

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ НА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ 3D ПРИНТЕРЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОВОЛОКИ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Д. В. Ковальчук, Г. М. Григоренко, А. Ю. Туник,  
Л. И. Адеева, С. Г. Григоренко, С. Н. Степанюк

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.  
03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Представлены результаты исследований особенностей формирования структуры металла изделий, полученных способом аддитивной технологии на электронно-лучевом 3D принтере с использованием титановой проволоки. В качестве исходного материала для наплавки использовали титановую проволоку диаметром 2 или 3 мм из сплава ВТ6. Подложкой служила пластина того же сплава толщиной 12,5 мм. Рассмотрены общие закономерности формирования структуры образцов, полученных за один, два и три параллельных прохода. Показано, что первичная структура изделия литого типа с преобладанием равноосных зерен. Вторичная структура зерен игольчатого типа представлена двумя фазами:  $\alpha$  — низкотемпературная мартенситная (ГЦК составляет приблизительно 99,0 мас. %) и  $\beta$  — высокотемпературная (ОЦК — 1,0 мас. %). Установлено, что во время процесса осаждения проволоки потеря алюминия незначительна. Термообработка изделий приводит структуру в более равновесное состояние. Механические испытания образцов показали хороший уровень основных механических свойств как вдоль, так и поперек наплавленных слоев. Представленные в работе результаты демонстрируют перспективность аддитивной технологии «xBeam 3D Metal Printing» для получения 3D изделий из титановых сплавов. Библиогр. 8, табл. 1, ил. 9.

**Ключевые слова:** аддитивные технологии; электронный луч; 3D печать; титановые сплавы; наплавленные слои; структура; механические свойства

Аддитивные технологии — новый высокоэффективный металлургический способ изготовления изделий в современном промышленном производстве [1, 2]. Аддитивные технологии или технологии послойного нанесения материала путем наплавления, напыления или синтеза сегодня являются наиболее динамично развивающимся направлением «цифрового» производства. Они позволяют значительно ускорить научно-исследовательские и опытно-конструкторские разработки и обеспечить быстрое создание готовой продукции. Существует множество технологий, которые условно можно назвать аддитивными. Все эти технологии объединяет процесс формирования детали путем добавления «нового» материала в отличие от традиционных технологий, где создание детали происходит путем удаления «лишнего» металла.

В производстве титановых конструкционных элементов со сложной геометрией аддитивные технологии являются альтернативой традиционному изготовлению их, в первую очередь, для аэрокосмической промышленности. Это обусловлено тем фактом, что стоимость механической об-

работки и переплава отходов из титановых сплавов, образующихся при изготовлении средних и крупных деталей традиционными способами, зачастую выше, чем затраты при послойном формировании такого типа объектов [3].

Цель данной работы — изучение особенностей формирования структуры металла изделий, получаемых на электронно-лучевом 3D принтере типа xBeam [4] с использованием титановой проволоки. Схемы установки для реализации технологии «xBeam 3D Metal Printing» и процесса осаждения приведены на рис. 1. Характерной особенностью этой технологии является использование в качестве источника нагрева профильного электронного луча в виде полого перевернутого конуса, что дает возможность коаксиальной подачи расходуемой проволоки в зону осаждения. В качестве исходного материала для наплавки использовали титановую проволоку диаметром 2 или 3 мм из сплава Ti–6Al–4V (ВТ6, аналог Grade 5). Подложкой служила пластина того же сплава толщиной 12,5 мм. Сплав ВТ6 отличается сочетанием высоких механических и технологических свойств. Алюминий (основной легирующий элемент) повышает проч-

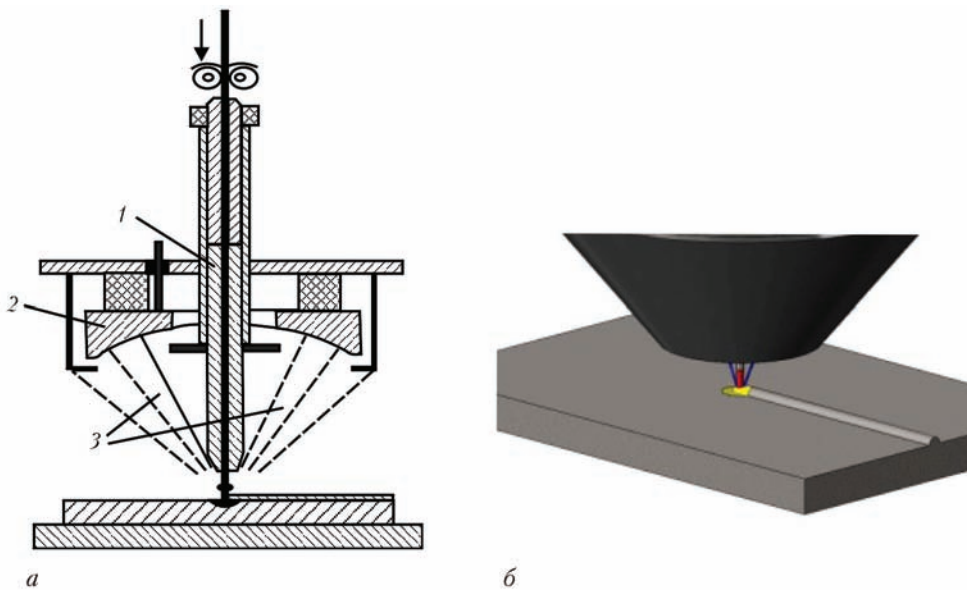


Рис. 1. Схема установки для реализации технологии «xBeam 3D Metal Printing» (а) и процесса наплавления (б): 1 — направляющее устройство; 2 — катод; 3 — электронный луч

