ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2020, том 121, № 2, с. 157–164

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295:537.533.9

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПАРАМЕТРОВ ТВЕРДОГО РАСТВОРА НА ОСНОВЕ α-Ti В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ СПЛАВА Ti–6Al–4V, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

© 2020 г. О. Б. Перевалова[a, *], А. В. Панин[a, b], Е. А. Синякова[a]

[a] *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055 Россия*

[b] *Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, Томск, 634050 Россия*

**e-mail: perevalova52@mail.ru*

Поступила в редакцию 17.04.2019 г.
После доработки 10.09.2019 г.
Принята к публикации 17.09.2019 г.

Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии исследованы микроструктура, фазовый состав и параметры твердого раствора на основе α-Ti в сплаве Ti–6Al–4V, обработанном импульсным и непрерывным электронными пучками с плотностью энергии, равной 18–24 и 450 Дж/см^2 соответственно. В исходном состоянии двухфазный (α + β) сплав имел поликристаллическую структуру с равноосными зернами α-фазы и зернами β фазы, расположенными в стыках или по границам зерен α-фазы. После обработки электронными пучками в поверхностном слое, испытавшем плавление, образуется α'-мартенсит с пластинчатой структурой, который затем испытывает фазовое превращение α' → α + α" + β. В α-фазе сохраняется пластинчатая структура, унаследованная от α'-мартенсита. β-фаза располагается по границам пластинчатых зерен α-фазы, α"-фаза – как в β-фазе, так и внутри пластинчатых зерен α-фазы. Обнаружено, что чем больше суммарная объемная доля фаз β и α", тем больше параметры решетки α-Ti, их отношение *c/a* и меньше полные среднеквадратичные смещения атомов в направлении 101 в фазе α-Ti. Уменьшение полных среднеквадратичных смещений в фазе α-Ti обусловлено диффузией атомов ванадия в β-фазу. С увеличением плотности энергии электронного пучка и, соответственно, с уменьшением скорости охлаждения расплавляемого поверхностного слоя суммарная объемная доля фаз β и α" увеличивается и достигает 6%.

Ключевые слова: титановый сплав Ti–6Al–4V, электронно-пучковая обработка, рентгеноструктурный анализ, просвечивающая и растровая электронная микроскопия, фазовый состав, микроструктура, полные среднеквадратичные смещения атомов

DOI: 10.31857/S001532302002014X

ВВЕДЕНИЕ

Применение электронных пучков для обработки титана и его сплавов обусловлено возможностью уменьшения шероховатости их поверхности [1, 2], улучшения коррозионных свойств и повышения микротвердости [3, 4]. Кристаллодинамика ОЦК-ГПУ-мартенситного превращения подробно описана в работах [5, 6]. В техническом титане в поверхностных слоях, испытывающих плавление при обработке, изменяется микроструктура основной α-фазы. Вследствие высокой скорости охлаждения морфология α-фаза становится пластинчатой, унаследованной от α'-мартенсита. Внутри пластинчатых зерен α-фазы наблюдаются дислокации и двойниковые границы [7, 8]. После обработки в поверхностном слое возникают упругие макронапряжения растяжения [2, 8]. При увеличении плотности энергии пучка от 18 до 24 Дж/см^2 увеличивается толщина проплавляемого слоя от 10 до 20 мкм соответственно. В сплаве Ti–6Al–4V, как и в техническом титане, после обработки электронным пучком образуется пластинчатая микроструктура α-фазы, унаследованная от α'-мартенсита [9–12]. Некоторые авторы отмечают изменение фазового состава сплава Ti–6Al–4V после обработки, в частности, исчезновение фазы β-Ti [10] и появление α"-мартенсита [11]. В слое, испытавшем плавление, возникает текстура [11, 12]. В процессе электронно-пучковой обработки можно варьировать толщину проплавленного слоя и скорость его охлаждения [2, 8], и, следовательно, эффективно управлять

Таблица 1. Параметры кристаллической решетки фазы α-Ti (a и c) и их отношение (c/a) в чистом титане (1) и в исходном состоянии сплава Ti–6Al–4V (2), полное среднеквадратичное смещение атомов ($\sqrt{\langle u^2\rangle}$) в направлениях 002 и 101

№	Параметры решетки, нм				$\sqrt{\langle u^2\rangle}$, нм
	a	c	c/a	002	101
1 [17]	0.2959	0.4689	1.585		
2	0.2937	0.4660	1.587	0.01	0.02

