

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^{a, b, *}, М. С. Казаченок^a, Л. А. Казанцева^{a, c},
О. Б. Перевалова^a, С. А. Мартынов^a

^aИнститут физики прочности и материаловедения СО РАН, просп. Академический, 2/4, Томск, 634055 Россия

^bНациональный исследовательский Томский политехнический университет, просп. Ленина, 30, Томск, 634050 Россия

^cТомский 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 $\alpha' \rightarrow \alpha''$ -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.

Индукцированные 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 $\sim 3\%$, 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 α -фазы, однако при увеличении количества циклов внутри пластин α -фазы выделяются дисперсные частицы α'' -фазы.

В α -титановых сплавах развитие индуцированных деформацией $\alpha' \rightarrow \alpha''$ -превращений наблюдалось только в высоконеравновесных поверхностных слоях образцов технического титана BT1-0, подвергнутых предварительному облучению непрерывными электронными пучками и последующему одноосному растяжению [10]. В $\alpha + \beta$ -титановых сплавах образование α'' -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 α'' -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 α'' -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 α' -фазы в процессе 3D-печати, является причиной формирования мартенситной фазы α'' -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 1.3×10^{-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) Arpeo 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 β -зерен, внутри которых наблюдаются рейки α либо α' фазы (α/α' -Ti), собранные в пакеты (рис. 1). Средние поперечные размеры первичных β -зерен и реек α/α' -Ti составляют 1 мм и 300 нм соответственно. Рейки α/α' -Ti разделены тонкими прослойками остаточной β -фазы толщиной 20 нм (рис. 2). Локальное содержание легирующих элементов в рейках α/α' -Ti и прослойках β -фазы, определенное методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, представлено в табл. 1.

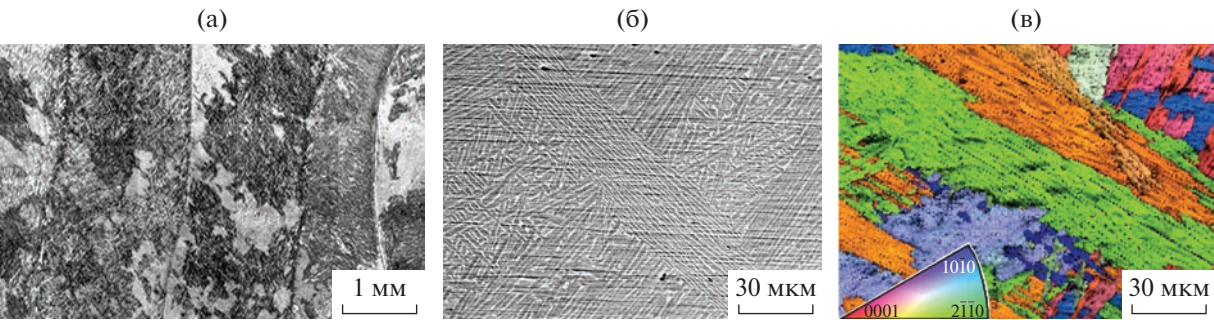


Рис. 1. Оптическое (а) и СЭМ-изображения (б), а также EBSD карта (в) микроstructures недеформированного образца Ti–6Al–4V. На EBSD карте приведен стереографический треугольник с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений.

