

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА  
3D-НАПЕЧАТАННОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V  
ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

© 2023 г. А. В. Панин<sup>a, b, \*</sup>, М. С. Казаченок<sup>a</sup>, Л. А. Казанцева<sup>a, c</sup>,  
О. Б. Перевалова<sup>a</sup>, С. А. Мартынов<sup>a</sup>

<sup>a</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, просп. Академический, 2/4, Томск, 634055 Россия

<sup>b</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, просп. Ленина, 30, Томск, 634050 Россия

<sup>c</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, пл. Соляная, 2, Томск, 634003 Россия

\*e-mail: pav@ispms.ru

Поступила в редакцию 16.06.2022 г.

После доработки 10.11.2022 г.

Принята к публикации 24.11.2022 г.

Представлены результаты *in situ* исследований эволюции микроструктуры и фазового состава 3D-напечатанных образцов Ti–6Al–4V при растяжении в колонне просвечивающего электронного микроскопа. Показано, что микроструктура образцов Ti–6Al–4V, полученных методом электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии, состоит из столбчатых первичных β-зерен, внутри которых располагаются рейки α/α'-Ti, разделенные прослойками остаточной β-фазы и собранные в пакеты. Характерной особенностью 3D-напечатанных образцов Ti–6Al–4V является концентрационная неоднородность легирующих элементов вследствие частичного распада мартенситной α'-фазы. При одноосном растяжении имеет место переориентация кристаллической решетки α/α'-Ti вблизи межфазных границ. В переориентированных областях решетки α/α'-Ti, в местах, обогащенных ванадием, могут развиваться индуцированные деформацией α' → α''-превращения.

**Ключевые слова:** аддитивные технологии, титановый сплав Ti–6Al–4V, просвечивающая электронная микроскопия, индуцированные деформацией фазовые превращения, растяжение

**DOI:** 10.31857/S0015323022600691, **EDN:** HJOOWU

## ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время в научно-технической литературе уделяется повышенное внимание исследованию и разработке аддитивных технологий получения деталей из титановых сплавов для сложных узлов аэрокосмической, транспортной и оборонной техники [1]. При этом микроструктура 3D-напечатанных титановых изделий существенно отличается от микроструктуры аналогичных изделий, изготовленных методами литья и штамповки [2]. В частности, микроструктура 3D-напечатанного титанового сплава Ti–6Al–4V может состоять из стабильных α- и β-фаз, а также метастабильных α'- и α''-мартенситных фаз [3–5]. Стабильность микроструктуры и объемная доля вторых фаз определяются распределением легирующих элементов в процессе высокоскоростного охлаждения ванны расплава и многократных циклов нагрева–охлаждения при нанесении последующих слоев. Соответственно перед разработчиками методов 3D-печати стоит актуальная задача детально исследовать неравновесную структуру 3D-напечатанных материалов, а также

выяснить закономерности ее эволюции при различных условиях нагружения.

Индукционные деформацией фазовые превращения наиболее подробно изучены в метастабильных β-титановых сплавах, пластическая деформация которых осуществляется не только путем дислокационного скольжения и двойникования, но и путем развития мартенситных превращений [6]. Показано, что концентрационная неоднородность β-стабилизаторов в α- и β-фазах являются причиной образования мартенситной α''-фазы в титановых сплавах при механическом нагружении. Например, при одноосном растяжении титанового сплава Ti–10V–2Fe–3Al уже при степени деформации ~3%, соответствующей деформирующим напряжениям 220 МПа, имеет место зарождение игольчатой α''-фазы на границах β-зерен [7]. *In-situ* исследования титанового сплава Ti–24Nb–4Zr–7.9Sn, подвергнутого одноосному растяжению в колонне просвечивающего электронного микроскопа, показали, что распространение полос сдвига сопровождается выделением α''-фазы [8]. Особо важно отметить работу

[9], согласно которой при циклическом нагружении сплава Ti–5Al–5V–5Mo–1Cr–1Fe при комнатной температуре первоначально имеет место двойникование пластин  $\alpha$ -фазы, однако при увеличении количества циклов внутри пластин  $\alpha$  фазы выделяются дисперсные частицы  $\alpha''$ -фазы.

