

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295:539.25

ВОЗДЕЙСТВИЕ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА ПРИ ИМИТАЦИИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ОБРАЗЦОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ И СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

© 2024 г. О. Б. Перевалова^{a, *}, А. В. Панин^{a, b}, М. С. Казаченок^a, С. А. Мартынов^a

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

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

*e-mail: perevalova52@mail.ru

Поступила в редакцию 21.11.2023 г.

После доработки 27.03.2024 г.

Принята к публикации 05.04.2024 г.

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии исследованы микроструктура и фазовый состав образцов сплава Ti–6Al–4V, полученных методами проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии (ЭЛАТ) и селективного лазерного сплавления (СЛС), после воздействия электронным лучом, имитирующим электронно-лучевую сварку. Установлено, что в зоне воздействия электронного луча в СЛС-образцах в отличие от ЭЛАТ-образцов происходит увеличение поперечных размеров анизотропных первичных β -зерен и пластин α/α' -фазы, а также образование субмикроструктурных зерен α -фазы и нанокристаллической α' -фазы внутри пластин α/α' -фазы. Разный характер изменения микроструктуры и, соответственно, микротвердости в зоне сварного шва и зоне термического влияния по сравнению с основным металлом обусловлен разной скоростью охлаждения ванны расплава в зонах шва ЭЛАТ- и СЛС-образцов. В СЛС-образце скорость охлаждения ванны расплава меньше, чем в ЭЛАТ образце. Это обусловлено тем, что из-за более мелкодисперсной игольчатой α' -мартенситной структуры теплопроводность в основном металле СЛС-образца меньше, чем в основном металле ЭЛАТ-образца.

Ключевые слова: титановый сплав, проволоочная электронно-лучевая аддитивная технология, селективное лазерное сплавление, рентгеноструктурный анализ, фазовый состав, микроструктура, микрореформация решетки α -фазы, остаточные упругие макронапряжения, микротвердость

DOI: 10.31857/S0015323024070105, EDN: JRFJLZ

ВВЕДЕНИЕ

Легкость, высокая прочность в интервале температур от криогенных (-250°C) до умеренно высоких ($300\text{--}600^{\circ}\text{C}$) и отличная коррозионная стойкость обеспечивают титановым сплавам хорошие перспективы применения в качестве конструкционных материалов во многих областях, в частности, в авиации и отраслях транспортного машиностроения [1]. Одним из широко применяемых в авиастроении (более 50% изделий) сплавов является титановый сплав Ti–6Al–4V [2, 3].

Для сварки прокатанных титановых сплавов, как правило, применяется электронно-лучевая

сварка (ЭЛС) [4–6]. В сварном соединении выделяют три зоны: зону шва сварного (СШ), зону термического влияния (ЗТВ) и зону основного металла (ОМ). В зоне СШ по сравнению с зоной ОМ изменяется фазовый состав, например, в сплаве Ti–6Al–4V образуется структура α' -мартенсита [5, 6] и алюминиды титана $\gamma\text{-TiAl}$ и Ti_3Al . Микротвердость зоны СШ становится больше микротвердости зоны ОМ [5, 6]. В зоне СШ сплава Ti–6Al–4V также возникают упругие макронапряжения растяжения [4]. С удалением от зоны СШ в ЗТВ объемная доля α' -мартенсита уменьшается, и упругие макронапряжения

растяжения заменяются на макронапряжения сжатия [4].

Для сварки изделий из сплава Ti–6Al–4V, полученных аддитивными технологиями, также применяется ЭЛС. При ЭЛС-микроструктура в зоне СШ определяется микроструктурой зоны ОМ [7]. Среди аддитивных технологий электронно-лучевая проволоочная аддитивная технология (ЭЛАТ) является наиболее перспективной в связи с ее экономичностью [8]. Однако предел прочности ЭЛАТ-образцов не превышает 850 МПа. При использовании ЭЛС ширина зоны СШ в ЭЛАТ-образцах больше, чем в исходной ковальной проволоке этого же сплава [9]. Это обусловлено спецификой микроструктуры ЭЛАТ-образцов по сравнению с микроструктурой исходной ковальной проволоки. Микроструктура последней представлена первичными β -зернами, внутри которых имеются пластины α -фазы с зернограничными прослойками β -фазы.