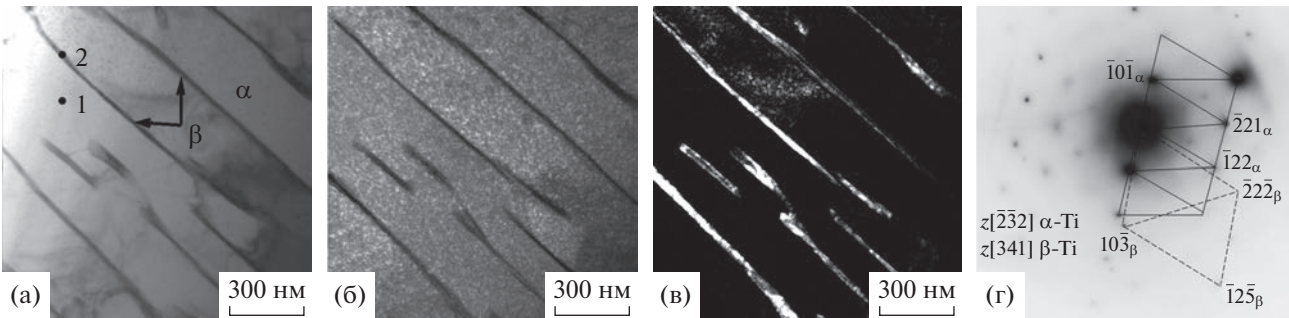


Рис. 2. Светлопольное (а) и темнопольные (б, в) ПЭМ-изображения, а также микроэлектронграмма (г) микроstructures недеформированного образца Ti–6Al–4V. Темнопольные изображения получены в рефlekсах $\bar{1}0\bar{1}$ оси зоны $[2\bar{3}2]\alpha\text{-Ti}$ (б) и $\bar{2}2\bar{2}$ оси зоны $[341]\beta\text{-Ti}$ (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 рефlekсах, принадлежащих одной оси зоны $[13\bar{1}]\alpha\text{-Ti}$ (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 α -фазе как результат релаксации упругих напряжений, появляющихся на границе между α - и β -фазами при одноосном растяжении. Аналогичное формирование дислокационных стенок вблизи границы α/β наблюдалось в образцах сплава Ti–6Al–4V, как результат релаксации внутренних напряжений, возникающих в процессе закалки в воду от 800°С [15].

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

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

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

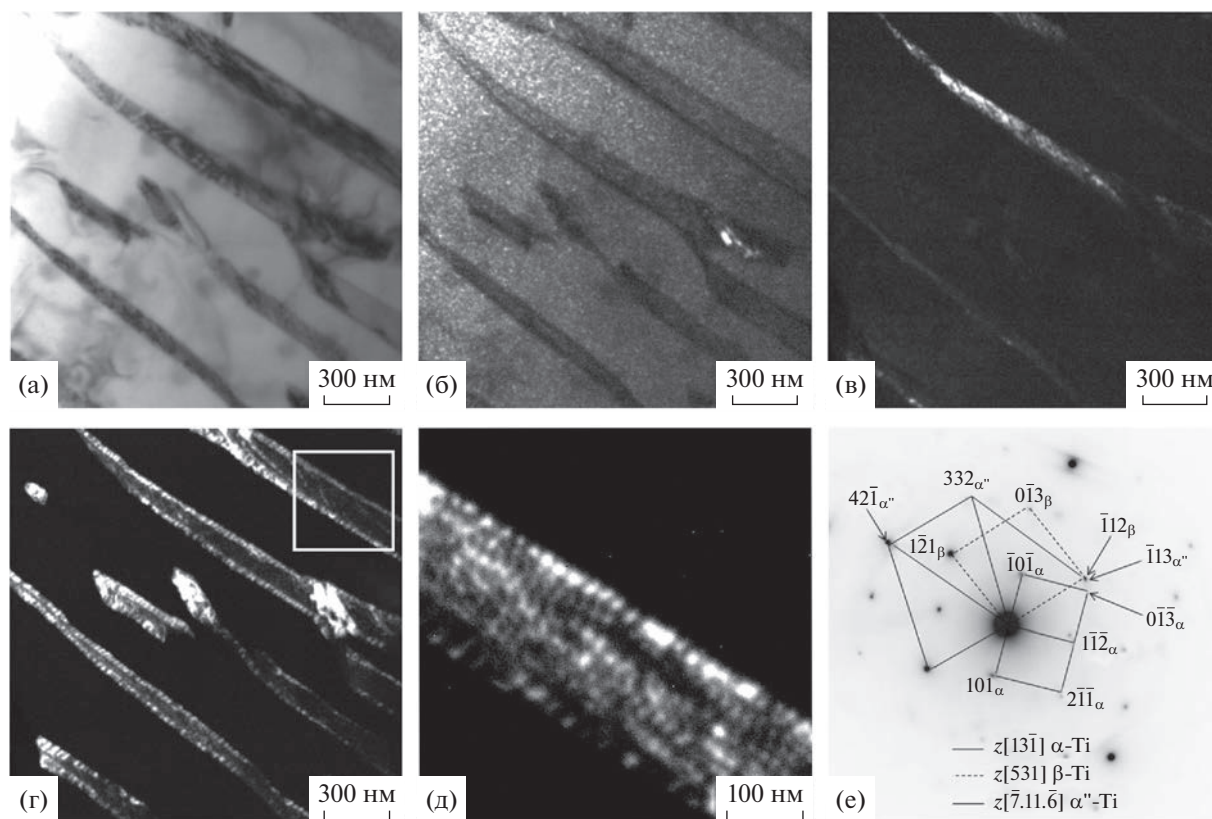


Рис. 3. Светлопольное (а) и темнопольные (б–д) ПЭМ-изображения, а также микроэлектронограмма (е) микроструктуры растянутого образца Ti–6Al–4V. Темнопольные изображения получены в рефлексе $\bar{1}0\bar{1}$ оси зоны $[13\bar{1}] \alpha\text{-Ti}$ (б), в рефлексе $\bar{1}\bar{1}2$ оси зоны $[13\bar{1}] \alpha\text{-Ti}$ (в) и в близкорасположенных рефлексах $\bar{1}13$ оси зоны $[\bar{7}.11.\bar{6}] \alpha'\text{-Ti}$, $0\bar{1}3$ оси зоны $[13\bar{1}] \alpha\text{-Ti}$ и $\bar{1}12$ оси зоны $[531] \beta\text{-Ti}$ (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° .

