



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Особенности структурно-фазового состояния сплава Ti-6Al-4V при формировании изделий с использованием электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии

Николай Савченко ^{a,*}, Андрей Воронцов ^b, Вероника Утяганова ^c, Александр Елисеев ^d,
 Валерий Рубцов ^e, Евгений Колубаев ^f

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^a <http://orcid.org/0000-0001-8254-5853>, savnick@ispms.tsc.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.tsc.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, filaret_2012@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-5273-9729>, alan@ispms.ru,
^e <http://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru, ^f <http://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

ДК 621.791.725:620.186

История статьи:

Поступила: 06 сентября 2018
 Рецензирование: 18 сентября 2018
 Принята к печати: 22 сентября 2018
 Доступно онлайн: 15 декабря 2018

Ключевые слова:

Аддитивная технология
 Титановый сплав
 Микроструктура
 Микротвердость

Финансирование

Работы выполнены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Соглашение № 14.610.21.0013, идентификатор проекта RFMEFI61017X0013).

АННОТАЦИЯ

Введение. Высокая стоимость деталей из титановых сплавов определяется высокой материалоемкостью при механической обработке, плохой обрабатываемостью, вызванной низкой теплопроводностью и высокой химической реактивностью с материалами режущего инструмента, что является сдерживающим фактором для широкого использования. Применение аддитивных технологий позволяет снизить затраты при производстве изделий из титановых сплавов за счет изготовления высокоточных заготовок, которые в дальнейшем требуют минимальной механической обработки. При этом ключевым требованием при изготовлении таких заготовок является сохранение высоких механических характеристик как самого исходного материала, так и изготавливаемой детали в целом. Электронно-лучевая проволоочная аддитивная технология обладает большим потенциалом как с точки зрения высокой производительности, так и в плане получения материалов с уникальной структурой и высокими механическими свойствами. **Целью работы** является изучение структуры, фазового состава и микротвердости образцов из сплава Ti-6Al-4V, полученных с использованием электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии. **Результаты и обсуждение.** На основании данных оптической, сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа показано, что полученные после послойного выращивания образцы Ti-6Al-4V имеют гетерогенную микроструктуру, которая включает в себя помимо формирующихся в процессе эпитаксиального роста столбчатых предшествовавших β-зерен со средним размером не выше 1,5 мм систему ортогональных пластин мартенситной α'-фазы. При этом по направлению к вершине построенного образца уменьшается толщина пластин α'-фазы и количество остаточной β-фазы (от 4 мкм и 10 об.% для нижнего слоя, до 2 мкм и 5 об.% – для верхнего). Обнаружен эффект повышения значений твердости по Виккерсу с ростом высоты наплавленных слоев до значений порядка 3,5 ГПа. Хорошее согласие с соотношением Холла–Петча показывает, что эффект повышения твердости в направлении послойного выращивания реализуется в основном за счет градиентной микроструктуры, формирующейся вследствие сложной термической истории.

Для цитирования: Особенности структурно-фазового состояния сплава Ti-6Al-4V при формировании изделий с использованием электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии / Н.Л. Савченко, А.В. Воронцов, В.Р. Утяганова, А.А. Елисеев, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 60–71. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-60-71.

Введение

Титановые сплавы, в частности Ti-6Al-4V, широко применяются в авиационно-космической, автомобильной, биомедицинской и химической промышленности благодаря отличному сочетанию прочности и вязкости разрушения, низкой плотности, а также очень хорошей коррозионной стойкости и усталостной

*Адрес для переписки

Савченко Николай Леонидович, д.т.н., в.н.с.
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 пр. Академический, 2/4,
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (382) 228–68–63, e-mail: savnick@ispms.tsc.ru

прочности [1]. Высокая стоимость деталей из титановых сплавов определяется высокой материалоемкостью при механической обработке, плохой обрабатываемостью, вызванной низкой теплопроводностью и высокой химической реактивностью с материалами режущего инструмента, что является сдерживающим фактором для широкого использования. Применение аддитивных технологий позволяет снизить затраты при производстве изделий из титановых сплавов [2] за счет изготовления высокоточных заготовок, которые в дальнейшем требуют минимальной механической обработки. При этом ключевым требованием при изготовлении таких заготовок является сохранение высоких механических характеристик как самого исходного материала, так и изготавливаемой детали в целом.

Большинство представленных в литературе результатов по аддитивному получению изделий из титановых сплавов относится к построению детали лазером в защитной атмосфере в порошковом слое либо путем локальной подачи порошка в зону выращивания. Как правило, металлические порошки имеют высокую удельную поверхность, что обуславливает неизбежное наличие пористости, а также перенос адсорбированных на поверхности порошинок загрязняющих веществ в объем готового изделия. Известно, что титан обладает высокой реакционной способностью к химическим элементам, содержащимся в атмосферном воздухе, – кислороду и азоту, а также к углероду. Попадание данных элементов в титановые сплавы приводит к их сильному охрупчиванию [3]. Самым эффективным средством для предотвращения попадания загрязняющих элементов в титановые сплавы в процессе аддитивного производства является проведение технологического процесса в вакууме. Однако даже перенос процесса изготовления изделия в вакуум не позволяет избавиться от пористости, а также от наличия оксидов и других загрязняющих элементов, которые в той или иной степени всегда присутствуют на поверхности исходного порошка. Перспективной альтернативной технологией, лишенной описанных выше недостатков использования порошков в качестве исходного сырья, является послойное выращивание изделий электронным пучком в вакууме

с использованием проволоочного филамента [4]. Технологии, применяющие проволоку, в отличие от порошка обеспечивают более высокий уровень стабильности и повторяемости процесса выращивания, а также более высокую производительность [4, 5].

Известно [6], что если при получении титановых сплавов, близких по составу с Ti-6Al-4V, температура понижается ниже температуры β - α -перехода, которая составляет 995 °С, β -фаза начинает превращаться в α -фазу. Вследствие высоких скоростей охлаждения, характерных для аддитивных технологий, внутри β -зерен часто формируется мартенситная α' -фаза. Когда ряд пластин α' -фазы растет параллельно, они образуют так называемые « α -колонии». Если скорость охлаждения высокая, то зарождение α' -фазы происходит одновременно из нескольких мест, они встречаются друг с другом, образуя замкнутую сетку из тонких мартенситных пластин [6].

