

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295:539.25

**ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ
И МИКРОТВЕРДОСТЬ 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ИЗДЕЛИЙ
ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V**

© 2021 г. Е. Н. Боянгин^{а, *}, О. Б. Первалова^а, А. В. Панин^{а, b}, С. А. Мартынов^а

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

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

*e-mail: jeck2000@list.ru

Поступила в редакцию 17.06.2020 г.

После доработки 23.09.2020 г.

Принята к публикации 12.10.2020 г.

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследована микроструктура двухсторонних сварных соединений 3D-напечатанных изделий из титанового сплава Ti–6Al–4V, полученных методом EBF³ (Electron-beam freeform fabrication). Обнаружено, что в процессе электронно-лучевой сварки при двухстороннем типе шва происходит эпитаксиальный рост столбчатых первичных β-зерен, поперечные размеры которых близки к размерам первичных β-зерен в основном материале. Внутри первичных β-зерен имеются зерна α-фазы пластинчатой формы, которая наследуется от α'-мартенсита, образовавшегося при превращении β → α'. Как и в напечатанных образцах, в металле шва внутри зерен α-фазы и в прослойках β-фазы располагается нанокристаллическая α'' фаза. Однако в металле шва плотность частиц этой фазы больше, чем в основном материале. В металле шва также возрастают макронапряжения растяжения и упругая остаточная микродеформация кристаллической решетки. Микротвердость металла шва больше, чем микротвердость основного материала.

Ключевые слова: аддитивные технологии, сварной шов, рентгеноструктурный анализ, растровая просвечивающая электронная микроскопия, микроструктура, микротвердость, Ti–6Al–4V

DOI: 10.31857/S0015323021020030

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время все с большей остротой ставится вопрос соединения материалов и деталей, полученных аддитивным способом, т. к. не всегда представляется возможность создания полного изделия методом 3D-печати. Одним из традиционных методов соединения металлов является сварка. Широко известные методы сварки, такие как дуговая, аргонодуговая, очень зависимы от присутствия в атмосфере кислорода, водорода и других атмосферных примесей. Для исключения их влияния прибегают к использованию флюсов, инертной среды и других защитных методов. Эти недостатки отсутствуют в методе сварки электронным пучком в вакууме. Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) обеспечивает надежную защиту металла сварного соединения от попадания газов и примесей и позволяет получать сварные соединения с узкой зоной термического влияния и малым уровнем термических деформаций. Этот метод получения сварных соединений очень технологичен с той точки зрения, что, меняя мощность пучка, его ширину, фокусировку, траекторию движения луча в зоне

шва и другие параметры, можно менять глубину и ширину сварочной ванны, добиваться различных уровней физико-механических свойств соединений для заданных условий эксплуатации конструкций.

В настоящий момент достаточно широко исследованы вопросы 3D-печати изделий из различных конструкционных материалов, в том числе титановых сплавов [1–4], и методики применения ЭЛС [5], но практически отсутствуют исследования по сварке аддитивных материалов, тем более электронным пучком в вакууме. Чувствительность к термическому циклу в титановых сплавах выражается в протекании в зоне плавления (FZ – fusion zone) полиморфного превращения β → α, в резком росте зерен β-фазы и перегреве на стадии нагрева, в образовании хрупких фаз при охлаждении и старении, неоднородности свойств сварных соединений, зависящих от химического и фазового состава сплава. Перегрев металла шва и околошовной зоны связан с низкой теплопроводностью титана. Устранить указанные трудности удастся применением оптимальных ре-

жимов сварки, которые выражаются в снижении погонной энергии для α - и псевдо- α -сплавов и в увеличении погонной энергии для ($\alpha + \beta$)-сплавы титана [6].