В ЭЛАТ-образцах сплав Ti–6Al–4V имеет пластинчатую структуру как α -, так и α' -фаз [10]. По границам пластин α/α' -фазы располагаются прослойки либо β -фазы, либо двух фаз ($\beta+\alpha''$), либо α'' -фазы [10] в зависимости от локальной концентрации ванадия в этих фазах [11]. Поперечные размеры пластинчатых зерен α/α' -фазы составляют около 1 мкм. При ЭЛС ЭЛАТ-образцов сплава Ti–6Al–4V микроструктура в зоне СШ подобна микроструктуре в зоне ОМ [12]. Отличие в микроструктуре зон СШ и ОМ состоит в том, что поперечные размеры анизотропных первичных β -зерен и пластин α/α' -фазы в зоне СШ меньше, чем в зоне ОМ.

Технология селективного лазерного сплавления (СЛС) позволяет увеличить механические характеристики сплава Ti–6Al–4V. Предел прочности СЛС-образцов этого сплава превышает 1200 МПа [8, 13]. Увеличение предела прочности обусловлено тем, что при СЛС образуются пластины α' -фазы с поперечным размером около 0.1 мкм. При отжиге в СЛС-образцах сплава происходит образование зернограничных прослоек β -фазы по границам пластин α -фазы вследствие фазового превращения $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ [14]. Однако механические характеристики СЛС-образцов остаются высокими из-за того, что средние размеры пластин α/α' -фазы при отжиге не изменяются. В отличие от ЭЛАТ-образцов сплава Ti–6Al–4V влияние ЭЛС на микроструктуру и микротвердость изделий, полученных технологией СЛС, мало изучено. В связи с этим задача исследования микроструктуры, упругих макронапряжений и микротвердости в сварных соединениях образцов сплава Ti–6Al–4V, напечатанных с использованием СЛС-технологий, является актуальной, особенно в сравнении со

сварными соединениями ЭЛАТ-образцов этого же сплава. На первом этапе задачей настоящей работы является исследование воздействия электронного луча, имитирующего ЭЛС, на микроструктуру и микротвердость образцов сплава Ti–6Al–4V, полученных ЭЛАТ- и СЛС-технологиями.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

3D-печать сплава Ti–6Al–4V осуществляли с использованием ЭЛАТ и технологии СЛС. ЭЛАТ-образцы сплава Ti–6Al–4V в форме параллелепипеда с размерами 25 мм $\times$ 25 мм $\times$ 70 мм были изготовлены на установке для проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства (ИФПМ СО РАН, Томск, Россия). Процесс 3D-печати ЭЛАТ заготовок заключался в плавлении проволоки Ti–6Al–4V диаметром 1.6 мм в вакууме 1.3×10^{-3} Па электронной пушкой с плазменным катодом при ускоряющем напряжении 30 кВ. Ток пучка варьировали в диапазоне 17–24 мА. Расстояние между электронной пушкой и титановой опорной плитой составляло 630 мм. Подачу проволоки осуществляли со скоростью 2 м/мин под углом 35° к поверхности подложки. Стратегия печати выполнялась по траектории меандра с зеркальным наплавлением слоев. Расстояние между соседними треками в пределах одного слоя составляло ~ 2 мм. После наплавки каждого слоя опорная плита опускалась на 1.5 мм. После окончания процесса 3D-печати из заготовок Ti–6Al–4V методом электроискровой резки были вырезаны образцы с размерами 10 мм $\times$ 10 мм $\times$ 70 мм.