В  $\alpha$ -титановых сплавах развитие индуцированных деформацией  $\alpha' \rightarrow \alpha''$ -превращений наблюдалось только в высоконеравновесных поверхностных слоях образцов технического титана VT1-0, подвергнутых предварительному облучению непрерывными электронными пучками и последующему одноосному растяжению [10]. В  $\alpha + \beta$ -титановых сплавах образование  $\alpha''$ -фазы происходило при скретч-тестировании образцов Ti–6Al–4V, подвергнутых предварительной электронно-пучковой обработке [11], или в процессе ультразвуковой ударной обработки [12]. Очевидно, что появление  $\alpha''$ -фазы в сплаве Ti–6Al–4V возможно лишь в метастабильной микроструктуре, сформированной в результате высокоэнергетических воздействий. К последним несомненно относится 3D-печать. В работе [13] методом *in situ* рентгеновской дифракции наблюдали образование мартенситной  $\alpha''$ -фазы при растяжении образцов Ti–6Al–4V, полученных методом электронно-лучевого сплавления. В работе [14] было высказано предположение, что неравновесная структура образцов Ti–6Al–4V, обусловленная неполным распадом  $\alpha'$ -фазы в процессе 3D-печати, является причиной формирования мартенситной фазы  $\alpha''$ -Ti при их скретч-тестировании, однако прямого подтверждения индуцированных деформацией фазовых превращений представлено не было. Целью данной работы является *in situ* исследование методом просвечивающей электронной микроскопии структурных и фазовых превращений, развивающихся в 3D-напечатанных образцах Ti–6Al–4V при одноосном растяжении.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

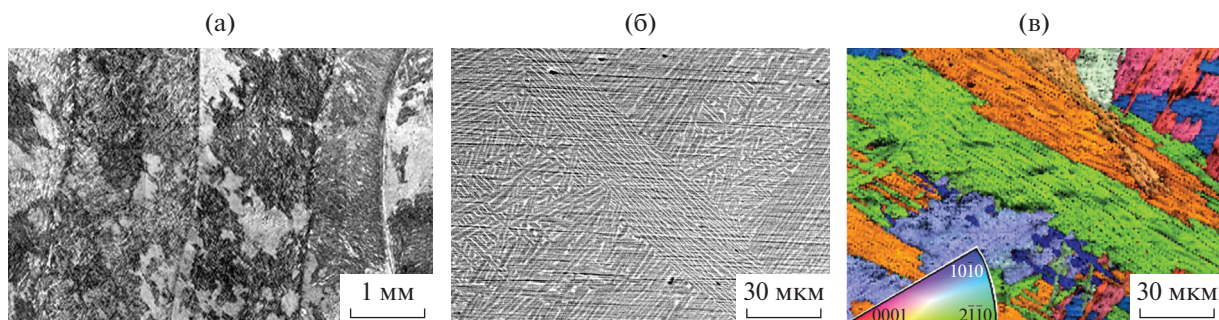
3D-напечатанные заготовки в форме параллелепипеда с размерами 25 мм × 25 мм × 70 мм были получены путем электронно-лучевого плавления проволоки Ti–6Al–4V диаметром 1.6 мм на установке для проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ИФПМ СО РАН, Томск, Россия). Химический состав проволоки, определенный методом микроэнергодисперсионного анализа, являлся следующим (вес. %): Ti – 89.6%, Al – 5.3%, V – 4.2%, примеси – 0.9%. Плавление проволоки проводили в вакууме  $1.3 \times 10^{-3}$  Па электронной пушкой с плазменным катодом при ускоряющем напряжении 30 кВ. Ток пучка был равен 20 мА. Расстояние между электронной пушкой и плитой построения составляло 630 мм.

Подача проволоки осуществлялась со скоростью 2 м/мин под углом 35° к поверхности подложки. Стратегия 3D-печати заготовок заключалась в перемещении опорной плиты относительно электронного луча по меандровой траектории с зеркально наплавленными слоями со скоростью 2.25 мм/с. Расстояние между соседними треками в пределах одного слоя составляло ~3 мм. После наплавки каждого слоя опорная плита опускалась на 3 мм.