ность, ванадий — пластичность титана. Сплав ВТ6 имеет двухфазную ( $\alpha + \beta$ )-структуру с преобладанием  $\alpha$ -фазы. Для него рекомендован отжиг при  $T = 800\text{ }^\circ\text{C}$  или упрочняющая термическая обработка (ТО) — закалка в воде (от  $T = 950\text{ }^\circ\text{C}$ ), а затем старение при  $450 \dots 550\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 2-х часов. Механические свойства проката этого сплава после упрочняющей ТО следующие:  $\sigma_T = 900$ ,  $\sigma_B = 1000$  МПа,  $\delta = 10\%$ ,  $\psi = 30\%$ , а литого металла сварных швов —  $\sigma_T = 750$ ,  $\sigma_B = 850$  МПа,  $\delta = 14\%$ ,  $\psi = 30\%$ . Данный сплав имеет хорошую циклическую прочность [5].

Для изготовления исследуемых образцов применяли следующие технологические режимы процесса: мощность — 5,5 кВт, ускоряющее напряжение — 16 кВ, толщина слоя  $\Delta Z = 1,6$  мм, скорость подачи проволоки — 16,5 мм/с, скорость передвижения подложки — 17 мм/с.

Для получения изделия с толстыми стенками, толщина которых превышает предельную ширину

одного наплавочного прохода, применяли принцип наплавки нескольких параллельных наплавочных валиков с небольшим перекрытием между соседними. На рис. 2 показаны изделия различной толщины, сформированные из титановой проволоки диаметром 2 мм (производительность — 1,1 кг/ч): 1 и 3 — за один проход, толщина 3,1...3,3 мм; 2 — за три прохода, толщина 10,0...10,3 мм; 4 — за два прохода, толщина 6,0...6,2 мм. Количество наплавляемых слоев — 40 шт., высота стенок примерно 70 мм.

При проведении исследований применяли комплексную методику, включающую металлографию, дюрOMETрический анализ, рентгеноструктурный фазовый (РСФА) и микрорентгеноспектральный анализы (РСМА). В работе использовали следующие приборы: оптический микроскоп «Неофот-32» с приставкой для цифрового фотографирования; твердомер М-400 фирмы «LECO» с нагрузкой 1,0 Н; дифрактометр ДРОН-УМ-1 при монохро-

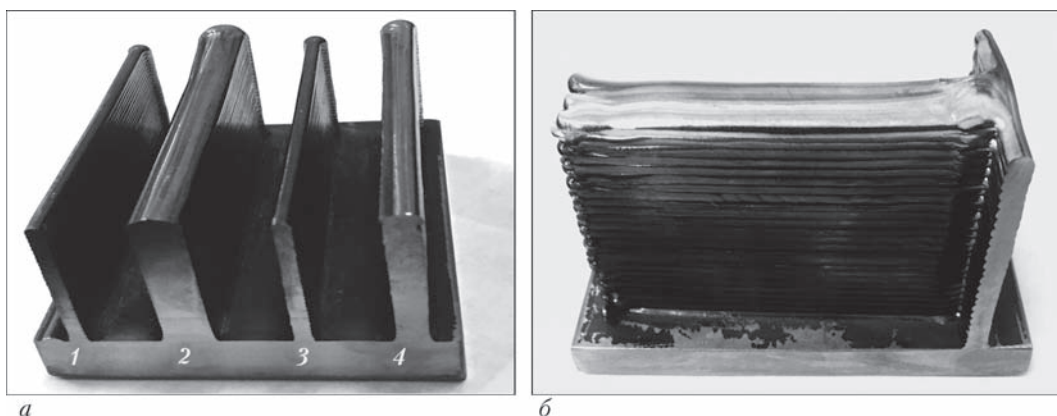


Рис. 2. Образцы, полученные по технологии «xBeam 3D Metal Printing» из титанового сплава ВТ6 с различной толщиной стенки: а — поперечное сечение (1–4 см. в тексте); б — формирование изделия из двух взаимно перпендикулярных стенок