На примере прокатанных титановых сплавов показано, что понижение прочности их сварных соединений связано с тем, что микроструктура в сварном соединении претерпевает значительные изменения в результате быстрого охлаждения в процессе ЭЛС [7, 8]. Металл шва в сплаве Ti–6Al–4V имеет структуру α' - и α'' -мартенсита, и структура α' мартенсита формируется в зоне термического влияния (HAZ – heat-affected zone), причем объемная доля α' мартенсита в FZ меньше, чем в HAZ, а твердость в FZ значительно больше, чем в основном материале (BM – base metal) вдали от шва [9, 10]. Очевидно, что поскольку микроструктура 3D-напечатанного изделия из сплава Ti–6Al–4V определяется методом его получения и отличается от структуры после прокатки, то и характер её изменения в процессе ЭЛС также будет отличен. В связи с этим, целью работы является исследование влияния ЭЛС на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость изделий из титанового сплава Ti–6Al–4V, полученных методом 3D-печати.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Заготовки из сплава Ti–6Al–4V были получены на установке 6E400 (ООО “НПК ТЭТА”) аддитивным методом EBF³ (Electron-beam freeform fabrication – электронно-лучевое изготовление свободной формы) [11]. Размеры 3D-напечатанных заготовок составляли 22 × 30 × 80 мм. В ходе процесса EBF³ использовали проволоку диаметром 1.6 мм, ее плавление осуществляли в вакууме 1.3×10^{-3} Па пушкой с плазменным катодом при ускоряющем напряжении 30 кВ и токе пучка 20 мА. Подачу проволоки осуществляли со скоростью 2 м/мин под углом 35° к поверхности подложки. Стратегия печати выполнялась по траектории мандра с зеркальным наплавлением слоев. Химический состав исходной проволоки соответствовал стандарту ASTM B348.

Электроэрозионным методом из 3D-напечатанных заготовок вырезали пластины 6 × 22 × 80 мм, которые разделяли пополам. Затем проводили их электронно-лучевую сварку на установке 6E400. Параметры ЭЛС: ускоряющее напряжение – 30 кВ, ток пучка – 60 мА, скорость движения луча – 15 мм/с, диаметр пучка – 6 мм, траектория движения луча – “спираль–к центру”. Перед сваркой поверхности сопряжения тщательно очищали. Пластины, состыкованные без разделки кромок, сваривали с двух сторон.

Микроструктуру образцов изучали с помощью оптического микроскопа AXIOVERT-200MAT и электронного микроскопа JEM 2100 в режиме как сканирующей (STEM – scanning transmission electron microscopy), так и просвечивающей электронной микроскопии (TEM – transmission electron microscopy). Элементный состав металла шва и основного материала определяли энергодисперсионным методом.

Фазовый состав образцов определяли с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-7. Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили с использованием съемки в $\text{CoK}\alpha$ -излучении по симметричной геометрии Брэгга–Брентано [12]. Упругие остаточные макронапряжения в металле шва оценивали с использованием симметричной съемки по рентгеновским пикам 112 или 211 относительно соответствующих характеристик основного материала вдали от шва [12]. Микродеформацию кристаллической решетки α -Ti оценивали по уширению пиков по сравнению с пиками, полученными от материала вдали от шва, экстраполяционным методом [12]. Полные среднеквадратичные смещения атомов в кристаллической решетке α -фазы оценивали с учетом интенсивности пиков 002 и 004 [12].

Микротвердость по Виккерсу измеряли с использованием твердомера ПМТ-3 при нагрузке 0.4905 Н.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгеноструктурные исследования сварных соединений

Основной фазой в 3D-напечатанных заготовках из титанового сплава Ti–6Al–4V, полученных методом EBF³, а также в их сварном соединении является фаза α -Ti (рис. 1). На дифрактограмме данного образца в основном материале вдали от шва отсутствует пик β -Ti с межплоскостным расстоянием, равным 0.228 нм, и пики α'' -Ti (рис. 1а). Это может быть обусловлено как текстурой в α фазе, так и тем, что объемные доли указанных фаз не превышают 3%. На дифрактограммах других образцов вдали от шва пик 011 β -Ti обнаруживается, хотя и имеет низкую интенсивность. Как будет показано ниже, данные фазы обнаруживаются методами ПЭМ, причем фаза α'' -Ti является нанокристаллической. На дифрактограмме, полученной с металла шва, на малых углах дифракции можно наблюдать появление новых пиков, не принадлежащих α фазе, и значительное увеличение интенсивности пика, соответствующего межплоскостному расстоянию, равному 0.228 нм (рис. 1б). Если данный пик рассмотреть в небольшом интервале углов дифракции (рис. 2), то видно, что он является суперпозицией трех пиков, соответствующих $d = 0.229$ нм (1), $d = 0.227$ нм (2)