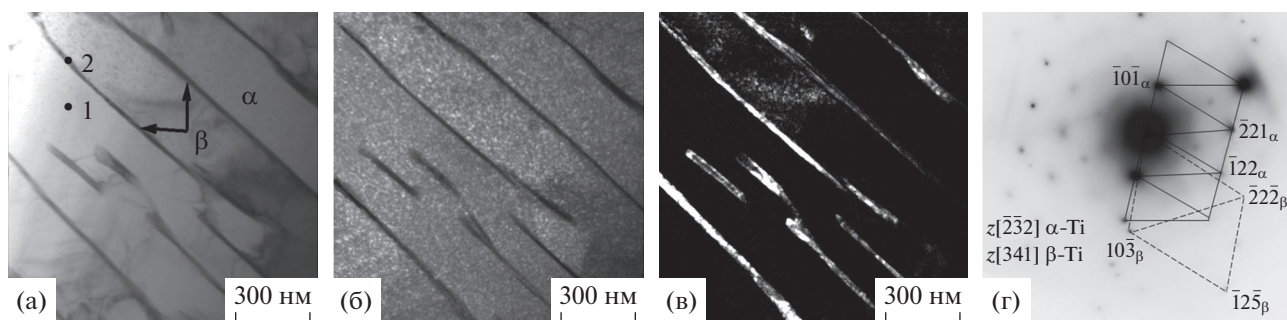
Микроструктуру 3D-напечатанных образцов Ti–6Al–4V изучали с помощью оптического микроскопа Zeiss Axiovert 40 MAT, сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Argeo S, а также методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) с использованием приставки Oxford Instruments Nordlys. *In situ* исследования эволюции микроструктуры и фазового состава образцов Ti–6Al–4V в процессе одноосного растяжения при комнатной температуре проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100, оборудованного натяжным держателем с одинарным наклоном (Gatan, model 654), а также системой для микроэнергодисперсионного анализа (OXFORD INCA Energy). Скорость перемещения подвижного захвата составляла 0.12 мм/мин. Подготовку образцов Ti–6Al–4V для ПЭМ-исследований осуществляли в несколько этапов. Из центральной части 3D-напечатанных заготовок были вырезаны образцы в форме прямоугольных пластин с размерами 11.5 мм × 2.5 мм × 0.5 мм. На установке 200 Fischione утоняли центральную область (вышлифовывали сферическое углубление) до толщины ~100 мкм. Дальнейшее утонение центральной части до появления отверстия производили с использованием системы прецизионной ионной полировки (MODEL 1051 TEM Mill) пучком ионов аргона в вакууме при напряжении 6–8 кВ и угле скольжения 5°–7°.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Вследствие высокой скорости охлаждения ванны расплава микроструктура образцов Ti–6Al–4V, полученных методом электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии, состоит из столбчатых первичных  $\beta$ -зерен, внутри которых наблюдаются рейки  $\alpha$  либо  $\alpha'$  фазы ( $\alpha/\alpha'$ -Ti), собранные в пакеты (рис. 1). Средние поперечные размеры первичных  $\beta$ -зерен и реек  $\alpha/\alpha'$ -Ti составляют 1 мм и 300 нм соответственно. Рейки  $\alpha/\alpha'$ -Ti разделены тонкими прослойками остаточной  $\beta$ -фазы толщиной 20 нм (рис. 2). Локальное содержание легирующих элементов в рейках  $\alpha/\alpha'$ -Ti и прослойках  $\beta$ -фазы, определенное методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, представлено в табл. 1.



**Рис. 1.** Оптическое (а) и СЭМ-изображения (б), а также EBSD карта (в) микроstructures недеформированного образца Ti–6Al–4V. На EBSD карте приведен стереографический треугольник с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений.



**Рис. 2.** Светлопольное (а) и темнопольные (б, в) ПЭМ-изображения, а также микроэлектроннограмма (г) микроstructures недеформированного образца Ti–6Al–4V. Темнопольные изображения получены в рефлексах  $\bar{1}0\bar{1}$  оси зоны  $[2\bar{3}2]\alpha\text{-Ti}$  (б) и  $\bar{2}2\bar{2}$  оси зоны  $[341]\beta\text{-Ti}$  (в).

При растяжении образцов Ti–6Al–4V в колонне электронного микроскопа имеет место переориентация локальных областей вблизи границ рек  $\alpha/\alpha'\text{-Ti}$  (рис. 3а, 4а). Сравнение рис. 3б, 3в показывает, что приграничные области  $\alpha/\alpha'\text{-Ti}$ , не находящиеся в отражающем положении на рис. 3б, выявляются на темнопольном ПЭМ-изображении в рефлексе  $1\bar{1}\bar{2}_{\alpha\text{-Ti}}$  (рис. 3в). Образование приграничных областей, характеризующихся малоугловой разориентацией, подтверждается тем фактом, что темнопольные ПЭМ-изображения на рис. 3б, в получены в рефлексах, принадлежащих одной оси зоны  $[1\bar{3}\bar{1}]\alpha\text{-Ti}$  (рис. 3е).

Анализ рис. 3г, 3д показал, что переориентированные области вблизи границ рек  $\alpha/\alpha'\text{-Ti}$

