, как раз, и является одним из таких решений.

Целью работы было исследовать структурное состояние заготовок, полученных по АТ и оценить их микротвердость.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

На оборудовании с реализацией АТ путем электро-лучевого оплавления [4] порошков титановых сплавов VT1-0 и VT20, были получены образцы. Для получения образцов аддитивной наплавки применяли порошки титановых сплавов отечественного производства, полученные по перспективной технологии HDH [5]. Химические составы порошков находились в рамках требований ГОСТ 19807-91. Фракционный состав используемого порошка находился в диапазоне –160+40 μm . Работы по наплавке выполняли в Институте электросварки им. Е.О. Патона на установке электронно-лучевой сварки (ЭЛС) типа СВ-212М.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе отраженного света «Neophot 32». Шлифы для исследований изготавливали из средней части образца последовательным шлифованием. Для металлографических исследований и определения анизотропии микротвердости вырезался опытный образец из середины изделия. Сечение образца представляло собой прямоугольник, размерами 16×11 мм. Толщину образца оставляли таковой, чтоб исключить деформацию металла при исследовании микротвердости.

Для оценки механических свойств, а также с целью определения качества технологической защиты металла во время наращивания, проводили исследования микротвердости на модернизированном приборе ПМТ-3 с усилием 0,49 Н. Замеры осуществлялись в “шахматном” порядке от поверхности до подложки из сплава VT1-0. По результатам измерения микротвердости строилась зависимость показателя Н_ц от глубины наплавленного слоя.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследованиями макроструктуры установлено наличие не сплавленных слоев порошка (рис. 1). Это может быть следствием нестабильности технологических режимов наплавки.

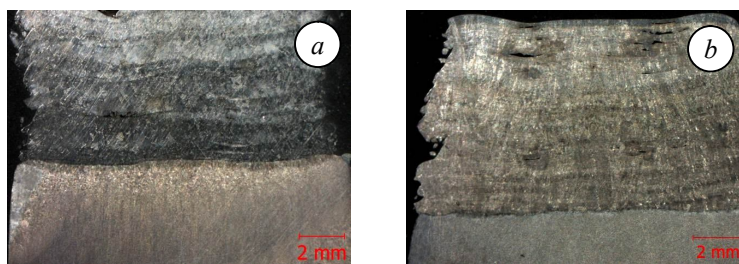


Рис. 1. Характерная макроструктура зоны сплавления подложки и опытного порошка VT1-0 (a) и порошка VT20 (b).

Fig. 1. The characteristic structure of the fusion zone of the substrate and the experimental powder VT1-0 (a) and the powder VT20 (b).

Анализ данных рис. 1 показал, что по продольному сечению образца формируется дифференцированная структура. Это может быть связано с неравномерностью температурных режимов охлаждения образца. В дальнейшем проводили исследования микроструктур в зависимости от глубины наплавленного слоя. Металлографическим анализом установлено отсутствие пор в структуре металла (рис. 2, 3). Анализ данных рис. 3 показал наличие видимой структурной неоднородности в месте сплавления металлов подложки и порошка. Это является следствием перераспределения легирующих элементов в порошке сплава VT20, который

наплавлялся на подложку из сплава VT1-0. При этом наплавка сплава VT1-0 на подложку из сплава VT20 позволяет сформировать менее видимую структурную неоднородность в месте сплавления. Это является следствием того, что подложка нагревается значительно ниже порошка титанового сплава. Порошок же подвержен расплавлению, а степень участия структуры исходного материала в формировании монолитного соединения определяется степенью прогрева структур. По аналогии со сварными соединениями.

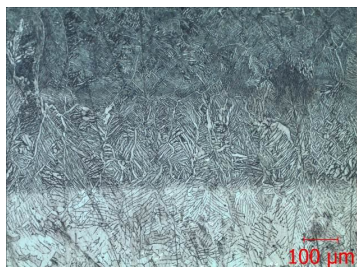


Рис. 2. Характерная микроструктура наплавленного порошка VT1-0 на подложку из сплава VT20 в зоне сплавления.

Fig. 2. The characteristic structure of the deposited powder VT1-0 on the substrate of the alloy VT20 in the fusion zone.