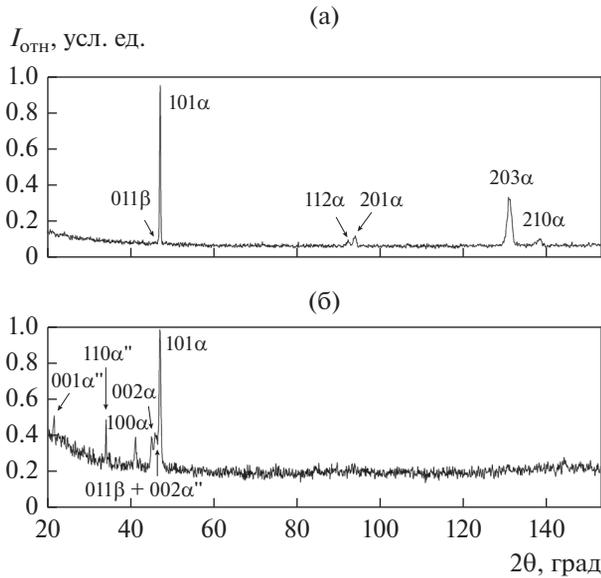


Рис. 1. Дифрактограммы образца сплава Ti–6Al–4V, полученные с разных локальных мест: а – основного материала вдали от шва, б – металл шва.

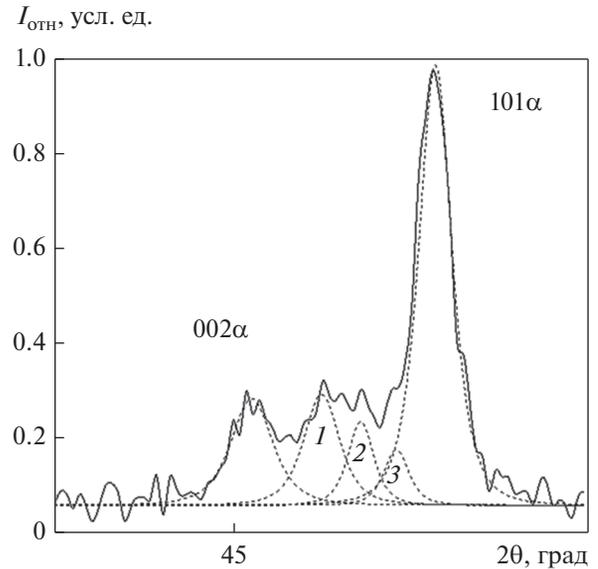


Рис. 2. Участок дифрактограммы образца сплава Ti–6Al–4V, полученной с металла шва, между пиками 002 и 101 α -фазы.

и $d = 0.225$ нм (3). Первые два пика могут принадлежать пику 011 фазы β -Ti с разной концентрацией ванадия, третий пик – либо пику 002 фазы α '-Ti либо пику 200 оксида титана TiO₂ (srilankite). Увеличение интенсивности пика, соответствующего межплоскостному расстоянию $d = 0.228$ нм, на рис. 1б может быть связано как с увеличением объемной доли фазы β -Ti и фаз (α '-Ti или оксида титана), так и с концентрационной неоднородностью ванадия в фазе β -Ti. Пики, проиндексированные нами как 110 α ' и 001 α ' на рис. 1б, могут также принадлежать пикам –122 и –103, соответственно, оксида Ti₇O₁₃, имеющего триклинную структуру. Как будет показано ниже α ' фаза наблюдалась нами методами ТЕМ, тогда как оксиды титана не наблюдались. В связи с этим на рис. 1б пики проиндексированы, как принадлежащие α ' фазе.

Фаза α '-Ti также наблюдалась в сплаве Ti–6Al–4V, полученном методом EBF³ при низкой

скорости охлаждения без охлаждения подложки водой, как методом PCA так и методом ТЕМ [13]. В сплаве Ti–6Al–4V α '-фаза имеет следующие параметры: $a = 0.3683$ нм, $b = 0.4999$ нм, $c = 0.4540$ нм [13]. Поскольку α '-фаза является промежуточной при фазовом превращении $\beta \rightarrow \alpha$, то увеличение ее объемной доли в металле шва может свидетельствовать о незавершенности этого превращения.

В металле шва значительно изменяется соотношение интенсивностей рентгеновских пиков α -фазы, что свидетельствует об изменениях в его зеренной структуре по сравнению с основным материалом вдали от шва. В металле шва параметр решетки a увеличивается по сравнению с параметром решетки вдали от шва (табл. 1). В то же время, параметр решетки c и полные среднеквадратичные смещения атомов в направлении 002 ($\sqrt{\langle u^2 \rangle_{002}}$) в металле шва, напротив, уменьшаются по сравнению с основным сплавом вдали от шва (табл. 1). Соответственно, в металле шва умень-