механическими и трибологическими свойствами титановых сплавов. Тем не менее в настоящее время остается слабо изученным вопрос о влиянии режима электронно-пучковой обработки на фазовый состав в модифицированном поверхностном слое сплава Ti–6Al–4V. В связи с этим в настоящей работе поставлена задача исследовать влияние плотности энергии электронного пучка и скорости охлаждения расплавляемого слоя на микроструктуру, фазовый состав и параметры твердого раствора на основе α-фазы этого слоя.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования был титановый сплав Ti–6Al–4V (в вес. % 5.95 Al, 4.37 V, 0.02 Si, 89.66 Ti) в состоянии поставки и после обработки электронными пучками. Образцы имели форму пластин размером 20 × 40 × 2 мм. Обработку проводили как импульсным, так и непрерывным пучками. Обработку импульсным пучком проводили на установке “SOLO” (ИСЭ СО РАН, Томск) [13] с одной стороны образца тремя импульсами с длительностью 50 мкс и частотой следования импульсов 0.3 $с^{-1}$. Плотность энергии пучка составляла 18 и 24 Дж/см^2. Обработка происходила в атмосфере инертного газа аргона при остаточном давлении 0.02 Па. На установке 6Е400 (ООО “НПК ТЭТа”, Томск) [14] в вакууме проводили обработку непрерывным электронным пучком в режиме сканирования поверхности. Электронный пучок диаметром 0.5 мм был развернут в линию длиной 27 мм. Частота развертки электронного пучка составляла 100 Гц. В процессе обработки титановые пластины перемещались относительно электронного пучка со скоростью 20 мм/с. Сила тока при обработке составляла 60 мА, что соответствует плотности энергии 450 Дж/см^2. Проводилась как однократная (один проход луча, $N = 1$) так и двукратная обработка (с повторным проходом луча, $N = 2$).

Рентгеноструктурные исследования (РСА) осуществляли на дифрактометре ДРОН-7 в Cu K_α-излучении, определяли фазовый состав, объемную долю вторых фаз (β-Ti + α"-Ti), параметры кристаллической решетки фазы α-Ti и полные среднеквадратичные смещения атомов $\langle u^2\rangle$ в фазе α-Ti [15]. Оценку полного среднеквадратичного смещения $\langle u^2\rangle$ проводили с учетом соотношения интенсивностей рентгеновских отражений разных порядков от одной и той же плоскости hkl, а именно, 002 и 004, 101 и 202 [15]. Для оценки среднеквадратичного смещения атомов $\langle u^2\rangle$ в ГПУ-решетке α-Ti использовали соотношение, полученное для $\langle u^2\rangle$ в простой кубической решетке с одним атомом на ячейку Браве в рамках модели независимого гармонического осциллятора [15]. В [16] было показано, что величина смещения, а именно, корень квадратный из полного среднеквадратичного смещения ($\sqrt{\langle u^2\rangle}$) пропорциональна числу атомов, приходящихся на одну ячейку Браве. Тогда для ГПУ решетки, в которой на ячейку Браве приходится 2 атома, значение $\sqrt{\langle u^2\rangle}$ следует разделить на 2. Изменение полного среднеквадратичного смещения атомов в сплавах при разной концентрации легирующего элемента и при одинаковой температуре рентгеновской съемки обусловлено изменением статической составляющей [17].

Методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе JEM-2100 исследовали микроструктуру поверхностных слоев и их фазовый состав. Для идентификации фаз и определения их морфологии использовали темнопольную методику. Фольги утонялись методом ионного травления на установке ION-SLICER EM-09100IS при напряжении 6–8 кВ и угле скольжения 2–4 град в вакууме. Использовался пучок ионов аргона.

Микроструктуру поверхности обработанных образцов исследовали на растровом электронном микроскопе EVO 50 (РЭМ).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В исходном состоянии сплав Ti–6Al–4V является двухфазным (α + β). На дифрактограмме (рис. 1а) присутствуют сильные пики α-Ti. Пик 110 β-Ti находится между пиками 002 и 101 α-Ti. Объемная доля β-Ti составляет 5 об. %. В фазе α-Ti смещения атомов $\sqrt{\langle u^2\rangle_{002}}$ вдвое меньше смещений $\sqrt{\langle u^2\rangle_{101}}$ (табл. 1). Параметры кристаллической решетки фазы α-Ti в исследуемом сплаве меньше, чем параметры чистого α-Ti, тем не менее отношения параметров c/a имеют близкие значения (табл. 1). Это свидетельствует о том, что кристаллическая решетка α-фазы в исходном со-