Размер пластин α' -фазы считается одним из наиболее важных микроструктурных признаков, определяющих механические свойства. Сплавы с меньшими по толщине пластинами α' -фазы обычно обладают более высокими механическими характеристиками [6]. В работах [7, 8] пластины α' -фазы, обнаруженные в образцах из сплава Ti-6Al-4V, полученных электронно-лучевой аддитивной технологией (electron beam additive manufacturing – *EBAM*), оказались более тонкими по сравнению с литым сплавом Ti-6Al-4V, а прочностные свойства сопоставимыми. Грабе и Куинн [9] показали, что величина микротвердости по Виккерсу полученного *EBAM*-сплава Ti-6Al-4V лежит в диапазоне от 345 до 350 HV, и эти высокие значения связали с тонкой микроструктурой α/β в соответствии с соотношением Холла–Петча.

На основе вышесказанного можно утверждать, что электронно-лучевая проволоочная аддитивная технология обладает большим потенциалом как с точки зрения высокой производительности, так и в плане получения материалов с уникальной структурой и высокими механическими свойствами.

Целью работы является изучение структуры, фазового состава и микротвердости образцов из сплава Ti-6Al-4V, полученных с использованием электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии.

Методика исследований

Образцы были получены с использованием экспериментальной установки для выращивания изделий из проволоки в вакууме, в качестве источника нагрева с последующим плавлением использовался электронный пучок. Схема получения образцов изображена на рис. 1, а.

В качестве исходного материала использована проволока из титанового сплава Ti-6Al-4V диаметром 0,8 мм. Выращивание образцов проводилось на подложке из технического титана с размерами 75×75 мм толщиной 2,5 мм, закрепленной на подвижном рабочем столе, способном перемещаться в трех направлениях вдоль осей X , Y и Z . В процессе выращивания ванна расплава формировалась разверткой электронного пучка в форме кольца диаметром 5 мм. Частота развертки составляла 1 кГц. Проволока подавалась специальным податчиком, неподвижно закрепленным относительно электронной пушки (рис. 1, а). Комбинация параметров электронного пучка, скорости подачи проволоки и линейной скорости выращивания (скорости перемещения стола относительно пучка)

были подобраны таким образом, чтобы обеспечить стабильность процесса плавления кончика проволоки и стекания жидкого металла в ванну расплава непрерывным потоком. Параметры процесса послойного выращивания указаны в табл. 1.

После выполнения прохода вдоль оси Y длиной 30 мм производилось смещение по оси X на расстояние $\Delta X = 5$ мм и выполнялся проход на расстояние 30 мм в противоположную сторону. Далее процесс повторялся до достижения ширины образца 30 мм (рис. 1, б) и завершения выращивания слоя. Затем рабочий стол опускался на 0,8 мм и аналогичным образом формировался следующий слой.

При выращивании образца на подложку было последовательно нанесено три слоя без взаимного смещения в плоскости XY согласно стратегии сканирования, показанной на рис. 1, б. Таким образом, был получен образец из сплава Ti-6Al-4V размером $30 \times 30 \times 2,4$ мм, который состоял из трех одинаковых слоев.

Для металлографического анализа образцы шлифовали и полировали по стандартной процедуре, затем проводили травление в реактиве сле-

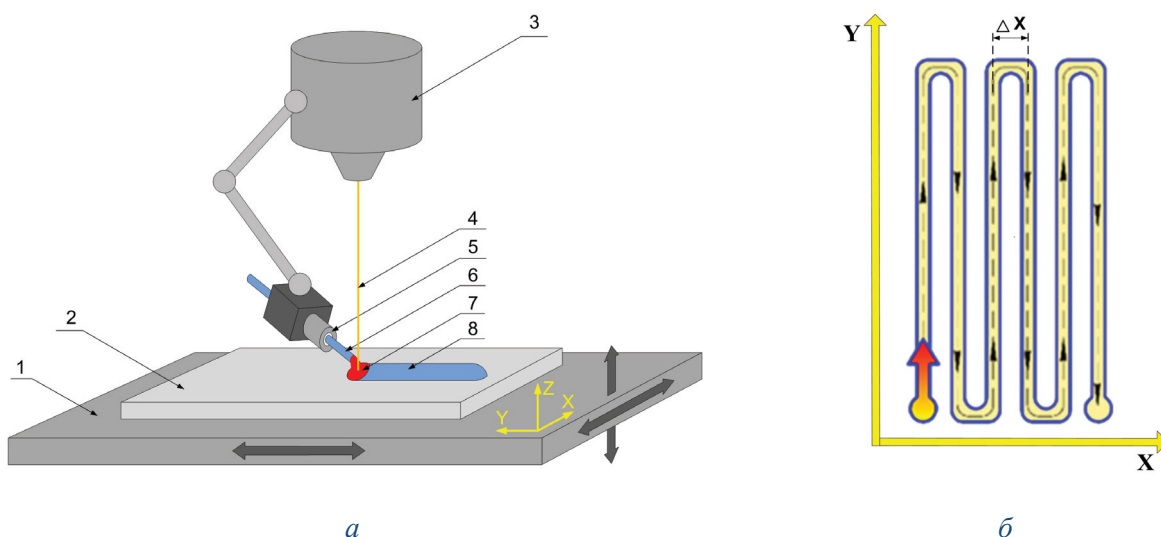


Рис. 1. Общая схема процесса послойного выращивания образца методом проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии (а) и траектория движения при построении каждого слоя (б):

1 – подвижный стол; 2 – титановая подложка; 3 – электронная пушка; 4 – электронный пучок; 5 – податчик проволоки; 6 – проволока; 7 – ванна расплава; 8 – выращенный материал

Fig. 1. The general pattern of layer-by-layer formation of a sample by wire-feed electron beam additive manufacturing (a) and the motion trajectory for the formation of each layer (b):

1 – movable table; 2 – titanium substrate; 3 – electron gun; 4 – electron beam; 5 – wire feeder; 6 – wire; 7 – molten pool; 8 – formed material

Технологические параметры процесса выращивания
Technological parameters of the formation process