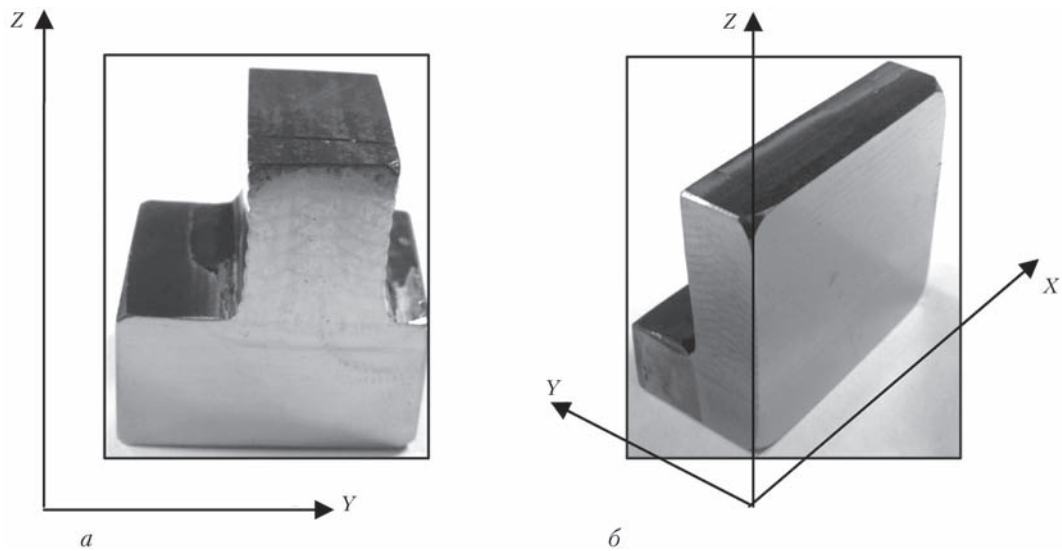


Рис. 3. Внешний вид изделия, сформированного за три параллельных прохода: *a* — поперечное ( $Z-Y$ ); *б* — продольное ( $Z-X$ ) сечения

матизированном  $CuK\alpha$ -излучении; сканирующий электронный микроскоп (СЕМ) JSM-35 CF фирмы JEOL (Япония).

Для выявления структуры исследуемых изделий использовали химические реактивы, применяемые для титановых сплавов [6].

Общие закономерности формирования структуры металла изделия были изучены на образце, сформированном за три параллельных прохода (валика). Внешний вид приведен на рис. 3. Макро- и микроструктура шлифов, полученных в плоскостях сечения ( $Z-Y$ ) и ( $Z-X$ ) приведены на рис. 4 и 5. Установлено, что изделия качественные. Короблений, расслоений или других визуальных дефектов не обнаружено.

На шлифах в продольном и поперечном сечениях четко просматривается макроструктура литого типа, состоящая из отдельных валиков (рис. 4, *a*, 5, *a*), нанесенных за три параллельных прохода. Толщина валиков составляет 1,6...2,0 мм.

В поперечном сечении изделие состоит из следующих зон: центральной шириной приблизительно 2,5 мм; двух боковых, расположенных у краев стенки (около 2,0 мм); промежуточных, расположенных между вышеупомянутыми зонами с зернами, имеющими вертикальную направленность кристаллизации; зоны термического влияния (ЗТВ) наплавленного металла на подложку. Четко просматривается макроструктура литого типа, с преобладанием равноосных зерен (первич-

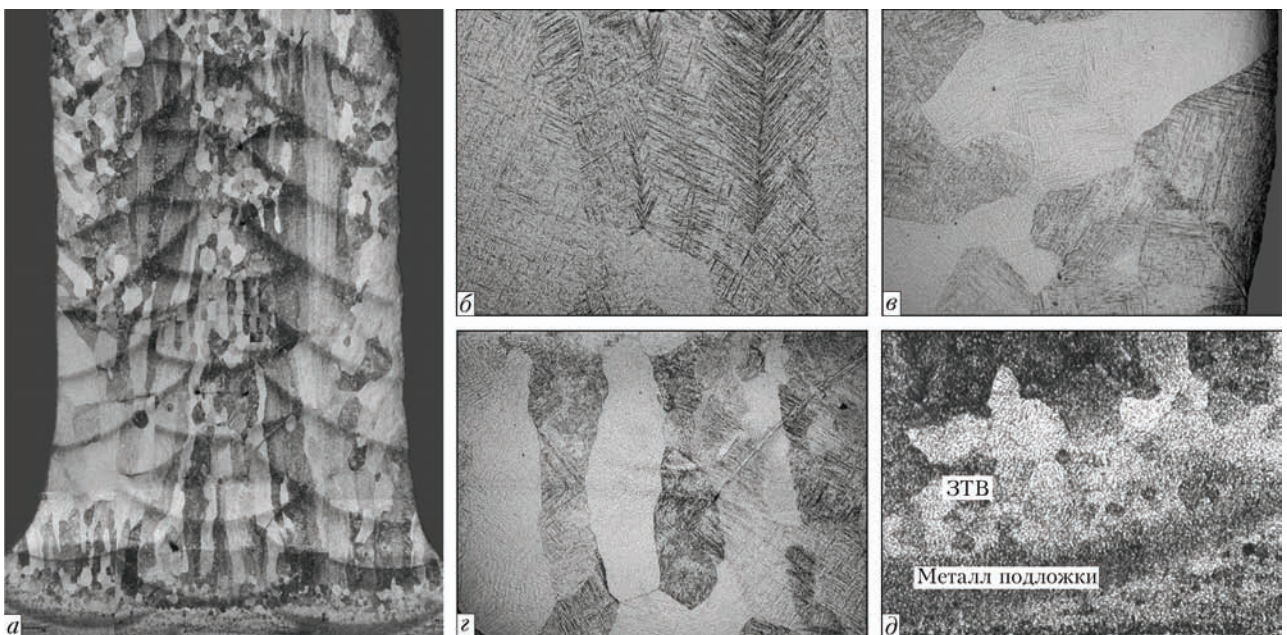


Рис. 4. Макроструктура (*a*,  $\times 15$ ) и микроструктуры (*б-д*,  $\times 100$ ) поперечного ( $Y-Z$ ) сечения образца: *б* — центральная часть; *в* — край стенки; *г* — столбчатые кристаллы; *д* — ЗТВ