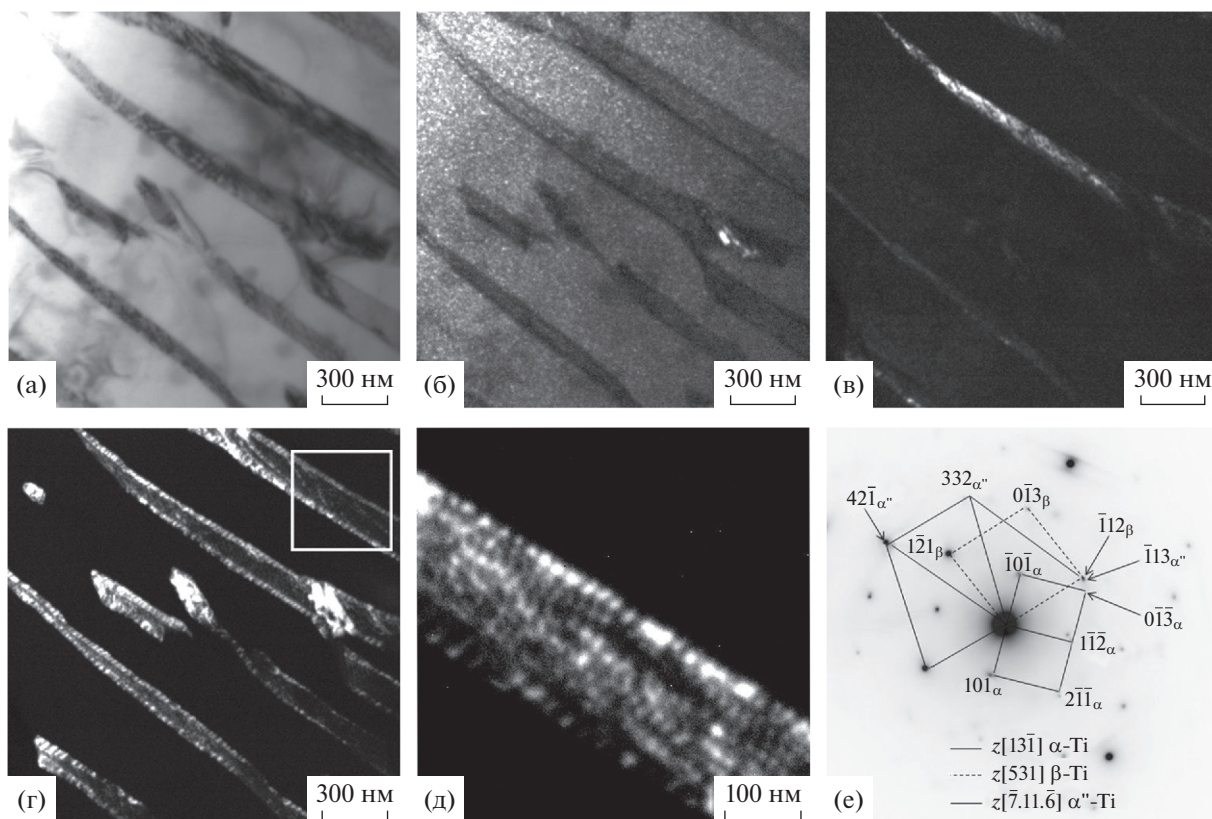
имеют полосчатый контраст, характерный для стенки краевых дислокаций. Очевидно, что дислокационные стенки возникают в  $\alpha$ -фазе как результат релаксации упругих напряжений, появляющихся на границе между  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами при одноосном растяжении. Аналогичное формирование дислокационных стенок вблизи границы  $\alpha/\beta$  наблюдалось в образцах сплава Ti–6Al–4V, как результат релаксации внутренних напряжений, возникающих в процессе закалки в воду от  $800^\circ\text{C}$  [15].

Угол разориентации  $\theta$  малоугловых границ, образованных стенкой краевых дислокаций, связан с расстоянием  $D$  между дислокациями следующим выражением [16]:

$$\theta = \mathbf{b}/D, \text{ где } \mathbf{b} \text{ – вектор Бюргерса.}$$

**Таблица 1.** Элементный состав образцов Ti–6Al–4V

Элементы	Точка 1 на рис. 2а, вес. %	Точка 2 на рис. 2а, вес. %	Точка 3 на рис. 5а, вес. %	Точка 4 на рис. 5а, вес. %	Точка 5 на рис. 5а, вес. %
Ti	88.6	75.1	82.5	79.8	86.1
Al	8.7	3.8	5.5	3.4	7.8
V	2.7	21.1	12.0	16.8	6.1



**Рис. 3.** Светлопольное (а) и темнопольные (б–д) ПЭМ-изображения, а также микроэлектронграмма (е) микроструктуры растянутого образца Ti–6Al–4V. Темнопольные изображения получены в рефлексе  $10\bar{1}$  оси зоны  $[13\bar{1}]$  α-Ti (б), в рефлексе  $1\bar{1}2$  оси зоны  $[13\bar{1}]$  α-Ti (в) и в близкорасположенных рефлексах  $\bar{1}13$  оси зоны  $[\bar{7}.11.\bar{6}]$  α''-Ti,  $0\bar{1}3$  оси зоны  $[13\bar{1}]$  α-Ti и  $\bar{1}12$  оси зоны  $[531]$  β-Ti (г, д). д – Увеличенное изображение фрагмента, выделенного на рис. 3г. Смещение подвижного захвата составляет 0.55 мм.