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 $\alpha/\alpha'\text{-Ti}$ 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 $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения при пластической деформации.

При дальнейшем нагружении ширина переориентированных областей в рейках $\alpha/\alpha'\text{-Ti}$ 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 $\alpha\text{-Ti}$, принадлежащие другой оси зоны (рис. 4е). Важно отметить, что переориентированные области наблюдаются только в рефлексе $0\bar{1}0_{\alpha\text{-Ti}}$ (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 $\alpha/\alpha'\text{-Ti}$ 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 $\alpha/\alpha'\text{-Ti}$, 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-

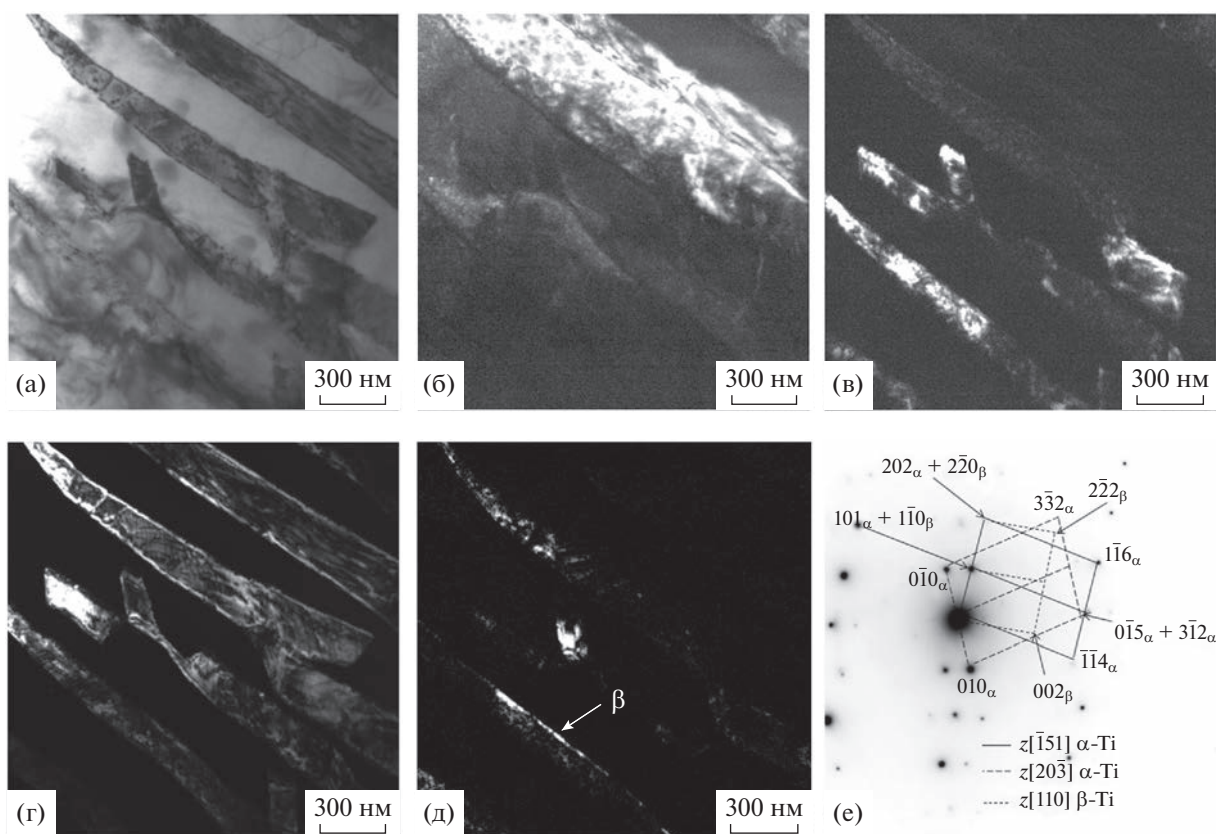


Рис. 4. Светлопольное (а) и темнопольные (б–д) ПЭМ-изображения, а также микроэлектронограмма (е) микроструктуры растянутого образца Ti–6Al–4V. Темнопольные изображения получены в близкорасположенных рефлексах $0\bar{1}5$ оси зоны $[\bar{1}51] \alpha\text{-Ti}$ и $3\bar{1}2$ оси зоны $[20\bar{3}] \alpha\text{-Ti}$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