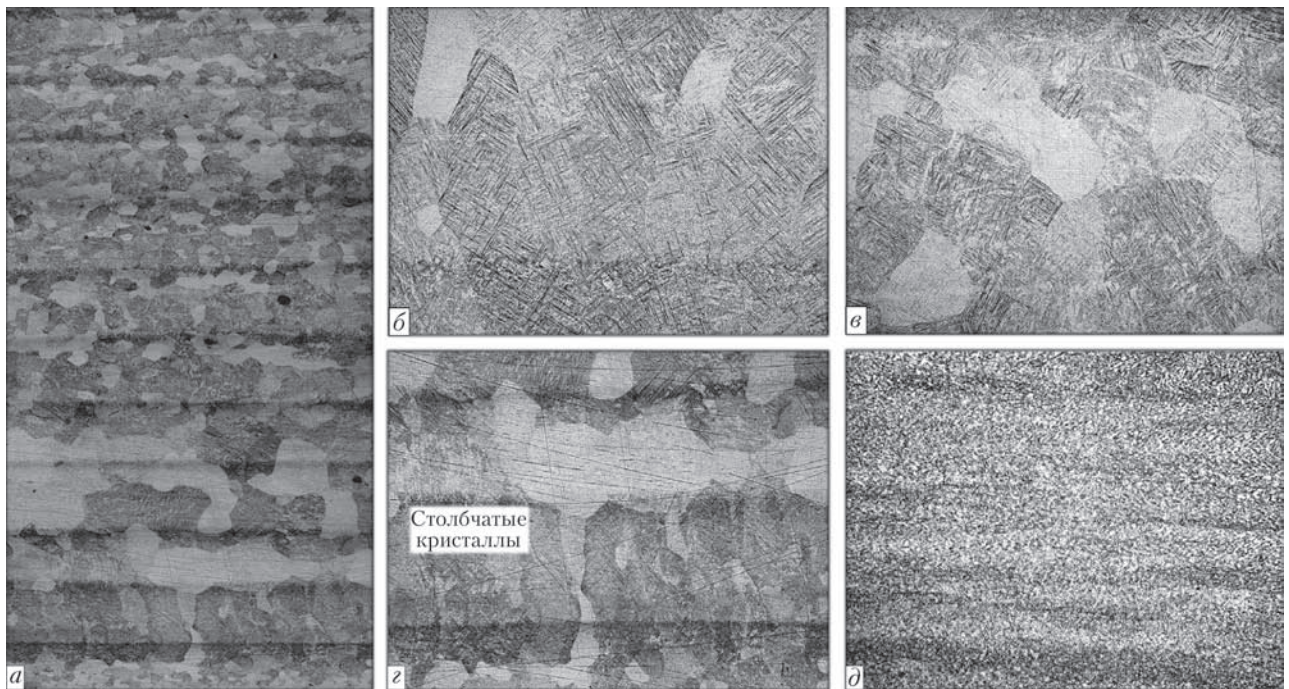


Рис. 5. Макроструктура (а,  $\times 15$ ) и микроструктуры (б–д,  $\times 100$ ) продольного (Z–X) сечения образца: нижнего (б) и верхнего (в) участков стенки; з — первого валика; д — ОМ

ная структура), состоящая из валиков трех параллельных проходов (рис. 4, а).

Центральная зона слитка, сформированная валиками второго прохода, шириной 2,5 мм состоит из крупных зерен, прорастающих через границу соседних наплавленных слоев. Наиболее крупные зерна (260 $\times$ 400, 320 $\times$ 1600 мкм), имеющие вертикальную направленность роста, регистрируются в нижних валиках (рис. 4, а, б). В последующих слоях зерна более мелкие и равноосные размером 200...600 мкм. Аналогичная картина наблюдается при исследовании структуры продольного сечения изделия (рис. 5, б, в). При измерении микротвердости в поперечном направлении на высоте 4,0 и 10,0 мм от подложки (рис. 6, кривая 1 и 2, соответственно) зафиксировано незначительное уменьшение микротвердости с увеличением величины зерна в нижних слоях. Разброс по микротвердости в продольном сечении последующих слоев незначителен и составляет 3300...3900 МПа.

В боковой зоне у краев слитка наблюдается участок, сформированный крупным зерном, кристаллизующимся от края к центру под углом 45...50° (рис. 4, в). По мере удаления от края зерна становятся равноосными. Наиболее крупные зерна регистрируются в нижних валиках (от второго по четвертый), их максимальный размер достигает 800...1300 мкм. В верхних валиках зерна становятся более мелкими (80...400 мкм) и более равноосными.

В промежуточной зоне регистрируется направленная кристаллизация практически в вертикаль-

ном направлении зерен длиной до 4 мм и шириной 280...500 мкм (рис. 4, а, з).