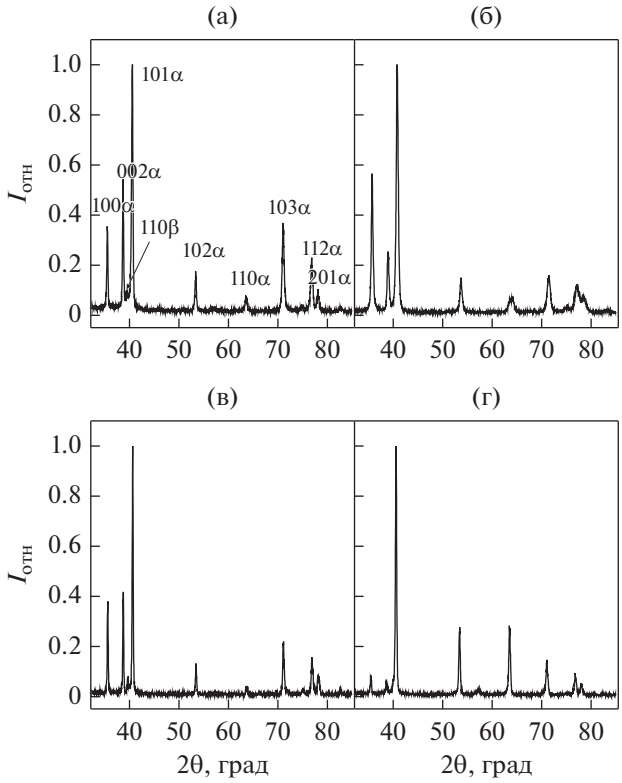

Рис. 1. Участки дифрактограмм образцов сплава Ti–6Al–4V в исходном состоянии (а) и после обработки импульсным с плотностью энергии 24 Дж/см^2 (б) и непрерывным с плотностью энергии 450 Дж/см^2 электронными пучками (в, г) с однократным ($N = 1$) (в) и двухкратным ($N = 2$) проходом луча (г).

стоянии сплава Ti–6Al–4V не искажена. Уменьшение параметров решетки фазы α-Ti по сравнению с параметрами решетки чистого титана также обнаружено в сплаве Ti–6Al–4V [18], а в сплавах системы Ti–V – при увеличении концентрации ванадия [19], что обусловлено размерным фактором, так как атомные радиусы алюминия и ванадия меньше, чем атомный радиус титана.

Сплав Ti–6Al–4V до обработки электронным пучком находился в поликристаллическом состоянии со средним размером зерна в α-фазе, равным 2 мкм. На рис. 2 видно, что в стыке зерен α-фазы находится зерно β-фазы. Средний размер зерен β-фазы составляет 0.3 мкм. После обработки равноосные зерна α-Ti наследуют форму и размеры первичных β-зерен, образовавшихся в результате быстрой кристаллизации из расплава (рис. 3). Увеличивается их средний размер по сравнению с размером α-зерен в исходном состоянии (табл. 2). Внутри этих зерен наблюдается пластинчатая структура (рис. 3), которая, как будет показано методами ПЭМ, обусловлена наличием игольчатого α'-мартенсита, образовавшегося при быстром охлаждении. Как и в образцах технического титана, подвергнутых электронно-пучковой обработке, границы зерен в игольчатом мартенсите являются большеугловыми [7, 8]. Значительное увеличение среднего размера равноосных зерен α-фазы при плотности энергии, равной 450 Дж/см^2, свидетельствует о том, что скорость охлаждения при данной плотности энергии меньше, чем при плотности энергии, равной 18–24 Дж/см^2. Для оценки скорости охлаждения авторы [2, 4, 20] использовали размер первичного β-зерна в поверхностном слое. В табл. 2 приведены оценочные значения скорости охлаждения расплавляемого при обработке слоя, полученные по формуле, предложенной в [4]. Уменьшение скорости охлаждения в образцах, обработанных непрерывным пучком с плотностью энергии 450 Дж/см^2, обусловлено тем, что