Ускоряющее напряжение пучка, кВ / Accelerating voltage, kV	40
Ток пучка, мА / Beam current, mA:	
– первого слоя / for the first layer	16
– последующих слоёв / for the next layers	14
Диаметр пучка, мм / Beam diameter, mm	0,15...0,18
Фокусное расстояние пучка, мм / Beam focal distance, mm	220
Развертка пучка / Beam scanning area	Кольцо диаметром 5 мм Ø5 mm ring
Частота развертки, кГц / Scanning frequency, kHz	1
Шаг смещения ΔX , мм / Step of displacement ΔX , mm	5
Высота слоя, мм / Layer height, mm	0,8
Количество слоев, шт / Number of layers, pcs.	3
Скорость подачи проволоки, мм/мин / Wire feed, mm/min	880
Угол наклона подачи проволоки к подложке, град / Wire feed angle, °	25
Угол наклона подачи проволоки к оси X , град. / Angle between wire axis and X axis, °	45
Линейная скорость выращивания, мм/мин / Formation linear rate, mm/min	220

дующего состава: 2 % HF; 2 % HNO₃; 96 % H₂O (указаны объемные доли). Микроструктура была исследована с использованием оптической (ОМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ). Идентификация фаз выполнялась на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 с использованием излучения Co K_α с шагом 0,02° и временем выдержки 5 с на шаг. Измерения микротвердости проводились на микротвердомере Duramin 5 при нагрузке 50 г.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 показаны микроструктуры в вертикальных ($Z-X$, рис. 2, а, и $Z-Y$, рис. 2, б) и горизонтальной ($X-Y$, рис. 2, в) плоскостях по отношению направления выращивания образца. В вертикальных плоскостях ($Z-X$ и $Z-Y$) образца наблюдаются удлиненные зерна, которые эпитаксиально растут через осажденные слои. Они наклонены относительно направления Z . Подобный результат был предсказуемым, так как в сплавах Ti-6Al-4V, полученных методом послойного нанесения с лазерными и электрон-

но-лучевыми источниками нагрева, уже наблюдались столбчатые зерна, формирующиеся вследствие высоких температурных градиентов [6, 8–11].

В табл. 2 представлены результаты измерений размера столбчатых зерен в горизонтальной ($X-Y$) и вертикальных ($Z-Y$ и $Z-X$) плоскостях выращенного образца Ti-6Al-4V.

На рис. 3 показаны рентгенограммы полированной поверхности образца Ti-6Al-4V в горизонтальной ($X-Y$) и вертикальных ($Z-Y$ и $Z-X$) плоскостях по отношению к направлению выращивания с индексацией основных дифракционных пиков.

Практически все пики на рентгенограмме после послойного выращивания могут быть идентифицированы как α -фаза. При измеренных параметрах элементарной ячейки ($a = 2,93 \text{ \AA}$ и $c = 4,57 \text{ \AA}$, $c/a = 1,595$) ее можно было определить как мартенситную α' -фазу, формирующуюся внутри первоначальных столбчатых зерен β -фазы, от которой остается при комнатной температуре только слабый рефлекс (110). Расчетная объемная доля остаточной β -фазы для верхних

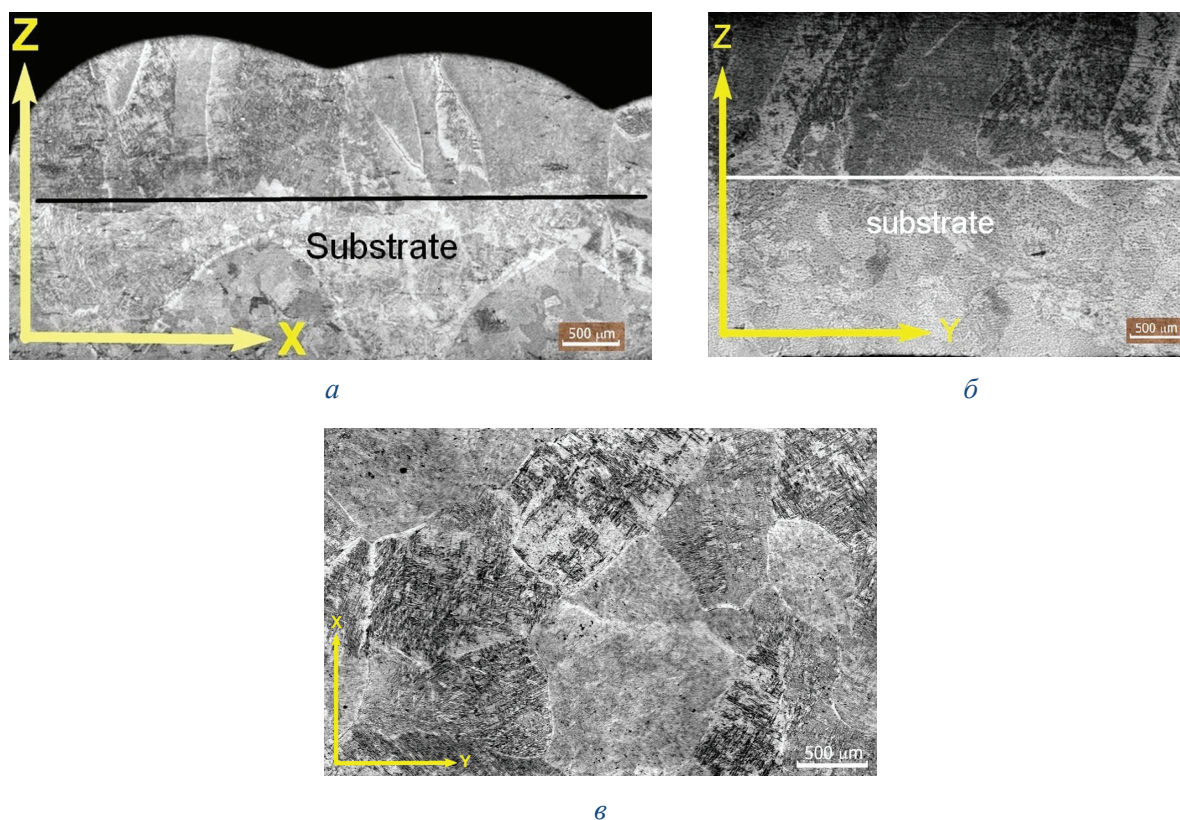


Рис. 2. Изображения ОМ микроstructures выращенного образца Ti-6Al-4V в вертикальных Z-X (а), Z-Y (б) и горизонтальной X-Y (в) плоскостях по отношению к направлению выращивания

Fig. 2. Optical images of the microstructure of the formed Ti-6Al-4V sample in vertical Z-X (a), Z-Y (b) and horizontal X-Y (c) planes with respect to the formation direction

Таблица 2

Table 2

Средний размер столбчатых зерен, мм
Average size of columnar grains, mm

Плоскость образца / Sample plane	Направление измерений относительно направления осаждения слоев (относительно оси Z) / Direction of measurements with respect to the direction of deposition of the layers (relative to the Z axis)	
	Параллельно / Parallel	Перпендикулярно / Perpendicularly
Z-X	$1,35 \pm 0,41$	$0,63 \pm 0,23$
Z-Y	$1,51 \pm 0,42$	$0,65 \pm 0,26$
X-Y	$0,69 \pm 0,20$	—

слоев составляла порядка 5 %, а для нижних — около 10 %.