СЛС-образцы Ti–6Al–4V с размерами 10 мм $\times$ 10 мм $\times$ 100 мм были изготовлены на установке EOSINT M280 (EOS Electro Optical Systems, Мюнхен, Германия) путем послойного плавления порошка Ti–6Al–4V (AP&C, Канада) со средним размером 30 мкм. Селективное лазерное сплавление проводили Yb-волоконным лазером с мощностью излучения 200 Вт в атмосфере аргона (для предотвращения окисления порошка). В качестве подложки использовали титановую пластину толщиной 10 мм. После изготовления СЛС-образцы Ti–6Al–4V подвергали отжигу в вакууме при температуре 600°C в течение 2 ч.

Имитацию ЭЛС в режиме проплавления проводили путем однократного перемещения электронного луча в направлении, перпендикулярном направлению построения ЭЛАТ- и СЛС-образцов. Параметры электронного луча в процессе имитации электронно-лучевой сварки были следующие: сила тока пучка — 60 мА, ускоряющее напряжение — 40 кВ, скорость сварки —

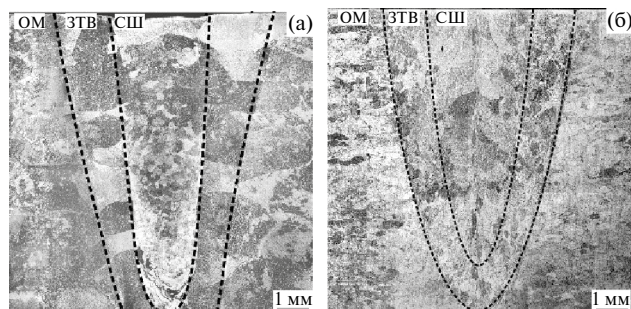


Рис. 1. Оптические изображения структуры имитированных сварных швов в поперечных сечениях образцов, полученных с использованием ЭЛАТ (а) и технологии СЛС (б).

15 мм/с, частота колебаний луча — 1000 Гц, диаметр пятна нагрева — 3 мм, развертка луча в виде спирали.

Упругие остаточные макронапряжения $\sigma_{//}$, параметры кристаллической решетки α/α' -фазы и ее упругую микродеформацию ϵ , а также объемную долю фаз в зонах СШ и ОМ определяли методами рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Дифрактограммы получали методом симметричной съемки [15] с использованием $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучения. Съемку проводили на поперечных сечениях образцов в сварных швах, структура которых представлена на рис. 1.

При оценке остаточных макронапряжений $\sigma_{//}$ и упругой микродеформации ϵ кристаллической решетки α -фазы в качестве эталона принимали образец прокатанного сплава Ti–6Al–4V, отожженного при температуре 600°C в течение 6 часов. Объемную долю β -фазы и оксида TiO_2 оценивали как отношение интегральной интенсивности пиков этих фаз к интегральной интенсивности пиков всех фаз.

Микроструктуру имитированных сварных швов в 3D-напечатанных образцах сплава Ti–6Al–4V изучали с помощью оптического микроскопа Zeiss Axiovert 40 MAT и электронного микроскопа JEM 2100 в вершине шва. Для металлографических исследований шлифованную и полированную поверхность титановых образ-

цов подвергали предварительному травлению в реагенте Кролла (2% HF, 2% HNO_3 , и 96% H_2O).

Приготовление фольг для исследования микроструктуры методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) осуществляли ионным утонением на установке Joel Ion Slicer EM-09100 1S. Для идентификации фаз применяли темнопольную методику.

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

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На оптических изображениях микроструктуры имитированных сварных швов можно выделить три зоны: зону СШ, ЗТВ и зону ОМ (см. рис. 1). Ширина зон СШ и ЗТВ в ЭЛАТ и СЛС образцах практически одинакова и составляет 2 мм и 1.4 мм соответственно.

На рис. 2а–в представлены оптические изображения микроструктуры зон СШ, ЗТВ и зоны ОМ в ЭЛАТ образце. В зоне СШ первичные β -зерна имеют изотропную форму и размер ≈ 0.2 мм, в зонах ЗТВ и ОМ — анизотропную форму и поперечный размер зерна ≈ 0.9 мм. Светлая полоса на рис. 2а между зонами СШ и ЗТВ представляет собой зону сплавления.