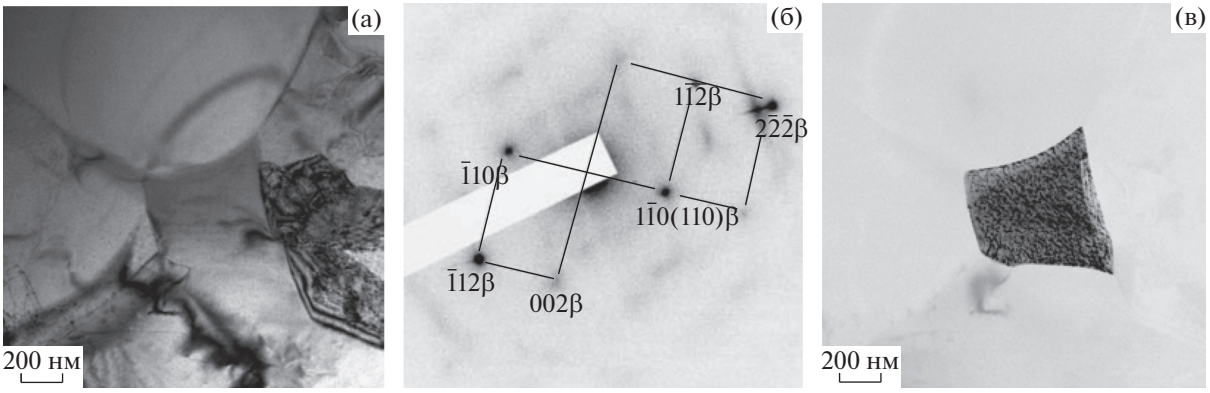

Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава Ti–6Al–4V в исходном состоянии (а–в): а – светлое поле, б – микродифракционная картина, в – темное поле в рефлексе $1\,\bar{1}\,\bar{2}$, принадлежащем плоскости обратной решетки (110) β-Ti.

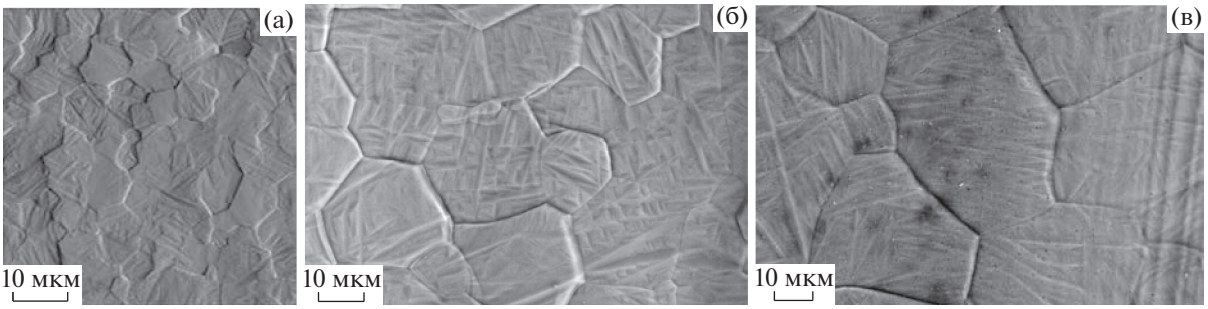

Рис. 3. Изображения зеренной структуры, полученные методом растровой электронной микроскопии, на поверхности образцов титанового сплава Ti–6Al–4V, обработанных электронным пучком с плотностью энергии 24 Дж/см^2 (а) и 450 Дж/см^2 (б, в): б – $N = 1$, в – $N = 2$.

как толщина поверхностного слоя, испытавшего плавление, так и толщина зоны термического влияния, расположенной под расплавляемым слоем, больше, чем в случае плотности энергии, равной 18 или 24 Дж/см^2 (табл. 2). Об изменениях в зеренной структуре, обусловленных кристаллизацией из расплава, рекристаллизацией в β-фазе и образованием α'-мартенсита при закалке, также свидетельствуют изменения в соотношении интенсивностей рентгеновских пиков α-Ti (рис. 1б–1г). Наибольшие изменения в соотношении интенсивностей пиков α-Ti произошли после обработки пучком с плотностью энергии 450 Дж/см^2 ($N = 2$) (рис. 1г). Это состояние характеризуется наибольшим первичным β-зерном (табл. 2). Помимо соотношения интенсивностей пиков основной фазы, после обработки пучком отмечается изменение интенсивности пика 110 β– Ti (рис. 1б, 1в). При обработке пучком с плотностью энергии 24 Дж/см^2 происходит ее уменьшение (рис. 1б).

Таблица 2. Средний размер ($\langle d \rangle$) первичных β-зерен, толщина зоны расплава (t_1) и зоны термического влияния (t_2), скорость охлаждения расплавляемого слоя (v) при разной плотности энергии (E) электронного пучка и количестве проходов луча (N)

Параметры	E, Дж/см^2			
	18	24	450	
			$N = 1$	$N = 2$
$\langle d \rangle$, мкм	5	7	30	100
t_1, мкм	15	25	65	200
t_2, мкм	10	30	185	250
$v \times 10^{-5}$, К с$^{-1}$	16	11	2	0.7

При этом объемная доля β-Ti не превышает 1%. При плотности энергии 450 Дж/см^2 происходит увеличение интенсивности пика 110 фазы β-Ti, ее объемная доля достигает 4% (рис. 1в), а также отмечается появление пиков α"-мартенсита (рис. 4а, 4б). Определены параметры кристаллической решетки фазы α"-Ti в исследуемом сплаве Ti–6Al–4V: a = 0.3683 нм, b = 0.4999 нм, c = = 0.4540 нм. Методами ПЭМ фаза α"-Ti была обнаружена во всех образцах независимо от типа пучка и его плотности энергии.