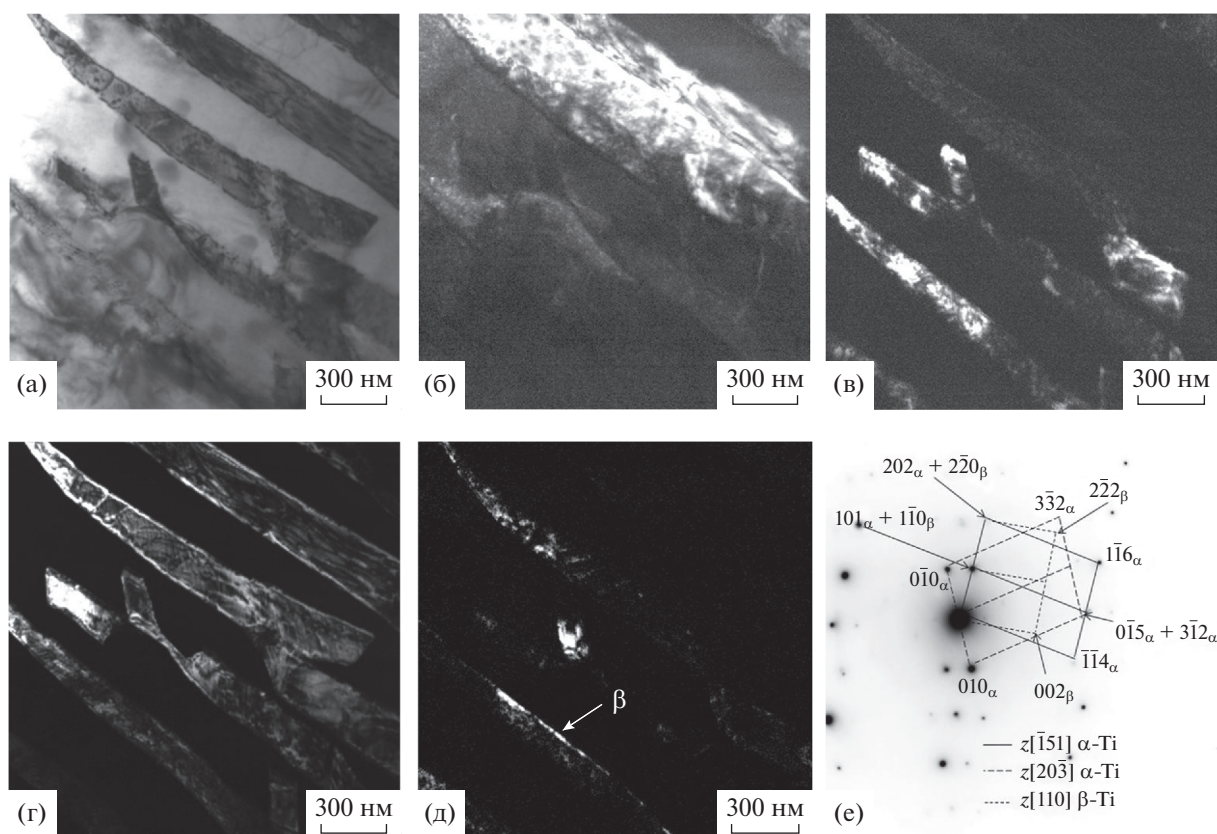
Согласно рис. 3д, среднее расстояние между дислокациями составляет 22 нм. Таким образом, угол разориентации не превышает  $1.4^\circ$ .

Необходимо отметить, что поскольку темнопольные ПЭМ-изображения на рис. 3г, 3д получены в близкорасположенных рефлексах α, α''- и β-фаз, то расположение прослойки остаточной β фазы можно выявить только при сопоставлении с изображениями реек α/α''-Ti в образцах до деформации (ср. рис. 2в и 3г). Также невозможно однозначно утверждать, присутствовала ли мартенситная α''-фаза в прослойках остаточной β-фазы недеформированного образца, либо возникла в процессе β → α''-превращения при пластической деформации.

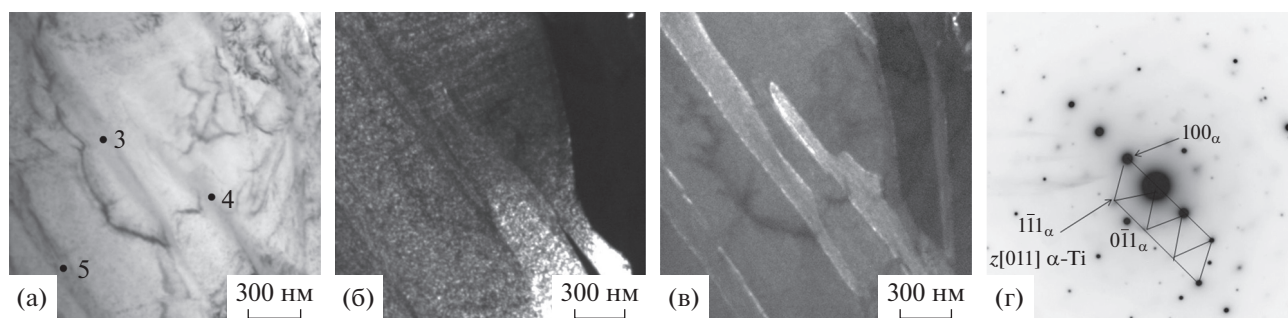
При дальнейшем нагружении ширина переориентированных областей в рейках α/α''-Ti увеличивается, а границы данных областей все больше искривляются (рис. 4). Очевидно, что с увеличением степени деформации образцов Ti–6Al–4V возрастает степень переориентации приграничных областей, в результате чего на микроэлектроно-

грамме появляются рефлексы α-Ti, принадлежащие другой оси зоны (рис. 4е). Важно отметить, что переориентированные области наблюдаются только в рефлексе  $0\bar{1}0_{\alpha-Ti}$  (рис. 4г). При этом, как видно из сравнения рис. 2в и рис. 4д, ширина прослойки остаточной β-фазы при растяжении образцов Ti–6Al–4V не изменяется.