Таблица 1. Параметры кристаллической решетки α -фазы (a и c), их отношение (c/a), полное среднеквадратичное смещение атомов в α -фазе в направлении 002 ($\sqrt{\langle u^2 \rangle_{002}}$), упругая микродеформация кристаллической решетки α фазы (ϵ) в металле шва по сравнению с основным материалом, объемная доля фазы (δ) с $d = 0.228$ нм в двух образцах (1) и (2)

Место съемки	Параметры решетки, нм		c/a	$\sqrt{\langle u^2 \rangle_{002}}$, нм	ϵ	δ , %
	a	c				
Вдали(1)	0.29129	0.46964	1.61	0.021	Принята равной 0	4
Шов (1)	0.29463	0.46560	1.58	0.016	0.006	6
Вдали(2)	0.29358	0.46412	1.58	–	Принята равной 0	0
Шов(2)	0.29456	0.46338	1.57	–	0.002	20



Рис. 3. Оптическое изображение микроструктуры поперечного сечения сварного шва 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V.

шается отношение параметров решетки c/a . Известно [14], что при легировании металлов элементом, чей атомный размер меньше атомного размера основного элемента, параметр решетки основного металла уменьшается из-за размерного фактора. В связи с этим, увеличение параметра решетки a означает, что концентрация ванадия в твердом растворе на основе α -Ti уменьшается [15], что обусловлено более низкой скоростью охлаждения сварного шва по сравнению со скоростью охлаждения в процессе 3D печати. Уменьшение параметра решетки c , среднеквадратичного смещения атомов в направлении 002 и отношения c/a свидетельствует о том, что концентрация атомов внедрения, расположенных в междоузлиях кристаллической решетки α -Ti, в металле шва уменьшается. Прежде всего, это относится к таким примесям, как кислород и углерод, которые могли появиться в сплаве Ti–6Al–4V в процессе 3D-печати.

Известно [11, 13], что объемная доля β -фазы зависит от скорости охлаждения: чем меньше скорость охлаждения из расплава, тем больше объемная доля β -фазы. В связи с этим, можно полагать, что скорость охлаждения ванны расплава, формирующейся в процессе ЭЛС, оказывается меньше по сравнению со скоростью охлаждения в процессе 3D-печати.

На дифрактограмме образца сплава Ti–6Al–4V в области металла шва наблюдается смещение пиков 112 или 211 в сторону увеличения 2θ угла дифракции. Увеличение 2θ не превышает 0.7 град, что соответствует увеличению растягивающих макронапряжений в металле шва по сравнению с основным материалом на 0.6 ГПа.

Известно [16], что в образцах Ti–6Al–4V, полученных аддитивными технологиями, как правило, возникают остаточные упругие макронапряжения растяжения. Поэтому можно утверждать, что в металле шва возрастают упругие макронапряжения растяжения.

Микродеформация ϵ кристаллической решетки α -фазы в металле шва, определяемая по уширению рентгеновских пиков, также возрастает (табл. 1), что может быть обусловлено как увеличением объемной доли полукоргерентных β - и α'' -фаз,

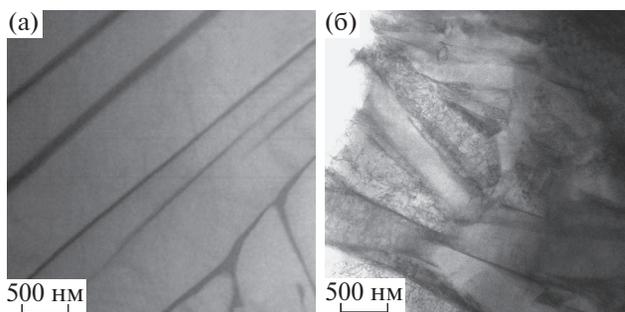


Рис. 4. STEM-изображения микроструктуры 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V (а) и его сварного соединения (б).

так и увеличением плотности дислокаций, как скалярной так и избыточной [12].

Исследование микроструктуры методами оптической металлографии и STEM

При химическом травлении поперечных сечений образцов со сварными соединениями на оптических изображениях выявляются три зоны: зона плавления, зона термического влияния и зона основного материала вдали от шва (рис. 3). Из рис. 3 видно, что микроструктура как 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V, так и его сварного соединения состоит из столбчатых первичных β -зерен, поперечные размеры которых имеют близкие значения (рис. 3, табл. 2). Последнее свидетельствует о том, что в процессе кристаллизации ванны расплава, образующейся при первом проходе, имеет место эпитаксиальный рост первичных β -зерен.