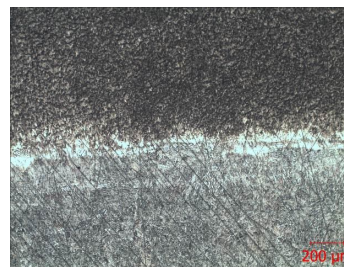


Рис. 3. Характерная микроструктура наплавленного порошка VT20 на подложку из сплава VT1-0 в зоне сплавления.

Fig. 3. The characteristic microstructure of the deposited VT20 powder on a substrate of VT1-0 alloy in the fusion zone.

Анализ микроструктуры рис. 4, *b* позволил установить соответствие структуры по морфологии 4-му типу по 9-ти типной шкале микроструктур (ГОСТ 26492-85). При этом структура состояла из превращенных зерен и тонких прослоек зерен α -фазы [4, 6]. Однако, наряду с этим, имеет место образование выделений α' -фазы. Образование закалочных структур связано с низкой энергией источника и быстрым теплоотводом в объем ранее сформированного литого металла. Размер структурных составляющих в переходной зоне отличался от размера зерен подложки и наплавленного металла. В переходной зоне отмечено (см. рис. 4, *a*) наличие разно ориентированных зерен. При этом размер прослоек зерен α - фазы визуально больше.

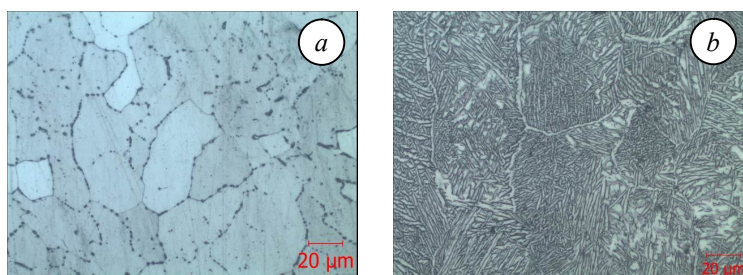


Рис. 4. Характерная микроструктура центральной части образца титанового сплава VT1-0 (*a*) и сплава VT20 (*b*).

Fig. 4. The characteristic microstructures of the central part of the sample titanium alloy VT1-0 (*a*) and the VT220 alloy (*b*).

Из анализа данных рис. 4, *b* видно, что по мере отдаления от зоны сплавления (сверху вниз) происходит уменьшение размеров выделений α' -фазы.

Для установления размеров зоны сплавления и переходной зоны проведены испытания по определению микротвердости. Результаты испытаний приведены на рис. 5. Анализ данных рис. 5 позволил установить размер переходной зоны, который в среднем составил 4 mm. Для переходной зоны характерны значения микротвердости от 2000 до 3000 МПа. При этом значения микротвердости, превышающие 3000 МПа, находились на расстоянии от 4 mm и до края наплавленного металла. Следует отметить, что значения микротвердости наплавленного металла не превышали 3600 МПа. Для деформированного прутка титанового сплава VT20 уровень микротвердости составляет 2600...3700 МПа. Следовательно, значения H_c для опытного сплава не превышали аналогичные значения для сплава в деформированном состоянии аналогичного состава. Разброс уровня значений H_c в 400 МПа может быть следствием попадания индентора в разные структурные составляющие сплава.

Анализ рис. 4 и 5 позволяет сделать вывод, что при наплавке порошка титанового сплава VT20 на подложку из сплава VT1-0 происходит формирование видимой структурной зоны, размером 4 mm с уровнем микротвердости выше, чем для сплава VT1-0, но ниже, чем для

сплава ВТ20. Значение H_c в этом сформированном слое 2000...3000 МПа, что может быть следствием перераспределения легирующих элементов при расплаве сплава.