Особенностью микроструктуры исследованных образцов Ti–6Al–4V является концентрационная неоднородность ванадия вследствие частичного распада мартенситной α' фазы в процессе 3D печати. Последнее обуславливает наличие в рейках α/α''-Ti локальных областей, в которых содержание ванадия оказывается существенно больше величины его предельной растворимости в α-фазе (2.7 вес. %). На рис. 5 представлены ПЭМ-изображения рейки α/α''-Ti, в которой уже в процессе 3D-печати (вследствие высоких остаточных напряжений [17]) возникли локальные области α'-фазы, характеризующиеся малоугловой разориентацией. В некоторых из этих разориентированных областей содержание ванадия ока-



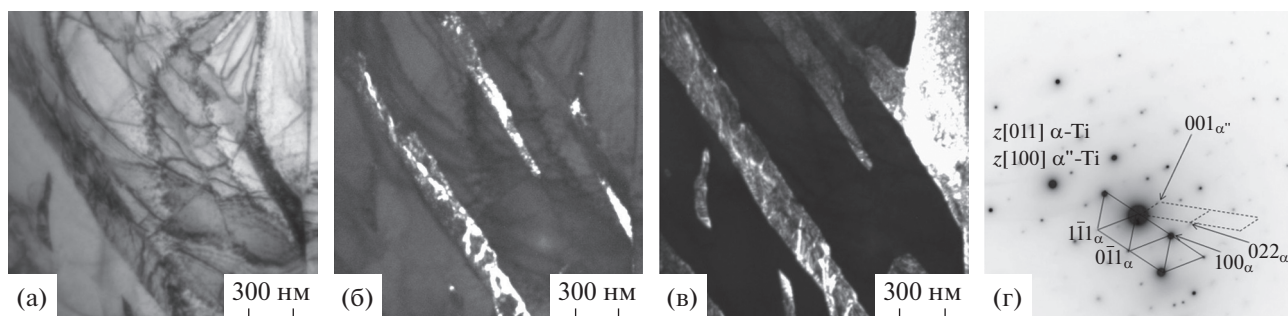
**Рис. 4.** Светлопольное (а) и темнопольные (б–д) ПЭМ-изображения, а также микроэлектронграмма (е) микроструктуры растянутого образца Ti–6Al–4V. Темнопольные изображения получены в близкорасположенных рефлексах  $0\bar{1}5$  оси зоны  $[\bar{1}51]_{\alpha-Ti}$  и  $3\bar{1}2$  оси зоны  $[20\bar{3}]_{\alpha-Ti}$  (б), в рефлексе  $1\bar{1}6$  оси зоны  $[\bar{1}51]_{\alpha-Ti}$  (в), в рефлексе  $0\bar{1}0$  оси зоны  $[20\bar{3}]_{\alpha-Ti}$  (г), а также в близкорасположенных рефлексах  $202$  оси зоны  $[\bar{1}51]_{\alpha-Ti}$  и  $2\bar{2}0$  оси зоны  $[110]_{\beta-Ti}$  (д). Смещение подвижного захвата составляет 0.91 мм.



**Рис. 5.** Светлопольное (а) и темнопольные (б, в) ПЭМ-изображения, а также микроэлектронграмма (г) микроструктуры недеформированного образца Ti–6Al–4V. Темнопольные изображения получены в рефлексе  $100$  (б) и рефлексе  $1\bar{1}1$  оси зоны  $[011]_{\alpha-Ti}$  (в).

зывается достаточно высоким (табл. 1). Сравнительный анализ рис. 5 и 6 свидетельствует о том, что при последующем одноосном растяжении в переориентированных областях решетки  $\alpha/\alpha'-Ti$ , в местах, обогащенных ванадием, может образовываться нанокристаллическая орторомбическая  $\alpha''$ -фаза.

Как правило, мартенситная  $\alpha''$ -фаза образуется при закалке высоколегированных титановых сплавов. Ее появление обусловлено высокой концентрацией  $\beta$ -стабилизирующих элементов (Mo, V, Nb и др.), которые изменяют электронную конфигурацию атомов титана и приводят к сильному искажению ОЦК-решетки, в результате



**Рис. 6.** Светлопольное (а) и темнопольные (б, в) ПЭМ-изображения, а также микроэлектронграмма (г) микроструктуры растянутого образца Ti–6Al–4V. Темнопольные изображения получены в рефлексе 022 оси зоны [100]α''-Ti (б) и рефлексе 1  $\bar{1}$ 1 оси зоны [011]α-Ti (в). Смещение подвижного захвата составляет 0.91 мм.