Характерно, что первый наплавленный слой имеет вертикальную направленность роста зерен и эти зерна более мелкие 50...250 мкм, чем в последующих слоях, что фиксируется как в продольном, так и поперечном сечении стенки (рис. 4, д, 5, з). Микротвердость данного участка наибольшая (около 4000...4400 МПа). Это связано с тем, что мощный отвод тепла идет вниз через металл подложки, а также, возможно, с повышенным содержанием кислорода в окисленном слое на поверхности плиты, из которой изготовлена подложка. В процессе наплавки каждый последующий слой имеет термическое воздействие на предыдущий. С увеличением количества таких слоев влияние нагрева уменьшается, так как отвод тепла осуществляется через боковые поверхности стенки. В металле подложки регистрируется ЗТВ до 800 мкм (рис. 4, д). В этой зоне наблюдается перекристаллизация металла с образованием равноосных зерен примерно 200 мкм с переходом в более мелкое зерно приблизительно 40 мкм, а за-

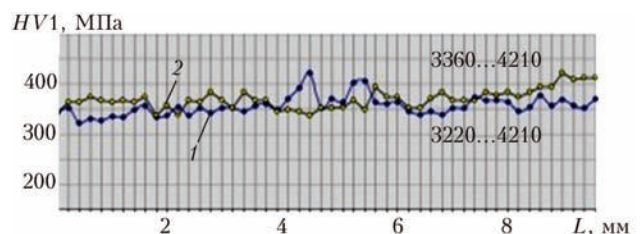


Рис. 6. Результаты измерения микротвердости в поперечном направлении на высоте 4 и 10 мм от подложки

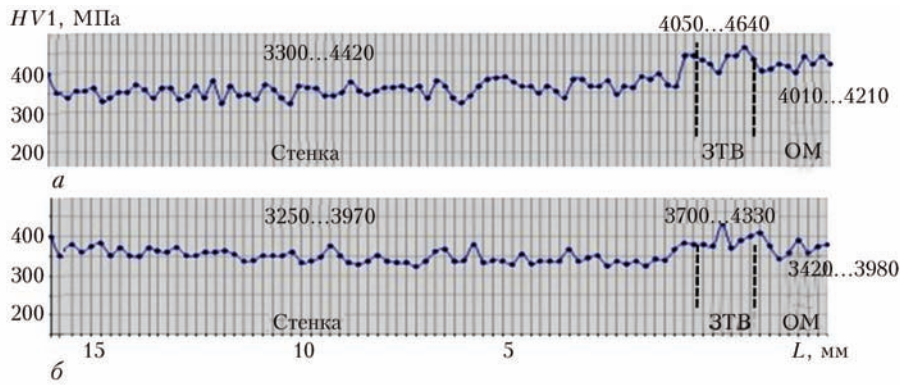


Рис. 7. Результаты измерения микротвердости в продольном направлении по центру изделия: *a* — до ТО; *б* — после ТО

тем в зону неполной перекристаллизации и отпуска (травится интенсивнее) и, наконец, переходит в структуру металла подложки.

Металл подложки представляет собой двухфазный ( $\alpha + \beta$ )-сплав с очень мелким (до 30 мкм) равноосным зерном и следами прокатки (рис. 5, *д*). Микротвердость металла подложки составляет 4010...4410 МПа.

В результате проведения рентгеноспектрального микроанализа установлено, что химический состав образца от основы до верхнего края стенки изменяется незначительно, мас. %: Ti — 89,76...90,43; Al — 5,45...6,10; V — 4,12...3,58 и соответствует химическому составу сплава ВТ6. Потеря легирующих элементов в результате испарения не наблюдается.

Вторичная структура зерен игольчатого типа (по данным РСФА) представлена двумя фазами: низкотемпературной ( $\alpha'$ ) мартенситной с ГЦК решеткой (около 99,0 мас. %) и высокотемпературной ( $\beta$ ) с ОЦК решеткой (приблизительно 1,0 мас. %). Небольшое количество  $\beta$ -фазы расположено в виде тонких прослоек по границам иголок  $\alpha'$ -фазы. Слои каждого валика отделены друг от друга тонкой светлой прослойкой толщиной до 10 мкм. По-видимому, это пограничная зона обогащена ванадием и состоит из мелких кристалликов  $\alpha'$ -фазы. Очевидно кристаллизация этих участков прошла позже, чем матрицы, так

как ванадий является  $\beta$ -стабилизатором и понижает температуру мартенситного превращения [7, 8]. Эти прослойки имеют повышенную твердость (4050...4330 МПа), по сравнению с телом зерна (3220...3920 МПа). Однако прослойки очень тонкие и не должны существенно влиять на механические свойства изделий. Изредка аналогичные слабо травящиеся прослойки наблюдаются по границам первичного зерна.

Для снятия внутренних напряжений и перевода структуры в более равновесное состояние все изделия были подвергнуты ТО (отжигу при 850 °С в течение 2-х ч в вакуумной камере). Микротвердость всех зон изделия после ТО уменьшается на 6...9 % (рис. 7).

Механические испытания на растяжение проводили в Институте металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ под руководством академика О. М. Ивасишина и д.т.н. Д. Г. Саввакина. Для испытаний использовали стандартные образцы диаметром нагруженной части 4 мм в соответствии со стандартом ASTM E8-M (ГОСТ 1497-84). Схема вырезки представлена на рис. 8.