Поскольку почти вся β -фаза в сплаве Ti-6Al-4V превращалась в α' -фазу при низкой температуре, далее по тексту вместо термина « β -зерно» будет использоваться термин «предшествовавшее β -зерно». На рис. 3, а видно формирование рентгенографической текстуры, выражающееся в инверсии пиков мартен-

ситной α' -фазы для разных изученных сечений образца.

На рис. 4 показана β/α' микроструктура, состоящая из длинных ортогонально ориентированных мартенситных пластин α' -фазы, формирующихся внутри первоначальных («предшествовавших») столбчатых зерен β -фазы. В верхних слоях толщина пластин α' -фазы составляет величину порядка 2 мкм (рис. 4, а, б),

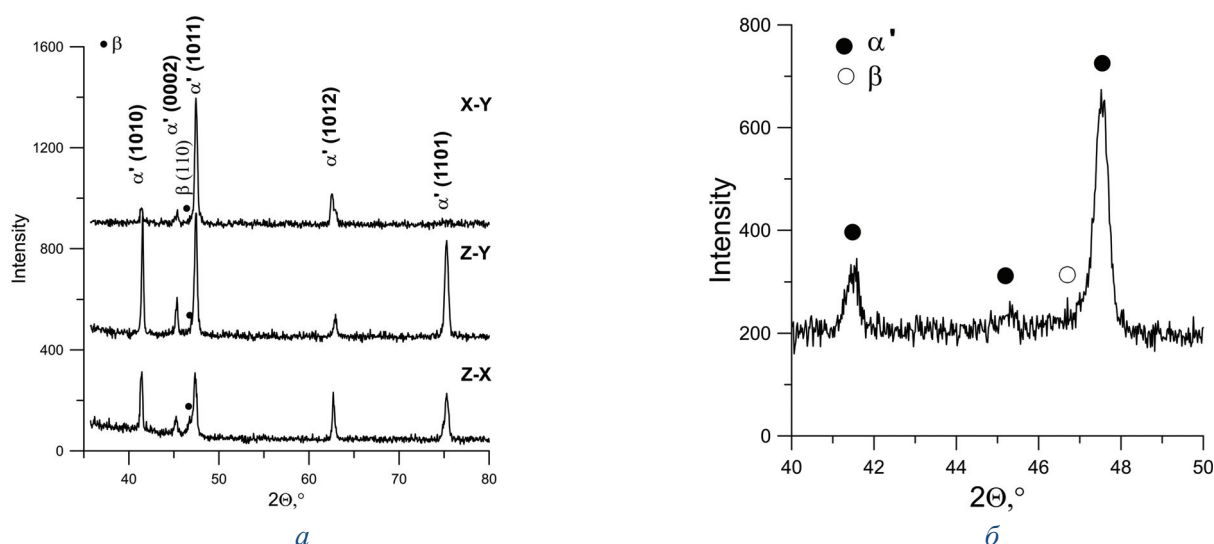


Рис. 3. Рентгенограммы полученного образца в горизонтальном ($X-Y$) и вертикальных ($Z-Y$ и $Z-X$) сечениях по отношению к направлению выращивания (a) и фрагмент рентгенограммы, детально показывающий пики α' - и β -фаз (b)

Fig. 3. The XRD patterns of the obtained sample in the horizontal ($X-Y$) and vertical ($Z-Y$ and $Z-X$) sections with respect to the formation direction (a) and the fragment of the XRD pattern detailing the peaks of the α' - and β -phases (b)