Эта фаза располагается в виде тонких прослоек как внутри пластинчатых зерен α-Ti, так и в фазе β-Ti, расположенной по границам зерен α-Ti (рис. 5). Линзовидные или пластинчатые зерна α фазы унаследованы от α'-мартенсита, так как к моменту исследования произошло фазовое превращение α' → α. Данное фазовое превращение сопровождается как образованием α"-Ti внутри пластинчатых зерен α-Ti, так и α"-Ti + β-Ti по их границам.

В [9] методом *in situ* показано, что в сплаве Ti–6Al–4V после обработки электронным пучком фазовое превращение α' → α + β происходит в течение 10 с. Наличие метастабильной фазы α"-Ti в исследуемых образцах свидетельствует о незавершенности фазового превращения α' → α + β в них.

На рис. 6а представлена линейная зависимость объемной доли β-фазы от корня квадратного из полного среднеквадратичного смещения атомов в направлении 101 в образцах, обработанных разного типа электронным пучком с разной плотностью энергии. Объемная доля β-фазы возрастает с уменьшением полного среднеквадратичного смещения атомов.

Суммарная объемная доля фаз β + α" также возрастает с уменьшением $\sqrt{\langle u^2 \rangle_{101}}$. Объемная доля α"-фазы при плотности энергии пучка, равной 450 Дж/см^2, составляет около 2%. При плотности

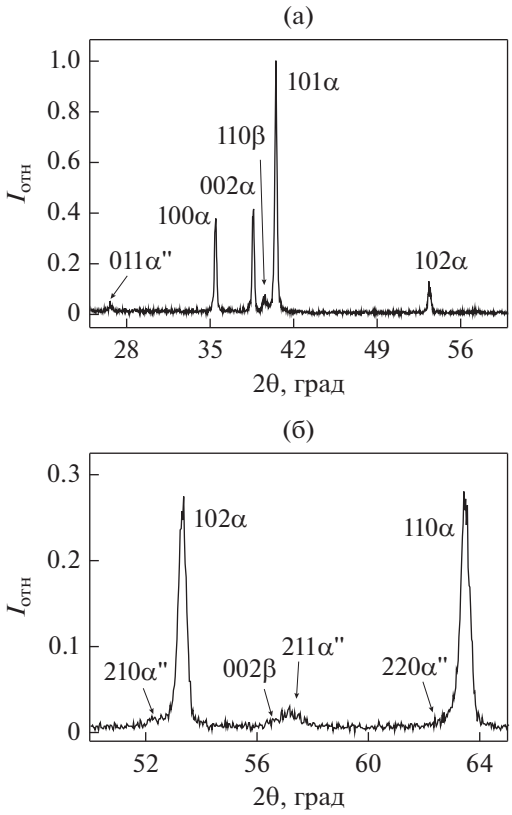

Рис. 4. Участки дифрактограмм образцов сплава Ti–6Al–4V после обработки непрерывным электронным пучком с плотностью энергии 450 Дж/см^2: с одним $N = 1$ (а) и двумя $N = 2$ проходами луча (б).

энергии, равной 18 и 24 Дж/см^2, методом РСА α"-фаза не была обнаружена.

На рис. 6б представлена линейная зависимость параметра *c* ГПУ решетки α-фазы от $\sqrt{\langle u^2\rangle_{101}}$: с уменьшением смещения атомов параметр *c* возрастает. Для параметра *a* ГПУ-решетки α-фазы можно указать лишь тенденцию его увеличения при уменьшении смещения (рис. 6в).

И, наконец, зависимость отношения *c*/*a* от смещения, представленная на рис. 6г, аналогична зависимости *c* от $\sqrt{\langle u^2\rangle_{101}}$.

Наличие атомов замещения (ванадия и алюминия) и внедрения (кислорода) в твердом растворе должно влиять на смещения атомов в направлении 101, тогда как на смещения атомов в направления 002 в большей степени влияет наличие атомов внедрения. Поскольку атомы алюминия остаются в α-фазе, а атомы ванадия диффундируют из α в β-фазу [9], то изменение среднеквадратичного смещения атомов в направлении 101 в α-фазе связано с изменением концентрации ванадия в твердом растворе на основе этой фазы. Наибольшее значение среднеквадратичного смещения атомов и наименьшая доля β-фазы наблюдаются в образце, обработанном электронным пучком с плотностью 18 Дж/см^2 (рис. 6а). β-фаза образуется в местах локализации ванадия, который является β-стабилизатором, а, именно, преимущественно на границах пластинчатых зерен, унаследованных от α' мартенсита. Известно, что увеличение концентрации элементов замещения в твердых растворах приводит к увеличению полного среднеквадратичного смещения атомов [15, 21], а в случае ванадия также и к уменьшению параметров решетки α-фазы [19]. Отсюда следует, что в образце, обработанном пучком с плотностью энергии 18 Дж/см^2, где объемная доля β-Ti составляет 0.6%, ванадий остается в твердом растворе на основе α-Ti. Причиной этому, вероятно, служит высокая скорость охлаждения в процессе обработки. Часть атомов ванадия успевает диффундировать лишь к дислокациям внутри пла-