Как в основном материале, так и в металле шва 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V в первичных β -зернах наблюдается пластинчатая структура α -фазы (рис. 4). Пластинки α -фазы унаследованы от α' -мартенсита, образовавшегося в процессе фазового превращения $\beta \rightarrow \alpha'$ вследствие высокой скорости охлаждения ванны расплава, формирующейся как в процессе 3D-печати, так и при электронно-лучевой сварке. В отличие от первичных β -зерен, средние поперечные размеры пластинок α -фазы в зоне плавления оказываются несколько меньше по сравнению с основным мате-

Таблица 2. Средние поперечные размеры первичных β -зерен (D_β) и мартенситных пластинок (d_α) в основном материале (BM) и в металле шва (FZ) 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V

D_β , мкм		d_α , нм	
BM	FZ	BM	FZ
900	1000	600	400

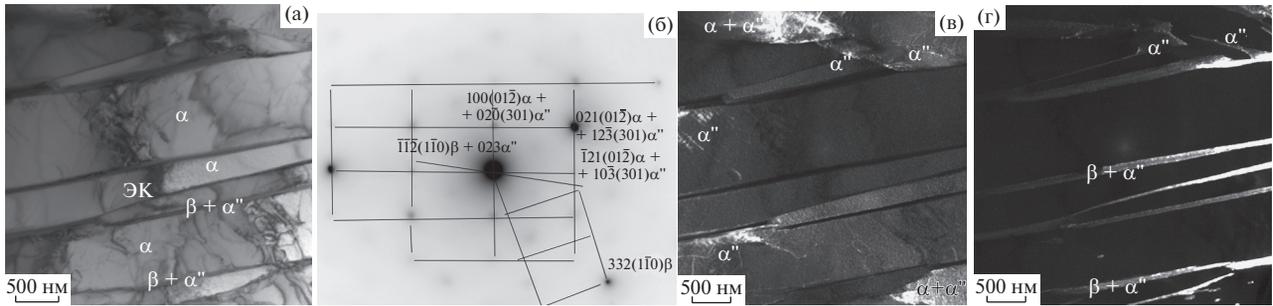


Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения микроstructures 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V, полученные методом ТЕМ в основном материале вдали от шва: а – светлопольное изображение, б – микродифракционная картина, в, г – темнопольные изображения в близкорасположенных рефлексах: 021, принадлежащем плоскости обратной решетки $(01\bar{2})\alpha + 123$, принадлежащем плоскости $(\bar{3}01)\alpha''$, (в) и $\bar{1}\bar{1}\bar{2}(1\bar{1}0)\beta + 023\alpha''$ (г). (ЭК – экстинкционный контур.)

риалом (табл. 2). Кроме того, на электронно-микроскопических изображениях, полученных в режиме STEM, видно, что как в 3D-напечатанном сплаве так и в его сварном соединении по границам пластин α -фазы выделяются прослойки вторых фаз.

Исследование микроstructures методом ТЕМ

Детальные исследования микроstructures 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V показали, что вдали от шва в основном материале внутри α -пластин присутствует нанокристаллическая α'' -фаза, по их границам – двухфазные прослойки ($\beta + \alpha''$) (рис. 5). На микродифракционной картине (рис. 5б) наблюдаются рефлексы, принадлежащие плоскостям обратных решеток α -, β - и α'' -фаз: $(01\bar{2})\alpha$ -фазы, $(1\bar{1}0)\beta$ -фазы и $(\bar{3}01)\alpha''$ -фазы. Это означает, что направления осей зон отражающих плоскостей данных фаз близки к направлению падающего пучка и между собой. В данном примере для α - и β -фаз выполняется следующее ориентационное соотношение: $[01\bar{2}]\alpha // [1\bar{1}0]\beta$. Минимальную энергию имеет межфазная β/α -граница, если выполняется ориентационное соотношение Бюргерса $[001]\alpha // [110]\beta$ [17].

Отклонение от ориентационного соотношения Бюргерса означает, что представленная на рис. 5 межфазная β/α граница имеет повышенную энергию.

Для межфазных границ α/α'' на рис. 5б для осей зон отражающих плоскостей выполняется следующие ориентационное соотношение: $[01\bar{2}]\alpha // [\bar{3}01]\alpha''$. Близкорасположенные рефлексы фаз α и α'' означают, что отражающие плоскости близки к параллельному расположению: $(100)\alpha // (020)\alpha''$, $(021)\alpha // (123)\alpha''$, $(\bar{1}21)\alpha // (103)\alpha''$. На темнопольном изображении в близкорасположенных рефлексах данных фаз видимыми яв-

ляются как тело пластины α фазы в экстинкционном контуре, так и расположенная в строчку нанокристаллическая α'' фаза (рис. 5в).