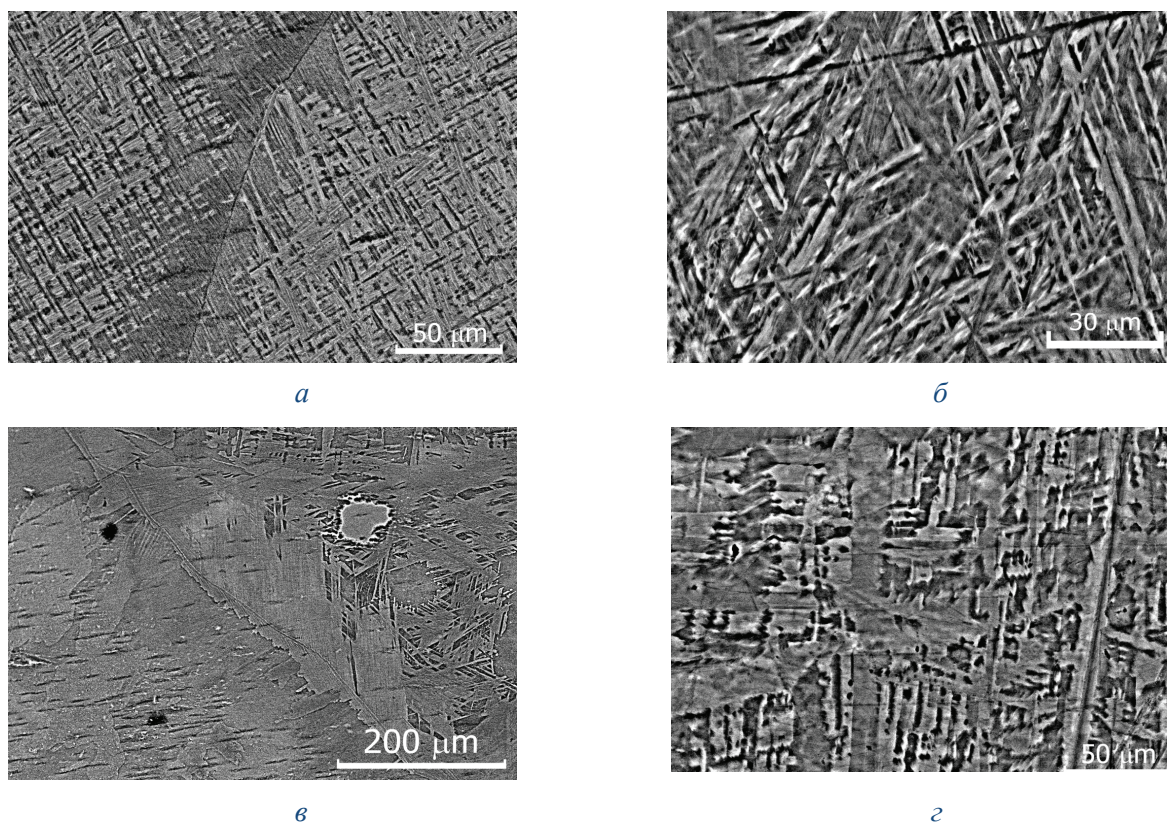


Рис. 4. Изображения РЭМ дууплексной β/α' микроструктуры, состоящей из длинных ортогонально ориентированных мартенситных пластин α' -фазы, формирующихся внутри первоначальных зерен β -фазы:

a, b – верхние слои; $в, г$ – нижние слои, граничащие с подложкой

Fig. 4. SEM images of a duplex β/α' microstructure consisting of long orthogonally oriented martensitic α' -phase plates formed inside the initial β -phase grains:

a, b – upper layers; $в, г$ – the lower layers bordering the substrate

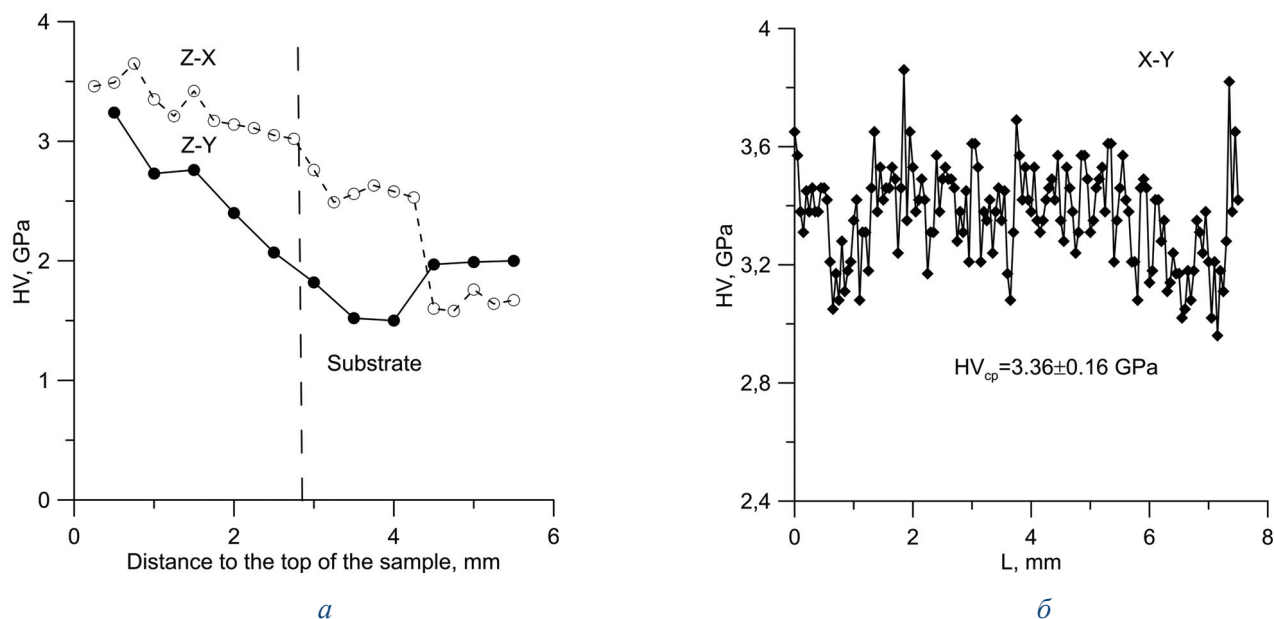


Рис. 5. Зависимость значений микротвердости по Виккерсу в вертикальных (Z-Y и Z-X) плоскостях образца от расстояния до вершины образца (а); в горизонтальной (X-Y) плоскости от длины измеренной дорожки (б)

Fig. 5. Dependence of the Vickers microhardness values in the vertical (Z-Y and Z-X) planes of the sample from the distance to the top of the sample (a); in the horizontal (X-Y) plane from the length of the measured track (b)

в нижних слоях, граничащих с подложкой, – порядка 4 мкм (рис. 4, в, г).

На рис. 5, а показаны результаты измерения микротвердости вдоль линии, перпендикулярной выращенным слоям. За начало координат принята вершина образца. Видно, что твердость была наибольшей вблизи поверхности образца, затем ее значения уменьшаются с увеличением расстояния от поверхности, постепенно достигая твердости подложки, при этом имеет место очевидная анизотропия по данным микротвердости в направлениях Z-X и Z-Y. Зависимость значений микротвердости в горизонтальном (X-Y) сечении (рис. 5, б) от длины измеренной дорожки имеет вид ломаной линии со значительным отклонением значений от средней величины ($HV_{cp} = 3,36 \pm 0,16$).