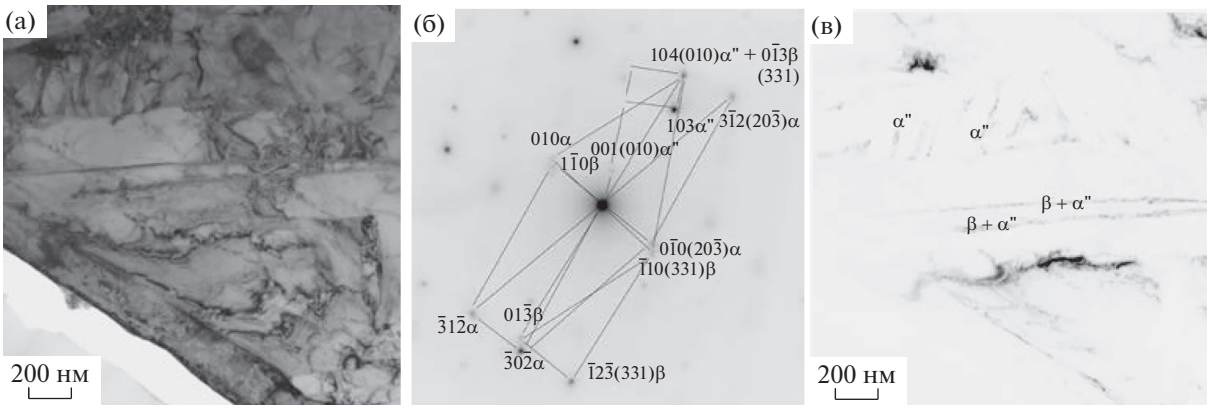

Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения пластинчатой микроструктуры в поверхностных слоях образца сплава Ti–6Al–4V, обработанного электронным пучком с плотностью энергии 450 Дж/см^2: а – светлое поле, б – микродифракционная картина, в – темное поле в совпадающих рефлексах 104 (010) α"-Ti и 0$\bar{1}$3 (331) β-Ti.

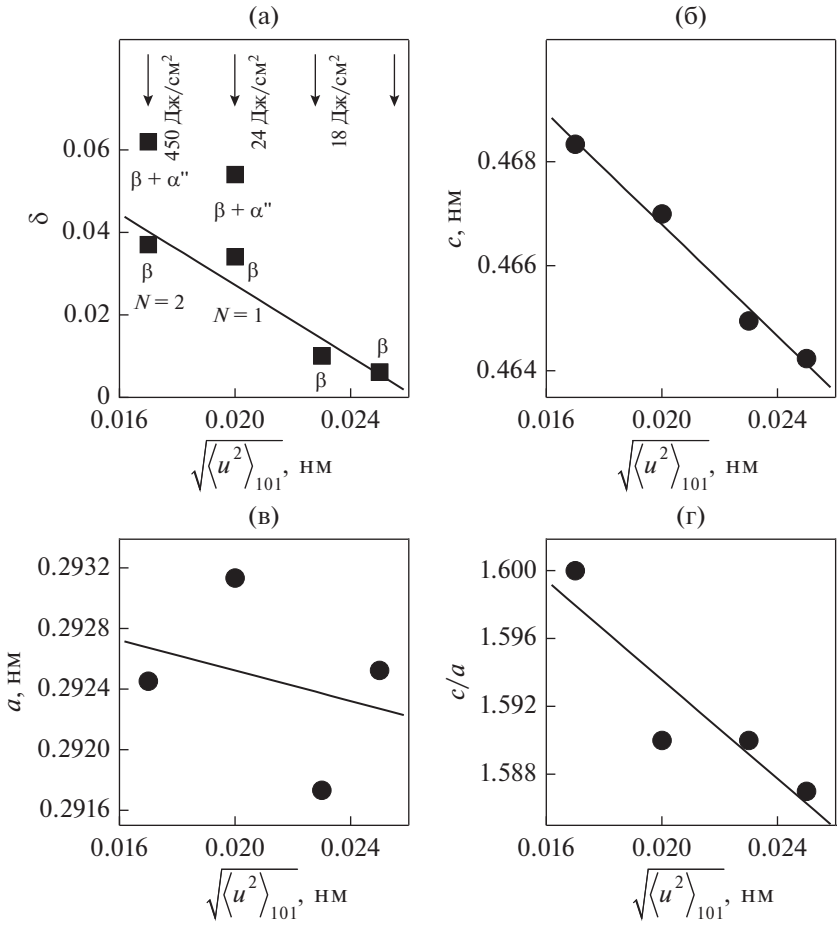

Рис. 6. Зависимости объемной доли (δ) фаз β или β + α" (а), параметров *c* (б) и *a* (в) кристаллической решетки α-Ti, а также отношения *c*/*a* (г) от полного среднеквадратичного смещения атомов $\sqrt{\langle u^2 \rangle}$ в кристаллографическом направлении 101.