Предположительно α'' -фаза образовалась из β -фазы вследствие фазового перехода $\beta \rightarrow \alpha'' \rightarrow \alpha$. Однако подтвердить данное предположение ориентационными соотношениями между β - и α'' -фазами в данной работе не удалось, т.к. темнопольное изображение зернограницной прослойки получено в близкорасположенных рефлексах: $1\bar{1}\bar{2}$, принадлежащем плоскости обратной решетки $(1\bar{1}0)\beta$ фазы, и в одиночном рефлексе $023\alpha''$ фазы. Известно [18], что между β - и α'' -фазами наблюдаются ориентационные соотношения $(110)\beta // (001)\alpha''$ и $[111]\beta // [101]\alpha''$.

Образование α'' -фазы при 3D-печати титанового сплава Ti–6Al–4V обнаружено также в [19].

В металле шва нанокристаллические частицы α'' -фазы также располагаются как внутри α -зерен, так и в зернограницных прослойках (рис. 5в). На рис. 5в для межфазных границ α/α'' выполняются следующие ориентационные соотношения: $[\bar{2}\bar{2}\bar{1}]\alpha // [12\bar{2}]\alpha''$, $(110)\alpha // (\bar{2}\bar{2}\bar{1})\alpha''$, $(012)\alpha // (201)\alpha''$. На рис. 5д представлено темнопольное изображение в рефлексе 020, принадлежащем плоскости обратной решетки $(\bar{1}00)\alpha''$ -фазы. Частицы α'' -фазы являются нанокристаллическими и расположены также в α фазе. Ориентационное соотношение в этом случае следующее: $[\bar{2}\bar{2}\bar{1}]\alpha // [\bar{1}00]\alpha''$.

На темнопольном электронно-микроскопическом изображении (рис. 5г), полученном в рефлексе, принадлежащем α - и α'' -фазам, но при большем увеличении, чем на рис. 5в, вблизи некоторых нанокристаллических частиц наблюдаются экстинкционные контуры, свидетельствующие о наличии упругих микронапряжений. Известно [20], что упругие поля напряжений в основной фазе, как правило, возникают вблизи ко-

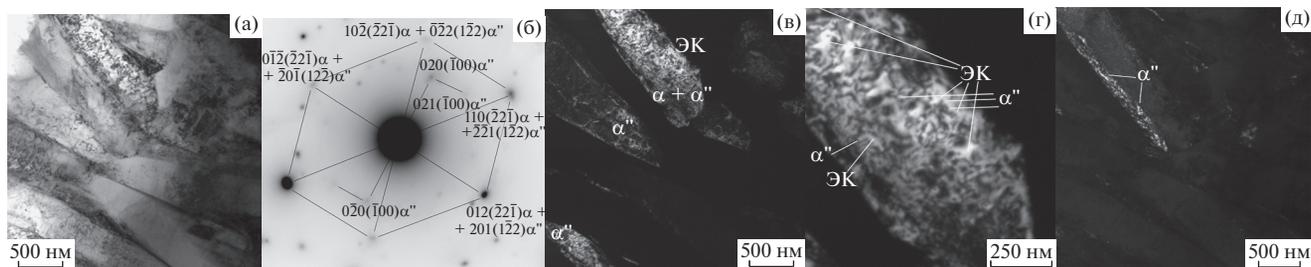


Рис. 6. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры металла шва 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V, полученные методом ТЕМ: а – светлопольное изображение, б – микродифракционная картина, в – темнопольное изображение в близкорасположенных рефлексах: $110(\bar{2}2\bar{1})\alpha$ -фазы + $2\bar{2}\bar{1}(12\bar{2})\alpha''$ -фазы (в), то же изображение при большем увеличении (г) и темнопольное изображение в рефлексе $020(\bar{1}00)\alpha''$ -фазы (д). (ЭК – экстинкционный контур.)