которого кубическая структура метастабильного β-твердого раствора трансформируется в орторомбическую [6, 18]. Тем не менее в образцах двухфазного α + β-титанового сплава Ti–6Al–4V, полученных методом аддитивных технологий, α'' фаза наблюдается достаточно часто [3–5, 19–22]. Согласно [23], α' → α''-фазовое превращение в системе Ti–V является энергетически выгодным при концентрации ванадия в диапазоне от 5.3 до 12.6 вес. %. Локальные области со столь высоким содержанием ванадия могут образовываться в образцах 3D-напечатанных сплавов Ti–6Al–4V в результате частичного распада мартенситной α'-фазы.

Известно, что полный распад мартенситной α' фазы в титановом сплаве Ti–6Al–4V происходит при выдержке при температуре 700°C в течение 30 мин [24]. При селективном лазерном спекании тонкого слоя титанового порошка скорость охлаждения ванны расплава оказывается чрезвычайно высокой (10<sup>5</sup>–10<sup>8</sup> К/с) [5]. Соответственно в таких образцах частичный распад α' фазы с образованием α''-фазы наблюдается только после их термической обработки [4, 5, 19]. В свою очередь, при электронно-лучевом плавлении титановой проволоки размер ванны расплава оказывается существенно больше, а скорость ее охлаждения существенно ниже (10<sup>3</sup> К/с [21]). Можно ожидать, что в исследованных образцах Ti–6Al–4V, испытавших многократные циклы нагрева–охлаждения в процессе послойного роста, уже произошел частичный распад α'-фазы, обуславливающий появление локальных областей с высоким содержанием легирующих элементов.

Согласно нашим предыдущим исследованиям, мартенситная α''-фаза наиболее часто образуется в образцах Ti–6Al–4V, полученных методом электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии при водяном охлаждении плиты построения [21]. Важно отметить, что при этом величина микроискажений в кристаллической решетке α/α'-Ti более чем в 2 раза превышает микроискаже-

ния в образцах, полученных без принудительного охлаждения. Можно полагать, что именно в областях высокой локальной кривизны ГПУ-решетка теряет устойчивость, трансформируясь в орторомбическую α''-фазу [22].