Эволюция α/β -структур в образце из титанового сплава Ti-6Al-4V, полученном с использованием электронно-лучевой аддитивной технологии, может быть описана следующим образом. Воздействие электронного пучка приводит к образованию ванны расплава в приповерхностном объеме подложки из сплава технического титана. Границы зон таких ванн хорошо видны

на рис. 2, а, б. Последующая столбчатая структура зерен формируется в результате затвердевания таких ванн и верхних слоев наросшего металла [10, 11]. Благодаря направленному тепловому потоку (подложка обеспечивает теплоотвод от ванны расплава) зерна растут в столбчатой форме в направлении, противоположном градиенту температуры [10, 11]. Далее эти зерна становятся центрами, из которых растут новые зерна при кристаллизации следующего слоя [10–12]. Таким образом, реализуется процесс эпитаксиального роста, и длинные относительно узкие столбчатые зерна образуются по всему образцу. После прохождения электронного пучка материал затвердевает в β -зерна и затем подвергается быстрому охлаждению, превращаясь в мартенситную α' -фазу, которая занимает практически весь объем предшествовавшего β -зерна. ГПУ α' мартенсит представляет собой метастабильную структуру, которая стремится достичь более низкого энергетического состояния (равновесия) путем выделения и роста α - и β -фаз. По мере выращивания дополнительных слоев идет процесс, близкий к изотермическому отжигу при температуре образца ориентиро-

вочно 600...650 °С. Это позволяет мартенситу разлагаться на α - и β -фазы по диффузионному механизму. При этом, кроме увеличения количества β -фазы, происходит увеличение толщины пластин остаточной α' -фазы (рис. 4, в, з). После завершения процесса послойного выращивания происходит последующее медленное охлаждение образца.

Известно, что размер предшествовавших β -зерен определяется главным образом временем пребывания между температурой ликвидуса и температурой β - α перехода (995 °С для сплава Ti-6Al-4V [13]. В работе [14] приведен краткий обзор преимуществ лазерной и электронно-лучевой аддитивной технологии по сравнению с другими, где отмечается, что такие процессы характеризуются рекордно большими температурными градиентами и высокими скоростями охлаждения, а также показано, что оба этих метода с точки зрения размера столбчатых β -зерен в образцах заметно выигрывают по сравнению с другими методами. Для лазерной технологии указан диапазон зерен 0,5...1,5 мм, а для электронно-лучевой 1,4...5,0 мм. Ориентируясь на эти цифры, можно сделать вывод, что в настоящем исследовании удалось получить структуру с относительно небольшими предшествующими β -зернами (табл. 2), при этом зафиксированные размеры β -зерен, в высоту не превышающие 1,3...1,5 мм, находятся в начале диапазона возможных размеров β -зерен для электронно-лучевых аддитивных технологий.

Толщина пластин α' -фазы зависит от скорости охлаждения и от температуры β - α -перехода. Быстрое охлаждение проявляется в более тонких пластинах α' -фазы, и наоборот [6]. В настоящее время установлено, что толщина α' -планок внутри предшествовавших β -зерен в материале, изготовленных с использованием электронно-лучевых аддитивных технологий, как правило, меньше, чем у большинства других материалов, изготовленных другими аддитивными методами, что указывает на относительно высокую скорость охлаждения от температуры β -перехода.

В ряде работ сообщалось о различиях в твердости между верхней и нижней частями части Ti-6Al-4V, осажденной с использованием электронно-лучевого плавления [15–18]. На осно-

вании этих исследований представляется, что изменения твердости с высотой выращенного изделия являются побочным продуктом термического циклирования, присущего лазерным и электронно-лучевым аддитивным технологиям, поскольку микроструктура изменяется в каждом отдельном слое.

Микроструктура верхних слоев образца, полученная при высоких скоростях охлаждения (рис. 4, а, б), состоит из большого количества тонких пластин α' -фаз неравновесного состава, которые обычно более твердые и имеют более высокую прочность, чем те, которые получают при более низких скоростях охлаждения. Поскольку α' -фаза сплава Ti-6Al-4V с гексагональной плотноупакованной структурой имеет более высокое значение объемного модуля, чем ОЦК-структура β -фазы [19], верхние слои полученного сплава Ti-6Al-4V тверже, чем нижние, содержащие повышенное количество β -фазы (около 10 об.%) и утолщенные по сравнению с верхними слоями пластины α' -фазы (рис. 4, в, з).

Обращает на себя внимание тот факт, что классическое соотношение Холла–Петча достаточно корректно отражает связь между масштабом предварительных зерен β -фазы и величиной твердости. Из данных, представленных в табл. 2 и на рис. 5, видно, что структуры с малым масштабом имеют высокие значения твердости, и наоборот. Хорошее согласие с соотношением Холла–Петча показывает, что градиент по значениям твердости обусловлен в основном наличием градиентной микроструктуры, возникшей в результате термоциклирования при получении образцов.

В работе [20] показано, что существует линейная зависимость между твердостью по Виккерсу (H_V), пределом текучести (σ_y) и пределом прочности при растяжении (σ_u) для Ti-6Al-4V:

$$\sigma_y = 3,013H_V - 127,000; \quad (1)$$

$$\sigma_u = 3,586H_V - 237,900. \quad (2)$$

Расчетный предел текучести и предельная прочность на разрыв верхних слоев выращенного образца (толщиной около 1,5 мм), полученные в соответствии с (1) и (2), сопоставимы со свойствами кованого сплава Ti-6Al-4V (предел

текучести – около 850 МПа и предельная прочность на разрыв – около 950 МПа).

Таким образом, результаты настоящей работы демонстрируют, что при формировании образцов из титанового сплава Ti-6Al-4V электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологией образуются многомасштабные структуры с высокими механическими свойствами. Такие многомасштабные структуры возникают в результате сложной комбинации условий нагрева/плавления и затвердевания, а также фазовых превращений в титановом сплаве.

Выводы

Исследована эволюция микроструктур образцов сплава Ti-6Al-4V, изготовленных послойным выращиванием посредством электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии. На основе полученных в работе результатов можно сделать следующие выводы.

1. Исследованные образцы имеют гетерогенную микроструктуру, которая включает в себя помимо формирующихся в процессе эпитаксиального роста столбчатых предшествовавших β -зерен со средним размером не выше 1,5 мкм систему ортогональных пластин мартенситной α' -фазы. При этом по направлению в вершине построенного образца уменьшается толщина пластин α' -фазы и количество остаточной β -фазы (от 4 мкм и 10 об.% для нижнего слоя до 2 мкм и 5 об.% – для верхнего).

2. Обнаружен эффект повышения значений твердости по Виккерсу с ростом высоты наплавленных слоев до значений порядка 3,5 ГПа. Хорошее согласие с соотношением Холла–Петча показывает, что эффект повышения твердости в направлении послойного выращивания реализуется в основном за счет градиентной микроструктуры, формирующейся вследствие сложной термической истории.

Список литературы

1. *Banerjee D., Williams J.C.* Perspectives on titanium science and technology // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61, iss. 3. – P. 844–879. – doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2012.10.043.