герентных частиц. Из-за разницы в параметрах решетки α ($a = 0.292$ нм, $b = 0.505$ нм, $c = 0.462$ нм) и α'' фаз ($a = 0.301$ нм, $b = 0.491$ нм, $c = 0.463$ нм) [18] в орторомбических координатах частицы α'' -фазы могут быть только полукорреляционными. Наряду с экстинкционными контурами, источниками которых являются частицы α'' -фазы, в образцах 3D-сплава Ti–6Al–4V, а также их сварных соединениях наблюдаются экстинкционные контуры в пластинах α -фазы, простирающиеся от одной границы до противоположной (рис. 5а). Очевидно, что появление последних обусловлено накоплением избыточной плотности дислокаций в α -зернах [21]. Таким образом, в металле шва 3D напечатанного сплава в пластинах α фазы и в прослойках между пластинами в β фазе возрастает плотность частиц нанокристаллической α'' фазы. Межфазные α/α'' границы наряду с избыточными дислокациями одного знака являются источниками микронапряжений.

Измерение микротвердости сварного соединения

Распределение микротвердости H_u вдоль секущей, расположенной поперек шва, представлено на рис. 7. Видно, что микротвердость сварного соединения значительно больше микротвердости основного материала.

Высокая плотность нанокристаллических частиц α'' -фазы внутри α -зерен обуславливает увеличение микротвердости сварного соединения по механизму дисперсионного упрочнения. Увеличение микротвердости может быть также связано с ростом упругих микронапряжений на межфазных границах α – α'' . Известно [22], что аддитивный вклад в предел текучести и, соответственно, в микротвердость дают упругие микронапряжения и напряжения, необходимые для преодоления дислокацией частиц второй фазы по механизму Орована. Увеличение микротвердости при пластической деформации титановых β сплавов авторы [23] также связывали с образованием нанокристаллической α'' фазы.

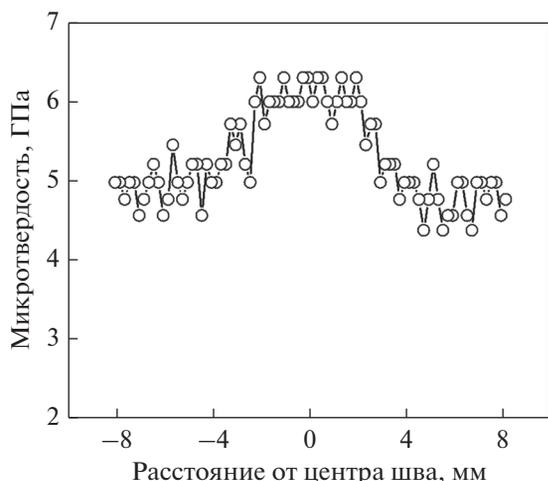


Рис. 7. Распределение микротвердости вдоль секущей поперек сварного шва 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V.

ВЫВОДЫ

1. При электронно-лучевой сварке в двухсторонних сварных соединениях изделий из сплава Ti–6Al–4V, полученных методом EBF³, образуются столбчатые первичные β -зерна, размеры которых близки к размерам первичных β -зерен в основном материале. Внутренняя структура столбчатых первичных β -зерен представлена пластинами α -фазы, унаследованными от α' -мартенсита.
2. В металле шва изменяются параметры твердого раствора на основе α -Ti по сравнению с материалом вдали от шва, что свидетельствует об уменьшении концентрации атомов ванадия и элементов внедрения в твердом растворе на основе α -Ti.
3. Фазовый состав металла шва не изменяется по сравнению с материалом вдали от шва. Основной фазой как в металле шва так и в 3D-напечатанном сплаве Ti–6Al–4V является α -фаза, вто-

рыми фазами – β -Ti и α '-Ti, однако объемные доли последних в металле шва увеличиваются по сравнению с основным материалом вдали от шва.