На светлопольном ПЭМ-изображении деформированных образцов Ti–6Al–4V присутствует большое количество экстинкционных контуров (рис. 6а). Последнее свидетельствует о том, что в процессе одноосного растяжения имеет место сильное искажение кристаллической решетки рек α/α'-Ti, возникающее в результате совместной деформации соседних рек. Очевидно, что пластическая деформация является дополнительной движущей силой, приводящей к α' → α''-фазовому превращению в локальных областях рек α/α'-Ti с высоким содержанием ванадия.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Характерной особенностью микроструктуры образцов титанового сплава Ti–6Al–4V, полученных методом электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии, является образование столчатых первичных β-зерен, внутри которых наблюдаются рейки α/α'-Ti, собранные в пакеты и разделенные прослойками остаточной β-фазы, а также концентрационная неоднородность легирующих элементов. В процессе одноосного растяжения происходит переориентация кристаллической решетки в рейках α/α'-Ti вблизи межфазных границ за счет образования стенки краевых дислокаций. В переориентированных областях решетки α/α'-Ti в местах, обогащенных ванадием, могут развиваться индуцированные деформацией α' → α''-превращения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 21-19-00795). Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП “Нанотех” ИФПМ СО РАН и ЦКП НОИЦ НМНТ ТПУ.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S.* The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing // *Int. Mater. Rev.* 2016. V. 61. P. 315–360.
2. *Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C.* Additive manufacturing of metals // *Acta Mater.* 2016. V. 117. P. 371–392.
3. *Murr L.E., Quinones S.A., Gaytan S.M., Lopez M.I., Rodela A., Martinez E.Y., Hernandez D.H., Martinez E., Medina F., Wicker R.B.* Microstructure and mechanical behavior of Ti–6Al–4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications // *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 2009. V. 2. P. 20–32.
4. *Казанцева Н.В., Крахмалев П.В., Ядройцева И.А., Ядройцев И.А.* Лазерная аддитивная 3D-печать титановых сплавов: современное состояние, проблемы, тенденции // *ФММ.* 2021. Т. 122. № 1. С. 8–30.
5. *Jaber H., Kónya J., Kulcsár K., Kovács T.* Effects of Annealing and Solution Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti6Al4V Manufactured by Selective Laser Melting // *Materials.* 2022. V. 15. P. 1978.
6. *Niessen F., Pereloma E.* A Review of In Situ Observations of Deformation-Induced  $\beta \leftrightarrow \alpha'$  Martensite Transformations in Metastable  $\beta$  Ti Alloys // *Adv. Eng. Mater.* 2022. V. 24. P. 2200281.
7. *Duerig T.W., Albrecht J., Richter D., Fischer P.* Formation and reversion of stress induced martensite in Ti–10V–2Fe–3Al // *Acta Metall.* 1982. V. 30. P. 2161–2172.
8. *Yao T., Du K., Hao Y., Li S., Yang R., Ye H.* In-situ observation of deformation-induced  $\alpha'$  phase transformation in a  $\beta$ -titanium alloy // *Mater. Lett.* 2016. V. 182. P. 281–284.
9. *Chen W., Yang Sh., Lin Y.C., Shi S., Chen C., Zhang X., Zhou K.* Cyclic deformation responses in  $\alpha$ -phase of a lamellar near  $\beta$ -Ti alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2020. V. 796. P. 139994.
10. *Панин А.В., Казаченок М.С., Перевалова О.Б., Синякова Е.А., Круковский К.В., Мартынов С.А.* Многоуровневые механизмы деформационного поведения технического титана и сплава Ti–6Al–4V, подвергнутых обработке высокочастотными электронными пучками // *Физ. мезомех.* 2018. Т. 21. № 4. С. 45–56.
11. *Sinyakova E.A., Panin A.V., Perevalova O.B., Shugurov A.R., Kalashnikov M.P., Teresov A.D.* The effect of phase transformations on the elastic recovery of pulsed electron beam irradiated Ti–6Al–4V titanium alloy during scratching // *J. Alloys Compd.* 2019. V. 795. P. 275–283.
12. *Panin A., Dmitriev A., Nikonov A., Perevalova O., Kazantseva Bakulin L., A., Kulkova S.* Transformations of the microstructure and phase compositions of titanium alloys during ultrasonic impact treatment. Part II: Ti–6Al–4V Titanium Alloy // *Metals.* 2022. V. 12. P. 732.
13. *Sofinowski K., Šmíd M., Kuběna I., Vivès S., Casati N., Godet S., Van Swygenhoven H.* In situ characterization of a high work hardening Ti–6Al–4V prepared by electron beam melting // *J. Mater. Sci.* 2019. V. 179. P. 224–236.
14. *Shugurov A., Panin A., Kazachenok M., Kazantseva L., Martynov S., Bakulin A., Kulkova S.* Deformation behavior of wrought and EBAM Ti–6Al–4V under scratch testing // *Metals.* 2021. V. 11. P. 1882.
15. *Cabibbo M., Zhrebtsov S., Mironov S., Salishchev G.* Loss of coherency and interphase  $\alpha/\beta$  angular deviation from the Burgers orientation relationship in a Ti–6Al–4V alloy compressed at 800°C // *J. Mater. Sci.* 2003. V. 48. P. 1100–1110.
16. *Грaбский М.В.* Структура границ зерен в металлах. Москва, Металлургия, 1972. 160 с.
17. *Панин А.В., Казаченок М.С., Казанцева Л.А., Мартынов С.А., Панина А.А., Лобова Т.А.* Микроструктура и фазовый состав титановых сплавов ВТ1-0, ВТ6 и ВТ14, полученных методом электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования.* 2022. Т. 11. С. 63–72.
18. *Мотыка М.* Martensite Formation and Decomposition during Traditional and AM Processing of Two-Phase Titanium Alloys – An Overview // *Metals.* 2021. V. 11. P. 481.
19. *Wu S.Q., Lu Y.J., Gan Y.L., Huang T.T., Zhao C.Q., Lin J.J., Guo S., Lin J.X.* Microstructural evolution and microhardness of a selective-laser-melted Ti–6Al–4V alloy after post heat treatments // *J. Alloys Compd.* 2016. V. 672. P. 643–652.
20. *Pushilina N., Panin A., Syrtanov M., Kashkarov E., Kudiarov V., Perevalova O., Laptev R., Lider A., Koptuyug A.* Hydrogen-induced phase transformation and microstructure evolution for Ti–6Al–4V parts produced by electron beam melting // *Metals.* 2018. V. 8. P. 301.
21. *Panin A., Martynov S., Kazachenok M., Kazantseva L., Bakulin A., Kulkova S., Perevalova O., Sklyarova E.* Effects of Water Cooling on the Microstructure of Electron Beam Additive-Manufactured Ti–6Al–4V // *Metals.* 2021. V. 11. P. 1742.
22. *Панин В.Е., Панин А.В., Перевалова О.Б., Шулепов И.А., Власов И.В.* Влияние кривизны кристаллической решетки на иерархию масштабов деформационных дефектов и характер пластического течения металлических материалов // *Физ. мезомех.* 2020. Т. 23. № 4. P. 5–12.
23. *Добромислов А.В., Талуц Н.И.* Структура циркония и его сплавов // *УрО РАН, Екатеринбург.* 1997. 228 с.
24. *Zeng L., Bieler T.R.* Effects of working, heat treatment, and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of  $\alpha$ ,  $\alpha'$ ,  $\alpha''$  and  $\beta$  phases in Ti–6Al–4V wire // *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. V. 392. P. 403–414.