2. *Singh S., Ramakrishna S., Singh R.* Material issues in additive manufacturing: a review // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2017. – Vol. 25. – P. 185–200. – doi: 10.1016/j.jmapro.2016.11.006.

3. *Conrad H.* Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium // *Progress in Materials Science*. – 1981. – Vol. 26, iss. 2–4. – P. 123–403. – doi: 10.1016/0079-6425(81)90001-3.

4. *Fuchs J., Schneider C., Enzinger N.* Wire-based additive manufacturing using an electron beam as heat source // *Welding in the World*. – 2018. – Vol. 62, iss. 2. – P. 267–275. – doi: 10.1007/s40194-017-0537-7.

5. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

6. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V / S.S. Al-Bermani, M.L. Blackmore, W. Zhang, I. Todd // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2010. – Vol. 41, iss. 13. – P. 3422–3434. – doi: 10.1007/s11661-010-0397-x.

7. Microstructure evolution during surface alloying of ductile iron and austempered ductile iron by electron beam melting / A. Gulzar, J.I. Akhter, M. Ahmad, G. Ali, M. Mahmood, M. Ajmal // *Applied Surface Science*. – 2009. – Vol. 255, iss. 20. – P. 8527–8532. – doi: 10.1016/J.APSUSC.2009.06.011.

8. Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti-6Al-4V biomedical prototypes compared to wrought Ti-6Al-4V L.E. Murr, E.V. Esquivel, S.A. Quinones, S.M. Gaytan, M.I. Lopez, E.Y. Martinez, F. Medina, D.H. Hernandez, E. Martinez, J.L. Martinez, S.W. Stafford, D.K. Brown, T. Hoppe, W. Meyers, U. Lindhe, R.B. Wicker // *Materials Characterization*. – 2009. – Vol. 60, iss. 2. – P. 96–105. – doi: 10.1016/J.MATCHAR.2008.07.006.

9. *Hrabe N., Quinn T.* Effects of processing on microstructure and mechanical properties of a titanium alloy (Ti-6Al-4V) fabricated using electron beam melting (EBM), part 1: Distance from build plate and part size // *Materials Science and Engineering A*. – 2013. – Vol. 573. – P. 264–270. – doi: 10.1016/J.MSEA.2013.02.064.

10. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: a critical review / Y. Kok, X.P. Tan, P. Wang, M.L.S. Nai, N.H. Loh, E. Liu, S.B. Tor //

Materials and Design. – 2018. – Vol. 139. – P. 565–586. – doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.

11. *Basak A., Das S.* Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing // Annual Review of Materials Research. – 2016. – Vol. 46. – P. 125–149. – doi: 10.1146/annurev-matsci-070115-031728.

12. *Karimzadeh F., Ebnonnasir A., Foroughi A.* Artificial neural network modeling for evaluating of epitaxial growth of Ti6Al4V weldment // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 432, iss. 1–2. – P. 184–190. – doi: 10.1016/J.MSEA.2006.05.141.

13. *Stanford N., Bate P.S.* Crystallographic variant selection in Ti–6Al–4V // Acta Materialia. – 2004. – Vol. 52, iss. 17. – P. 5215–5224. – doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2004.07.034.

14. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment / J. Lin, Y. Lv, Y. Liu, Z. Sun, K. Wang, Z. Li, Y. Wu, B. Xu // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2017. – Vol. 69. – P. 19–29. – doi: 10.1016/J.JMBBM.2016.12.015.

15. *Roy L.* Variation in mechanical behavior due to different build directions of Ti6Al4V fabricated by electron beam: a thesis / The University of Alabama. – Tuscaloosa, 2013. – URL: <https://ir.ua.edu/handle/123456789/1891> (accessed: 07.11.2018).

16. *Baufeld B., Brandl E., Biest O.* Wire based additive layer manufacturing: comparison of microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition // Journal of Materials Processing Technology. – 2011. – Vol. 211. – P. 1146–1158. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018.

17. Intra-layer closed-loop control of build plan during directed energy additive manufacturing of Ti–6Al–4V / A.R. Nassar, J.S. Keist, E.W. Reutzel, T.J. Spurgeon // Additive Manufacturing. – 2015. – Vol. 6. – P. 39–52. – doi: 10.1016/j.addma.2015.03.005.

18. The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy / B. Wu, Z. Pan, D. Ding, D. Cuiuri, H. Li, Z. Fei // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 258. – P. 97–105. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.03.024.

19. Deformation characteristics of age hardened Ti-6Al-4V / G. Welsch, G. Lütjering, K. Gazioglu, W. Bunk // Metallurgical Transactions A. – 1977. – Vol. 8, iss. 1. – P. 169–177. – doi: 10.1007/BF02677278.

20. Correlation between tensile strength and hardness of electron beam welded TC4-DT joints / W. Lu, Y. Shi, X. Li, Y. Lei // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2013. – Vol. 22, iss. 6. – P. 1694–1700. – doi: 10.1007/s11665-012-0469-8.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Features of the Structural-Phase State of the Alloy Ti-6Al-4V in the Formation of Products using Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing

Nikolai Savchenko ^{a,*}, Andrey Vorontsov ^b, Veronika Utyaganova ^c, Alexander Eliseev ^d,
Valery Rubtsov ^e, Evgeny Kolubaev ^f

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <http://orcid.org/0000-0001-8254-5853>, savnick@ispms.tsc.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.tsc.ru,
^c <http://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, filaret_2012@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-5273-9729>, alan@ispms.ru,
^e <http://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru, ^f <http://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 06 September 2018

Revised: 18 September 2018

Accepted: 22 September 2018

Available online: 15 December 2018

Keywords:

Additive manufacturing
Titanium alloy
Microstructure
Microhardness

Funding

The work was carried out with the financial support of the state represented by the Ministry of Education and Science of Russia (Agreement No. 14.610.21.0013, project identifier RFMEFI61017X0013).