Образцы вырезали от каждой из двух однопроходных стенок (1 и 3) по три образца в поперечном (с индексом *Z*) и продольном (с индексом *X*) направлениях (рис. 8). Перед механическими испытаниями образцы подвергали отжигу (850 °С, 2 ч в вакуумной камере) с охлаждением в печи до комнатной температуры.

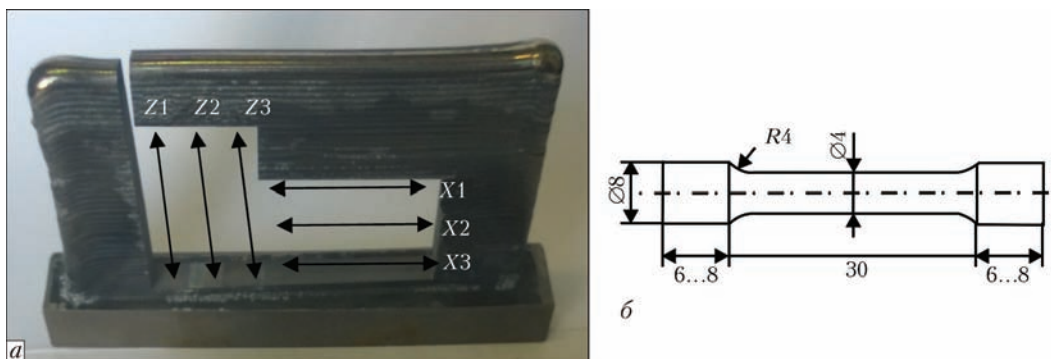


Рис. 8. Схема вырезки образцов для механических испытаний (*a*), чертеж образца (*б*)

Результаты механических испытаний				
Вырезка по слоям	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
$Z = \frac{\min \dots \max}{\text{среднее}}$	$\frac{913 \dots 926}{920 \pm 3,9}$	$\frac{829 \dots 838}{836 \pm 3,7}$	$\frac{12 \dots 17}{14 \pm 1,8}$	$\frac{41 \dots 49}{45 \pm 2,5}$
$X = \frac{\min \dots \max}{\text{среднее}}$	$\frac{940 \dots 948}{945 \pm 3,8}$	$\frac{913 \dots 926}{826 \pm 8,1}$	$\frac{11 \dots 17}{14 \pm 2,0}$	$\frac{34 \dots 46}{39 \pm 4,3}$

Примечание. Вырезка образцов: Z — поперечная, X — продольная.

Результаты механических испытаний образцов после термообработки приведены в таблице.

Все исследуемые образцы показали хорошую однородность свойств как вдоль, так и поперек наплавленных слоев. По прочностным свойствам

они приближаются, а по пластическим превосходят прокатанный и отожженный сплав ВТ6. Для дальнейших исследований выбрали образец X3, вырезанный продольно осажденным слоям. Его характеристики после испытаний на разрыв сле-