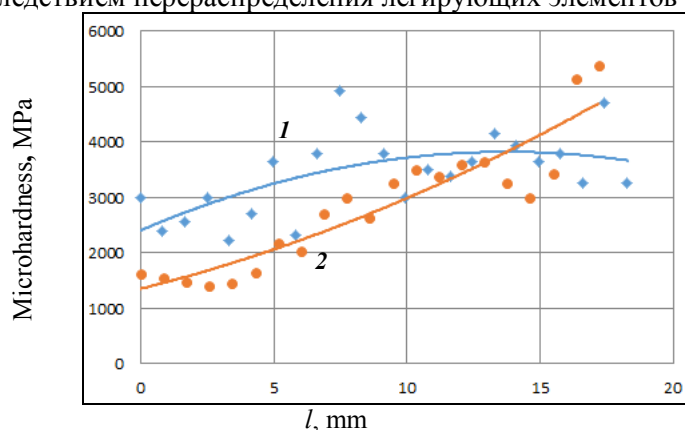


Рис. 5. Результаты измерения микротвердости от края подложки до края наплавленного слоя.

1 – ВТ1-0; 2 – ВТ20.

Fig. 5. Microhardness measured from the substrate edge to the edge of weld layer.

Таким образом, проведена электронно-лучевая наплавка порошка сплава ВТ20 на подложку из сплава ВТ1-0. Исследованы структуры и микротвердость полученного титанового сплава.

Установленные закономерности в формировании структуры могут оказывать существенное влияние на служебные свойства изделия, полученного по АТ. К числу таких свойств относится коррозионная стойкость металла. Как показано в работах [2, 4], технология получения полуфабриката определяет его структурные особенности и свойства. При этом следует учитывать, что полученный на образцах аддитивной наплавки металл может быть подвергнут коррозии более значительно, чем аналогичный, но в литом состоянии, при одинаковых условиях. Полученные значения уровня микротвердости для опытного сплава позволяют сделать вывод о достаточном уровне механических свойств сплавов аддитивной наплавки, но оценить коррозионные свойства таким методом невозможно. Особенности структуры полученных сплавов требуют проведения качественных исследований коррозионной стойкости сплавов титана, полученных по АТ.

ВЫВОДЫ

1. Исследованы структуры зоны сплавления подложки из титанового сплава ВТ1-0 и напавленного металла. Установлено, что в зоне стыка произошли изменения структуры, по-видимому, заключающиеся в перераспределении легирующих элементов. Результаты измерения микротвердости позволили установить, что величина переходной зоны составляет в среднем 4 мм.

2. Исследованы структуры наплавленного металла. Установлено отсутствие несплошностей в виде послойного несплавления порошка. Структура опытного металла соответствовала по 9-ти типной шкале микроструктур (ГОСТ 26492-85) 4-му типу. Анализ результатов измерения микротвердости позволил установить, что уровень H_c составил 3000...3600 МПа. Такое значение микротвердости характерно для деформированного титанового сплава ВТ20.

3. На основании результатов металлографических исследований установлено, что аддитивная электронно-лучевая наплавка позволяет получать структуру сплава близкую к структуре аналогичного деформированного сплава.

ЛИТЕРАТУРА

1. Петрик И.А., Овчинников А.В., Селиверстов А.Г. Разработка порошков титановых сплавов для аддитивных технологий применительно к деталям ГТД // *Авиационно-космическая техника и технология* – 2015 – № 8 – С. 11–16.
2. Скребцов А.А., Швачко Х.С. Вплив технології виготовлення титанового спеченого сплаву ВТ1-0 на корозійну стійкість у розчинах неорганічних кислот // *Технічна творчість* – 2016 – № 1 – С. 177–179.
3. Томашов Н.Д., Альтовский Р.М. Коррозия и защита титана. – М.: МАШГИЗ, 1963 – 168 с.
4. Применение аддитивных электронно-лучевых технологий для изготовления деталей из порошка титанового сплава ВТ1-0 / В.М. Нестеренко, В.А. Матвейчук, М.О. Русыник, А.В. Овчинников // *Мир техники и технологий*. – 2017. – № 2 – С. 9–16.
5. Производство порошков из гидрированного губчатого титана // Сайт ГП «ГНИП Институт титана» [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://timag.org/ru_propose.php – 25.01.2017.
6. Vydehi Arun Joshi. Titanium alloys: an atlas of structures and fracture features. – London: New York: Taylor & Francis Group, 2006. – 227 p.