4. Увеличение микротвердости металла шва по сравнению с микротвердостью основного материала обусловлено увеличением плотности частиц нанокристаллической α ' фазы.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0010.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Rafi H.K., Karthik N.V., Gong H., Starr T.L., Stucker B.E. Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting // J. Mater. Eng. Perform. 2013. V. 22. № 12. P. 3872–3883.
- Zhang D., Sun S., Qiu D., Gibson M.A., Dargusch M.S., Brandt M., Qian M., Easton M. Metal Alloys for Fusion-Based Additive Manufacturing // Adv. Eng. Mater. 2018. V. 20. P. 1700952.
- Hasan S.F., Casey R.S., Kazunori H. Metal Additive Manufacturing for Microelectromechanical Systems: Titanium Alloy (Ti–6Al–4V)-based Nanopositioning Flexure Fabricated by Electron Beam Melting // Sens. Actuators. A: Physical. 2016. V. 249. P. 284–293.
- Petrov A.K. Main Directions in the Development of Additive Technologies for Micron-resolution Printing // Inorg. Mater. 2017. V. 53. № 12. P. 1349–1359.
- Башенко В.В. Электронно-лучевые установки. М.: Машиностроение, 1972. 168 с.
- Илларионов А.Г., Попов А.А. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. 137 с.
- Wang Q., Liu J.H., Lu Z.X., Chen D.L. Cyclic Deformation of Dissimilar Welded Joints Between Ti–6Al–4V and Ti17 Alloys: Effect of Strain Ratio // Mater. Sci. Eng. A. 2014. V. 598. P. 122–134.
- Liu J., Gao X., Zhang L., Zhang J. Effects of the Heterogeneity in the Electron Beam Welded Joint on Mechanical Properties of Ti6Al4V Alloy // J. Mater. Eng. Perform. 2015. V. 24. P. 319–328.
- Xiaohui Chen, Jia Zhang, Xin Chen, Xu Cheng, Zheng Huang. Electron beam welding of laser additive manufacturing Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si titanium alloy thick plate // Vacuum. 2018. V. 151. P. 116–121.
- Hanchen Yu, Fangzhi Li, Jingjing Yang, Jianjun Shao, Zemin Wang, Xiaoyan Zeng. Investigation on laser welding of selective laser melted Ti–6Al–4V parts: Weldability, microstructure and mechanical properties // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V. 712. P. 20–27.
- Panin A., Kazachenok M., Perevalova O., Martynov S., Panina A., Sklyarova E. Continuous Electron Beam Post-Treatment of EBF³-Fabricated Ti–6Al–4V Parts // Metals. 2019. V. 9. № 6. P. 699.
- Горелик С.С., Рассторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Металлургия, 1970. 328 с.
- Perevalova O.B., Panin A.V., Kazachenok M.S. Effect of Substrate Cooling on the Microstructure and Phase Composition of Ti–6Al–4V Titanium Based Alloy Products Obtained Using Additive Technologies // Technical Physics. 2020. V. 65. № 3. P. 392–399.
- Бондар А.А., Великанова Т.Я., Даниленко В.М., Дементьев В.М., Козлов Э.В., Лукашенко Г.М., Сидорко В.Р., Штерн Д.М. Стабильность фаз и фазовые равновесия в сплавах переходных металлов. Киев: Наукова Думка, 1991. 200 с.
- Прядко Т.В. Особенности гидрирования сплавов системы Ti–V // Металлофизика. Новейшие технологии. 2015. Т. 37. № 2. С. 243–255.
- Казанцева Н.В., Ежов И.В., Виноградова Н.И., Ильиных М.В., Фефелов А.С., Давыдов Д.И., Оленева О.А., Карабаналов М.С. Влияние геометрии построения образца в методе селективного лазерного сплавления на микроструктуру и прочностные характеристики сплава Ti–6Al–4V // ФММ. 2018. Т. 119. № 11. С. 1138–1146.
- Мурзинова М.А., Жеребцов С.В., Салищев Г.А. Зависимость удельной энергии межфазной энергии β/α границы в титановом сплаве ВТ6 от температуры нагрева в интервале 600–975°C. // ЖЭТФ. 2016. Т. 149. Вып. 4. С. 815–826.
- Duerig T.W., Albrecht J., Richter D., Fischer P. Formation and reversion of stress induced martensite in Ti–10V–2Fe–3Al // Acta Metal. 1982. V. 30. P. 2161–2162.
- Kazantseva N., Krakhmalev P., Thuvander M., Yadroitsev I., Vinogradova N., Ezhov I. Martensitic transformations in Ti–6Al–4V (ELI) alloy manufactured by 3D printing // Materials Characterization. 2018. V. 146. P. 101–112.
- Хирш П., Хови А, Николсон Р., Пэшли Д., Уэлан М. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.
- Kozlov E.V., Trishkina L.I., Popova N.A., Koneva N.A. Dislocation physics in the multilevel approach to plastic deformation // Phys. Mesomech. 2011. V. 14. № 5–6. P. 283–296.
- Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П., Горная И.Д., Васильев А.Д. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. Киев: Наукова думка, 1989. 256 с.
- Zhang Yacen, Liu Huiqun, Yi Dangling, Wang Bin, Jiang Yong, Hu Tao, Xiao Yu, Yang Qi. Stress-induced α ' phase in a beta Ti–19Nb–1/5Mo–4Zr–8Sn alloy // Materials Characterization. 2018. V. 140. P. 247–258.