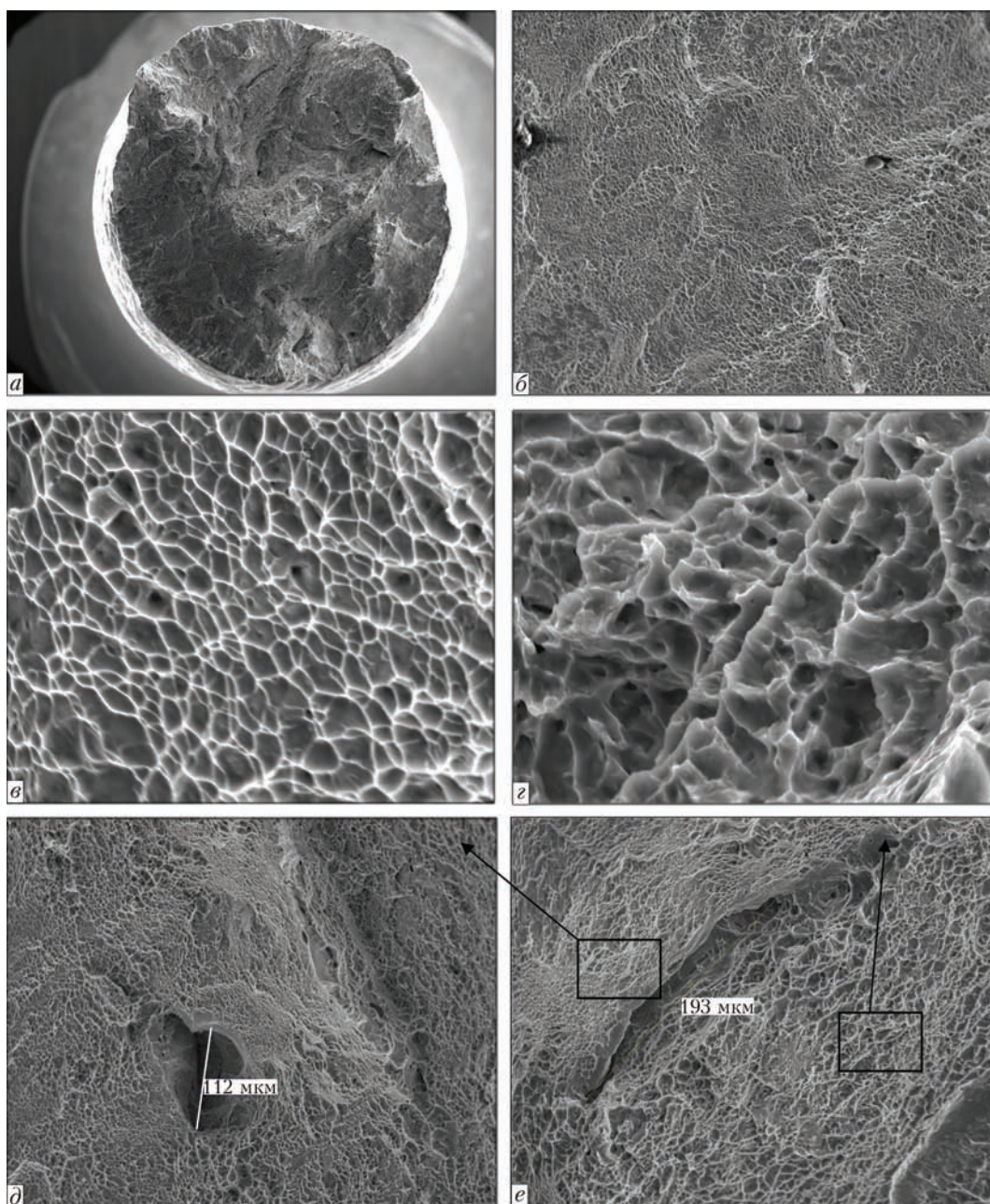


Рис. 9. Структура поверхности излома образца после испытания на разрыв: общий вид (а,  $\times 30$ ), центральная зона (б,  $\times 200$ ); зона мелких ямок (в,  $\times 2000$ ); зона крупных ямок (г,  $\times 200$ ); пора (д,  $\times 200$ ); расслоение под валиком (е,  $\times 200$ )

дующие:  $\sigma_b = 947$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 864$  МПа,  $\delta = 17$  %,  $\psi = 36$  %. Участки структуры поверхности излома данного образца приведены на рис. 9.

Установлено, что излом имеет вязкий характер, хрупких сколов не обнаружено. Участки вязкого излома с мелкими равноосными ямками разной величины (1...10 мкм) регистрируются по всей площади фасетки (рис. 9, в, з). Пóра размером примерно 110 мкм, вскрытая разрушением (рис. 9, д), не образует трещин или сколов, идущих от нее. Также обнаружено расслоение металла протяженностью около 190 мкм (рис. 9, е), которое проходит по границе валика и связано, очевидно, с химической неоднородностью по ванадию, обнаруженной по границе валика.

### Выводы

1. Методом аддитивной технологии «xBeam 3D Metal Printing» с использованием проволоки из титанового сплава ВТ6 получены качественные изделия, сформированные в процессе наплавки за 1...3 параллельных прохода.

2. Первичная структура изделия литого типа с преобладанием равноосных зерен. Вторичная структура зерен игольчатого типа представлена двумя фазами: низкотемпературной мартенситной ( $\alpha'$ ) (ГЦК составляет приблизительно 99,0 мас. %) и высокотемпературной ( $\beta$ ) (ОЦК около 1,0 мас. %).

3. Установлено, что во время процесса осаждения проволоки ВТ6 по технологии «xBeam 3D Metal Printing» потеря алюминия незначительна.

4. Термообработка изделий приводит к снижению внутренних напряжений и уменьшению микротвердости всех участков изделия на 6...9 %. Структура металла переходит в более равновесное состояние.

5. Результаты испытаний образцов на растяжение показали однородность механических свойств (предел прочности, предел текучести, относительные удлинение и сужение) вдоль и поперек осажденных слоев.

6. Представленные результаты демонстрируют перспективность аддитивной технологии

«xBeam 3D Metal Printing» для получения 3D изделий из титановых сплавов.

### Список литературы

1. Ковальчук Д. В., Мельник В. И., Мельник И. В., Тугай Б. А. (2017) Новые возможности аддитивного производства с технологией xBeam 3D Metal Printing (Обзор). *Автоматическая сварка*, **12**, 26–33.
2. Григоренко Г. М., Шаповалов В. А., Жуков В. В. (2016) Аддитивное производство металлических изделий (Обзор). *Там же*, **5–6**, 148–53.
3. Rizwan Ali P. M., Hara Theja C. R., Syed Mahammad Syed Saheb, Yuvaraj C. (2015) Review on Diverse Materials Applied For Additive Manufacturing. *International Journal for Research in Applied Science & Engineering Technology*, **3**, Issue VII, July 2015, pp. 16–20.
4. (2016) *Спосіб виготовлення тривимірних об'єктів та пристрій для його реалізації*, Україна, Пат. 112682 С2.
5. Грабин В. Ф. (1975) *Основы металловедения и термической обработки сварных соединений из титановых сплавов*. Киев, Наукова думка.
6. Баранова Л. В., Демина Э. Л. (1986) *Металлографическое травление металлов и сплавов*. Москва, Металлургия.
7. Тур А. А. (2003) *Металлургия титана*. Киев, Металагротрейд.
8. Ильин А. А., Колачёв Б. А., Полькин И. С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ.