стинчатых зерен, что приводит к образованию равномерно распределенной по α-зерну нанокристаллической α"-фазы. В этом случае происходит фазовое превращение α' → α + α". Другая часть атомов ванадия остается в твердом растворе на основе α-Ti, обусловливая неустойчивое состояние этой фазы.

Наименьшее значение полного среднеквадратичного смещения атомов и наибольшая объемная доля фаз (β-Ti + α"-Ti) наблюдаются в образце, обработанном пучком с плотностью энергии 450 Дж/см^2 ($N = 2$) (рис. 6а). При этом объемная доля фаз β-Ti и α"-Ti и параметры ГПУ-решетки α-фазы возрастают. Это означает, что ванадий диффундирует из твердого раствора на основе α-фазы в β и α"-фазы. Имеет место фазовое превращение α' → α + α" + β. Состояние кристаллической решетки α-Ti в этом случае близко к стабильному.

Образцы сплава Ti–6Al–4V, дважды обработанные электронным пучком с плотностью энергии 450 Дж/см^2, характеризуются не только наименьшим среднеквадратичным смещением атомов в направлении 101 и максимальной объемной долей фаз (β-Ti + α"-Ti) (6%), но и максимальной величиной соотношения *c*/*a*, которое становится равным 1.6 (рис. 6г). В [9] также обнаружили, что, когда в обработанном электронными пучками сплаве Ti–6Al–4V происходит превращение α' → α + β, то отношение *c*/*a* становится близким к 1.6. Такое значение *c*/*a* является характерным для искаженной решетки α-Ti. Искажение решетки α-Ti может происходить из-за кислорода, который может проникать из вакуумной камеры в процессе электронно-пучковой обработки.

Независимо от типа пучка и плотности его энергии микротвердость поверхностного слоя возрастает и достигает 6 ГПа. Однако можно предположить, что стабильность свойств этого слоя после разных режимов обработки будет отличаться. В [22] обнаружено, что после электронной обработки технического титана возрастает смещение атомов в α-фазе, что при последующем механическом нагружении приводит к фазовому

переходу $\alpha \rightarrow \alpha''$. Появление α''-фазы должно приводить к уменьшению микротвердости. При наличии α''-фазы в поверхностном слое после электронно-пучковой обработки при скретч-тестировании возможен обратный фазовый переход $\alpha'' \rightarrow \alpha$, который приводит к уменьшению глубины царапины [23].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В поверхностном слое сплава Ti–6Al–4V в процессе электронно-пучковой обработки изменяются микроструктура, фазовый состав, а также параметры кристаллической решетки твердого раствора на основе α-Ti. В α-фазе наследуется пластинчатая структура α' мартенсита, образовавшегося в результате быстрого охлаждения.