ABSTRACT

Introduction. The high cost of parts made of titanium alloys is determined by the high material consumption during machining, poor machinability caused by low thermal conductivity and high chemical reactivity with cutting tool materials, which is a factor limiting its widespread use. The use of additive technologies makes it possible to reduce production costs of titanium alloy components due to manufacturing of near-net shapes. At the same time, the key requirement in manufacturing the near-net shapes is to maintain high mechanical characteristics both of the base material and the component as a whole. Wire-feed electron beam additive manufacturing has a high potential, both in terms of high productivity and obtaining materials with a unique structure and high mechanical properties. **Goal of this research** is to study the structure, phase composition and microhardness of Ti-6Al-4V alloy samples obtained using wire-feed electron beam additive manufacturing. **Results and discussion.** Based on the data of optical, scanning electron microscopy and X-ray diffraction analysis, Ti-6Al-4V samples obtained after layer-by-layer formation have a heterogeneous microstructure which is composed of the system of orthogonal plates of the martensitic α' -phase, in addition to the columnar preceded β -grains with the mean size of < 1.5 mm formed during epitaxial growth. At the same time, both thickness of the α' -phase plates and amount of the residual β -phase are decreases in the direction at the top of the formed sample (from 4 μm and 10 vol. % for the lower layer, up to 2 μm and 5 vol. % for the upper layer). The effect of increasing the Vickers hardness with the increase in the height of the formed layers to values of the order of 3.5 GPa is found. A good agreement with the Hall-Petch ratio shows that the effect of increasing hardness in the direction of layer-by-layer formation is mainly due to a gradient microstructure formed during complex thermal history.

For citation: Savchenko N.L., Vorontsov A.V., Utyaganova V.R., Eliseev A.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Features of the structural-phase state of the alloy Ti-6Al-4V in the formation of products using wire-feed electron beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 60–71. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-60-71. (In Russian).

References

1. Banerjee D., Williams J.C. Perspectives on titanium science and technology. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, iss. 3, pp. 844–879. doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2012.10.043.
2. Singh S., Ramakrishna S., Singh R. Material issues in additive manufacturing: a review. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, vol. 25, pp. 185–200. doi: 10.1016/j.jmapro.2016.11.006.

* Corresponding author

Savchenko Nikolay L., D.Sc. (Engineering), Leading researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of the Siberian Branch of the RAS
 2/4, pr. Akademicheskii
 Tomsk, 634055, Russian Federation
 Tel.: 8 (382) 228–68–63, e-mail: savnick@ispms.tsc.ru



3. Conrad H. Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium. *Progress in Materials Science*, 1981, vol. 26, iss. 2–4, pp. 123–403. doi: 10.1016/0079-6425(81)90001-3.
4. Fuchs J., Schneider C., Enzinger N. Wire-based additive manufacturing using an electron beam as heat source. *Welding in the World*, 2018, vol. 62, iss. 2, pp. 267–275. doi: 10.1007/s40194-017-0537-7.
5. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
6. Al-Bermani S.S., Blackmore M.L., Zhang W., Todd I. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, vol. 41, iss. 13, pp. 3422–3434. doi: 10.1007/s11661-010-0397-x.
7. Gulzar A., Akhter J.I., Ahmad M., Ali G., Mahmood M., Ajmal M. Microstructure evolution during surface alloying of ductile iron and austempered ductile iron by electron beam melting. *Applied Surface Science*, 2009, vol. 255, iss. 20, pp. 8527–8532. doi: 10.1016/J.APSUSC.2009.06.011.
8. Murr L.E., Esquivel E.V., Quinones S.A., Gaytan S.M., Lopez M.I., Martinez E.Y., Medina F., Hernandez D.H., Martinez E., Martinez J.L., Stafford S.W., Brown D.K., Hoppe T., Meyers W., Lindhe U., Wicker R.B. Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti-6Al-4V biomedical prototypes compared to wrought Ti-6Al-4V. *Materials Characterization*, 2009, vol. 60, iss. 2, pp. 96–105. doi: 10.1016/J.MATCHAR.2008.07.006.
9. Hrabec N., Quinn T. Effects of processing on microstructure and mechanical properties of a titanium alloy (Ti-6Al-4V) fabricated using electron beam melting (EBM), part 1: Distance from build plate and part size. *Materials Science and Engineering A*, 2013, vol. 573, pp. 264–270. doi: 10.1016/J.MSEA.2013.02.064.
10. Kok Y., Tan X.P., Wang P., Nai M.L.S., Loh N.H., Liu E., Tor S.B. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: a critical review. *Materials and Design*, 2018, vol. 139, pp. 565–586. doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.
11. Basak A., Das S. Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing. *Annual Review of Materials Research*, 2016, vol. 46, pp. 125–149. doi: 10.1146/annurev-matsci-070115-031728.
12. Karimzadeh F., Ebnonnasir A., Foroughi A. Artificial neural network modeling for evaluating of epitaxial growth of Ti6Al4V weldment. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 432, iss. 1–2, pp. 184–190. doi: 10.1016/J.MSEA.2006.05.141.
13. Stanford N., Bate P.S. Crystallographic variant selection in Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, iss. 17, pp. 5215–5224. doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2004.07.034.
14. Lin J., Lv Y., Liu Y., Sun Z., Wang K., Li Z., Wu Y., Xu B. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2017, vol. 69, pp. 19–29. doi: 10.1016/J.JMBBM.2016.12.015.
15. Roy L. *Variation in mechanical behavior due to different build directions of Ti6Al4V fabricated by electron beam*: a thesis. The University of Alabama. Tuscaloosa, 2013. Available at: <https://ir.ua.edu/handle/123456789/1891> (accessed 07.11.2018).
16. Baufeld B., Brandl E., Biest O. Wire based additive layer manufacturing: comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, vol. 211, pp. 1146–1158. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018.
17. Nassar A.R., Keist J.S., Reutzel E.W., Spurgeon T.J. Intra-layer closed-loop control of build plan during directed energy additive manufacturing of Ti-6Al-4V. *Additive Manufacturing*, 2015, vol. 6, pp. 39–52. Doi: 10.1016/j.addma.2015.03.005.
18. Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Fei Z. The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 258, pp. 97–105. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.03.024.
19. Welsch G., Lütjering G., Gazioglu K., Bunk W. Deformation characteristics of age hardened Ti-6Al-4V. *Metallurgical Transactions A*, 1977, vol. 8, iss. 1, pp. 169–177. doi: 10.1007/BF02677278.
20. Lu W., Shi Y., Li X., Lei Y. Correlation between tensile strength and hardness of electron beam welded TC4-DT joints. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22, iss. 6, pp. 1694–1700. doi: 10.1007/s11665-012-0469-8.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.