В СЛС-образце в зонах СШ, ЗТВ и ОМ первичные β -зерна имеют анизотропную форму и поперечный размер ≈ 1 мм в зоне СШ и ≈ 0.3 мм в зонах ЗТВ и ОМ (рис. 3а–в).

Таким образом, в зоне СШ ЭЛАТ-образца происходит уменьшение, тогда как в СЛС-образце — увеличение поперечных размеров первичных β -зерен анизотропной формы по сравнению с зоной ОМ.

Первичные β -зерна имеют внутреннюю пластинчатую (игльчатую) структуру во всех зонах имитированного сварного шва как в ЭЛАТ-образце (рис. 2), так и в СЛС-образце (рис. 3).

Металлографически выявляемая пластинчатая структура в титановых сплавах может быть как двухфазной ($\alpha+\beta$) [10, 11], так и однофазной α' -мартенситной [13].

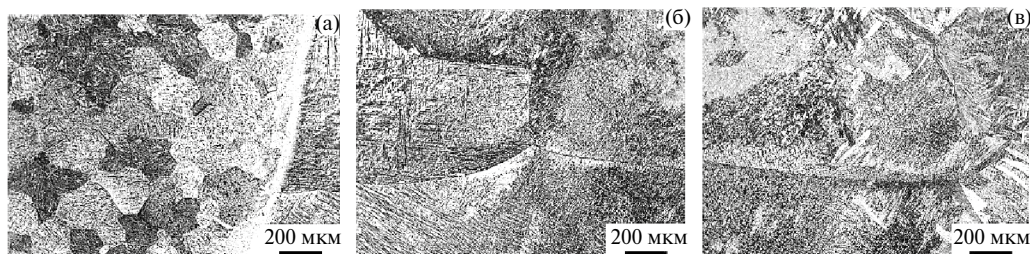


Рис. 2. Оптические изображения микроструктуры первичных β -зерен в зонах СШ (а), ЗТВ (б) и ОМ (в) в образце сплава Ti–6Al–4V, полученного с использованием ЭЛАТ.

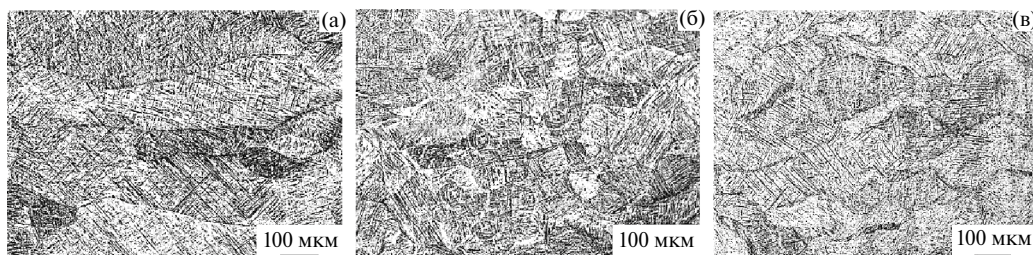


Рис. 3. Оптические изображения микроструктуры первичных β -зерен в зонах СШ (а), ЗТВ (б) и ОМ (в) в образце сплава Ti–6Al–4V, полученного с использованием технологии СЛС.

Известно [16–18], что размер первичных β -зерен в титановых сплавах определяется скоростью охлаждения: чем больше скорость охлаждения, тем меньше размер первичных β -зерен. Таким образом, скорость охлаждения ванны расплава в имитированном сварном шве ЭЛАТ-образца больше, а в шве СЛС-образца — меньше скорости охлаждения исходного образца в процессе 3D-печати (зона ОМ). При этом скорость охлаждения ванны расплава в шве СЛС-образца меньше, чем в шве ЭЛАТ-образца.

Для субмикроструктурного титана в [19] показано, что чем меньше размер зерен, тем меньше теплопроводность. В СЛС-образце в зоне ОМ размеры первичных β -зерен и α/α' -пластин вдвое меньше, чем в зоне ОМ в ЭЛАТ-образце.