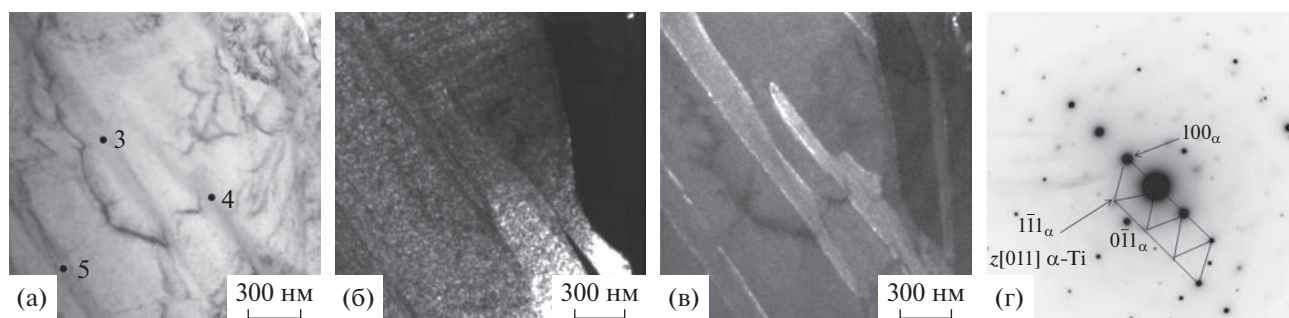


Рис. 5. Светлопольное (а) и темнопольные (б, в) ПЭМ-изображения, а также микроэлектронограмма (г) микроструктуры недеформированного образца Ti–6Al–4V. Темнопольные изображения получены в рефлексе 100 (б) и рефлексе $1\bar{1}1$ оси зоны $[011] \alpha\text{-Ti}$ (в).

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

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

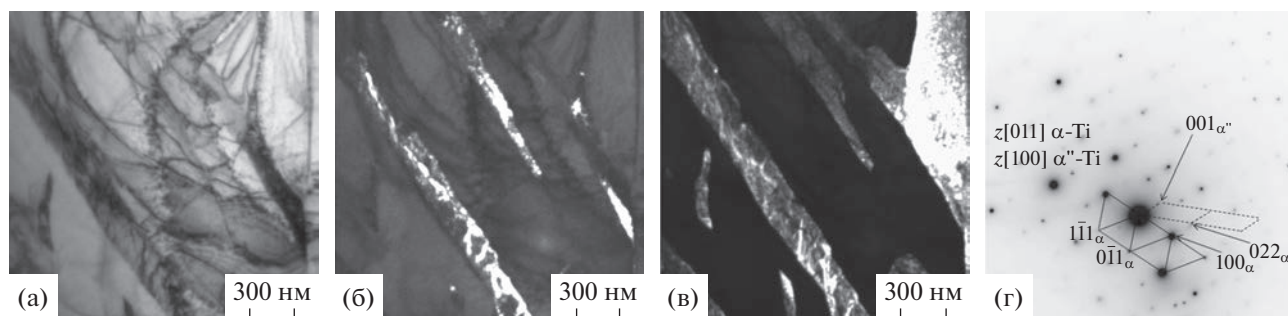


Рис. 6. Светлопольное (а) и темнопольные (б, в) ПЭМ-изображения, а также микроэлектронограмма (г) микроструктуры растянутого образца Ti–6Al–4V. Темнопольные изображения получены в рефлексе 022 оси зоны [100] α'' -Ti (б) и рефлекс $1\bar{1}1$ оси зоны [011] α -Ti (в). Смещение подвижного захвата составляет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

которого кубическая структура метастабильного β -твердого раствора трансформируется в орторомбическую [6, 18]. Тем не менее в образцах двухфазного $\alpha + \beta$ -титанового сплава Ti–6Al–4V, полученных методом аддитивных технологий, α'' фаза наблюдается достаточно часто [3–5, 19–22]. Согласно [23], $\alpha' \rightarrow \alpha''$ -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 (10^5 – 10^8 K/c) [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 (10^3 K/c [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. ба). 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 $\alpha' \rightarrow \alpha''$ -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 столбчатых 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 $\alpha' \rightarrow \alpha''$ -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 β 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–IOV–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 α'' phase transformation in a β -titanium alloy // *Mater. Lett.* 2016. V. 182. P. 281–284.
9. *Chen W., Yang Sh., Lin Y.C., Shi S., Chen C., Zhang X., Zhoul K.* Cyclic deformation responses in α -phase of a lamellar near β -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., Zharebtsov S., Mironov S., Salishchev G.* Loss of coherency and interphase α/β 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. *Габский 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 BT1-0, BT6 и BT14, полученных методом электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования.* 2022. Т. 11. С. 63–72.
18. *Motyka M.* 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., Koptug 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 α , α' , α'' and β phases in Ti–6Al–4V wire // *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. V. 392. P. 403–414.