### References

1. Kovalchuk, D.V., Melnik, V.I., Melnik, I.V., Tugaj, B.A. (2017) New possibilities of additive manufacturing using xBeam 3D Metal Printing technology (Review). *The Paton Welding J.*, **12**, 16-22.
2. Zhukov, V.V., Grigorenko, G.M., Shapovalov, V.A. (2016) Additive manufacturing of metal products (Review). *Ibid.*, **5–6**, 137–142.
3. Rizwan Ali, P.M., Hara Theja, C.R., Syed Mahammad Syed Saheb, Yuvaraj, C. (2015) Review on diverse materials applied for additive manufacturing. *Int. J. for Research in Applied Sci. and Engin. Technol.*, **3**, Issue 7, July, 16–20.
4. (2016) *Method of manufacturing of 3D objects and device for its realization*. Pat. 112682 C2, Ukraine [in Ukrainian].
5. Grabin, V.F. (1975) *Fundamentals of materials science and heat treatment of welded joints of titanium alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Baranova, L.V., Demina, E.L. (1986) *Metallographic etching of metals and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
7. Tur, A.A. (2003) *Metallurgy of titanium*. Kiev, Metalagrottrade [in Russian].
8. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties: Refer. Book*. Moscow, VILS-MATI [in Russian].

### ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИРОБІВ, ОТРИМАНИХ НА ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОМУ 3D ПРИНТЕРІ З ВИКОРИСТАННЯМ ДРОТУ З ТИТАНОВОГО СПЛАВУ

Д. В. Ковальчук, Г. М. Григоренко, А. Ю. Тунік, Л. І. Адєсва, С. Г. Григоренко, С. М. Степанюк

Інститут електродозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Надано результати досліджень особливостей формування структури металу виробів, отриманих способом адитивної технології на електронно-променевому 3D принтері з використанням титанового дроту. В якості вихідного матеріалу для наплавлення використовували титановий дріт діаметром 2 або 3 мм зі сплаву ВТ6. Підкладкою слугувала пластина того ж сплаву товщиною 12,5 мм. Розглянуті загальні закономірності форму-

вання структури зразків, які зроблено за один, два та три паралельних проходи. Первинна структура виробу є литого типу переважно з рівновісними зернами. Вторинна структура зерен голчастого типу представлена двома фазами:  $\alpha$  — низькотемпературна мартенситна (ГЦК дорівнює приблизно 99,0 мас. %) та  $\beta$  — високотемпературна (ОЦК — 1,0 мас. %). Встановлено, що під час процесу осадження дроту втрата алюмінію незначна. Термообробка виробів призводить структуру в більш рівноважний стан. Механічні випробування зразків показали хороший рівень основних механічних властивостей як уздовж, так і поперек наплавлених шарів. Представлені в роботі результати демонструють перспективність адитивної технології «xBeam.3D Metal Printing» для отримання 3D виробів із титанових сплавів. Бібліогр. 8, табл. 1, іл. 9.

**Ключові слова:** адитивні технології; електронний промінь; 3D друк; титановий дріт; наплавлений шар; структура; механічні властивості

**PECULIARITIES OF STRUCTURE FORMATION OF PRODUCTS, OBTAINED  
IN ELECTRON BEAM 3D PRINTER, AT APPLYING THE TITANIUM ALLOY WIRE**  
**D. V. Kovalchuk, G. M. Grigorenko, A. Yu. Tunik, L. I. Adeeva, S. G. Grigorenko, S. N. Stepanyuk**  
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine  
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Presented are the results of investigations of peculiar features of formation of metal structure of products, produced by the method of additive technology in the electron beam 3D printer with applying the titanium wire. As an initial material for surfacing, the titanium wire of 2 or 3 mm diameter of alloy VT6 was used. The substrate was a plate of 12.5 mm thickness of the same alloy. The general regularities of structure formation of specimens, produced for one, two and three parallel passes were considered. It is shown that in the primary structure of product of a cast type the equiaxial grains are dominated. The secondary structure of grains of an acicular type is presented by two phases:  $\alpha$  — low-temperature martensitic (FCC is approximately 99.0 wt.%) and  $\beta$  — high-temperature (BCC is 1.0 wt.%). It was found that during the process of wire deposition the aluminium losses are minimum. The heat treatment of products leads to more equilibrium state of the structure. The mechanical tests of specimens showed a good level of main mechanical properties both along and also across the deposited layers. The results, given in the work, demonstrate the future prospects of the additive technology «xBeam 3D Metal Printing» for producing 3D products of titanium alloys. Ref. 8, Tabl. 1, Fig. 9.

**Key words:** additive technologies; electron beam; 3D printing; titanium alloys; deposited layers; structure; mechanical properties

Поступила 03.10.2018

## НОВАЯ КНИГА



**Титан 2018. Производство и применение в Украине:** Сб. докл. межд. конф. Под ред. проф. С.В. Ахонина. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 168 с.

В сборнике представлены доклады международной конференции «Титан 2018. Производство и применение в Украине» (11–13 июня 2018, г. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины), в которых отражены научные достижения и практические результаты в области производства, сварки, обработки и применения титана и его сплавов. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из Австралии, Польши и Украины. Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области индустрии титана и его сплавов.

*Заказы на сборник просьба направлять  
в редакцию журнала «Современная электрометаллургия»*