Затем α'-мартенсит распадается с образованием $\alpha + \alpha'' + \beta$-фаз. По границам пластинчатых зерен α-фазы располагается β-фаза, α''-фаза – как в β-фазе, так и в виде тонких прослоек внутри пластинчатых зерен α-фазы. Объемная доля фаз β и α'' зависит от типа пучка и плотности его энергии. При обработке импульсным пучком с плотностью энергии 18–24 Дж/см^2 объемная доля этих фаз не превышает 1%. С уменьшением скорости охлаждения при обработке непрерывным пучком с плотностью энергии, равной 450 Дж/см^2, объемная доля фаз β и α'' возрастает и достигает 6%. Обнаружено, что чем больше объемная доля β- и α''-фаз, тем больше параметры решетки α фазы, отношение параметров c/a и тем меньше среднеквадратичные смещения атомов. Уменьшение смещений атомов в α-фазе обусловлено уменьшением концентрации атомов ванадия в твердом растворе.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 гг. Экспериментальные исследования проводились в Центре коллективного пользования ИФПМ СО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Шулов В.А., Ягоднин Ю.Д., Сулима А.М., Тетюхин В.В.* Ионно-лучевая модификация поверхностных слоев титановых сплавов // Металловедение и термич. обработка. 1990. № 8. С. 24–29.
2. *Gao Yu-kui*. Surface modification of TC4 titanium alloy by high current pulsed electron beam (HCPEB) with different pulsed energy densities // J. Alloys Compounds. 2013. V. 572. P. 180–185.
3. *Rotshtein V.P., Shulov V.A.* Surface modification and alloying of aluminum and titanium alloys with low energy high current electron beams // J.Metall. 2011. V. 2011. Article ID 673685 (15 p.).
4. *Zhang X.D., Zou J.X., Weber S., Hao S.Z., Dong C., Grosdider T.* Microstructure and property modifications in a near α-Ti alloy induced by pulsed electron beam surface treatment // Surf.Coat.Technol. 2011. V. 206. P. 295–304.
5. *Кащенко М.П., Чащина В.Г.* Кристаллодинамика ОЦК-ГПУ мартенситного превращения. I / Управляющий волновой процесс // ФММ. 2008. Т. 105. № 6. С. 571–577.
6. *Кащенко М.П., Чащина В.Г.* Кристаллодинамика ОЦК-ГПУ мартенситного превращения. II/ Морфология // ФММ. 2008. Т. 106. № 1. С. 16–25.
7. *Перевалова О.Б., Панин А.В., Иванов Ю.Ф.* Изменение параметров твердого раствора и микроструктуры технического титана при электронно-пучковой обработке // ФизХом. 2016. № 5. С. 36–45.
8. *Панин А.В., Казаченок М.С., Бородовицина О.М., Перевалова О.Б., Степанова О.М., Иванов Ю.Ф.* Изменение структуры поверхностных слоев технического титана в процессе обработки низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками // ФММ. 2016. Т. 117. № 6. С. 571–582.
9. *Xu W., Lui E.W., Pateras A., Qian M., Brandt M.* In situ tailoring microstructure in additively manufactured Ti–6Al–4V for superior mechanical performance // Acta Mater. 2017. V. 125. P. 390–400.
10. *Guo G., Tang G., Ma X., Sun M., Ozur G.E.* Effect of high current pulsed electron beam irradiation on wear and corrosion resistance of Ti6Al4V // Surf. Coatings Technol. 2013. V. 229. P. 140–145.
11. *Shulov V.A., Gromov A.N., Teryaev D.A., Perlovich Yu.A., Isaenkova M.G., Fasenko V.A.* Texture formation in the surface layer of VT6 alloy targets irradiated by intense pulsed electron beams // Inorganic Materials: Applied Reserch. 2017. V.8. № 3. P. 387–391.
12. *Zhang X.D., Hao S.Z., Grosdidier T., Zou J.X., Gao B., Bolle B., Allain-Bonasso N., Qin Y., Li X.N., Dong C.* Surface Modification of Light Alloys by Low-Energy High-Current Pulsed Electron Beam // J. Metall. 2012. V. 2012. Article ID 762125 (10 p.).
13. *Proskurovsky D.I., Rotshtein V.P., Ozur G.E., Markov A.B., Nazarov D.S., Shulov V.A., Ivanov Yu.F., Buchheit R.G.* Pulsed electron-beam technology for surface modification of metallic materials // J.Vac.Sci.Technol. A. 1998. V. 16. P. 2480–2488.
14. *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 // Физическая мезомеханика. 2018. Т. 21. № 4. С. 45–56.
15. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Москва: Металлургия, 1970. 328 с.
16. *Sangal S.K., Sharma P.K.* Mean square displacements of atoms in cubic metals at melting point // Czech. J. Phys. 1968. V. 18. P. 1413–1415.

17. *Миркин Л.И.* Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. Москва: Государственное изд-во физ.-мат. литературы, 1961. 863 с.
18. *Zhu Tanqkui, Li Miaoquan*. Lattice variations of Ti–6Al–4V alloy with hydrogen content // Mater. Characterization. 2011. V. 62. P. 724–729.
19. *Прядко Т.В.* Особенности гидрирования сплавов системы Ti–V // Металлофизика. Новейшие технологии. 2015. Т. 37. № 2. С. 243–255.
20. *Broderick T.F., Jackson A.G., Jones H., Froes F.H.* The effect of cooling conditions on the microstructure of rapidly solidified Ti–6Al–4V // Metal. Trans. A. 1985. V. 16A. P. 1951–1959.
21. *Коновалова Е.В., Перевалова О.Б., Конева Н.А., Иванов К.В., Козлов Э.В.* Влияние микроискажений и полных среднеквадратичных смещений атомов на параметры двойниковых границ зерен в сплавах на основе меди // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Т. 10. № 2. С. 272–276.
22. *Перевалова О.Б., Панин А.В., Казаченок М.С.* Концентрационный эффект пластичности превращения при наводороживании технического титана, предварительно обработанного электронным пучком // Известия Вузов.Физика. 2018. Т. 61. № 11(731). С. 42–50.
23. *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 Compounds. 2019. V. 795. P. 275–283.