Это приводит к тому, что теплопроводность в зоне ОМ в СЛС-образце меньше, чем в ЭЛАТ-образце и, соответственно, скорость охлаждения ванны расплава в СЛС-образце меньше, чем в ЭЛАТ образце.

Дифрактограмма зоны имитированного СШ ЭЛАТ-образца отличается от дифрактограммы зоны ОМ усилением пика 100α , ослаблением пиков 102α и 201α и исчезновением пика 110α .

Это свидетельствует о появлении текстуры в α/α' -фазе в зоне СШ, отличной от текстуры в зоне ОМ. Оценки показали, что в зоне СШ объемная доля β -фазы уменьшилась вдвое и составила 2% (табл. 1).

На дифрактограмме зоны СШ появились слабые пики оксида TiO_2 (брукита), объемная доля которого не превышает 3% (табл. 1).

Дифрактограмма зоны СШ СЛС-образца практически не отличается от дифрактограммы зоны ОМ по интенсивности пиков α -фазы. Это означает, что в зоне СШ наследуется текстура зеренной структуры зоны ОМ.

Объемная доля β -фазы в зонах СШ и ОМ СЛС-образца составляет 5–6%. Поэтому пластинчатая структура во всех зонах имитированного сварного соединения на оптических изображениях на рис. 3 представляет собой пластины α/α' -фазы с прослойками β -фазы по их границам.

Оценка остаточных упругих макронапряжений σ_{ij} в зонах ОМ и СШ ЭЛАТ- и СЛС-образцов показала, что в зоне СШ ЭЛАТ-образца сжимающие упругие макронапряжения меньше, чем в зоне ОМ (табл. 1), тогда как в зоне СШ СЛС-образца они практически не изменяются по сравнению с зоной ОМ.

В зоне СШ из-за усадки металла при переходе его из жидкого состояния в твердое всегда возникают упругие макронапряжения растяжения. Возникновение в зонах как СШ, так и ОМ имитированных сварных соединений в ЭЛАТ- и СЛС-образцах упругих сжимающих макронапряжений свидетельствует о том, что знак и уровень макронапряжений в сварном соединении определяется не только усадочными термическими напряжениями. Можно полагать, что уменьшение макронапряжений сжатия в зоне СШ ЭЛАТ-образца произошло из-за увеличения объемной доли α' -мартенсита, что обусловлено высокой скоростью охлаждения в процессе воздействия электронным пучком.

Увеличение объемной доли α' -мартенсита в зоне СШ ЭЛАТ-образца сопровождается уменьшением объемной доли β -фазы (см. табл. 1). Аналогичное соотношение между объемными долями α' - и β -фаз наблюдалось в [14]. Как отмечалось выше, в зоне СШ СЛС-образца объемная доля β -фазы увеличивается по сравнению с зоной ОМ. Это является косвенным признаком того, что в зоне СШ объемная доля α' -мартенсита уменьшается.

Упругая микродеформация ϵ кристаллической решетки α -фазы в зоне СШ ЭЛАТ-образца больше, чем в зоне ОМ (см. табл. 1). Увеличение ϵ может быть обусловлено несколькими факторами: увеличением плотности дислокаций [15] из-за высокой скорости охлаждения зоны СШ и увеличением объемной доли α' -фазы [20]. Поскольку параметры решеток α - и α' -фаз в сплаве Ti–6Al–4V имеют близкие значения, то увеличение объемной доли α' -фазы приводит к уширению рентгеновских пиков α -фазы и, соответственно, к увеличению ϵ .

Таблица 1. Микротвердость H_{μ} , параметры кристаллической решетки α -фазы a и c и их отношение c/a , микродеформация ϵ кристаллической решетки α -фазы, упругие остаточные макронапряжения $\sigma_{//}$, объемная доля δ остаточной β -фазы и оксида титана TiO_2 (брукита) в зонах ОМ и СШ имитированных сварных соединений образцов, полученных с использованием ЭЛАТ и технологии СЛС 3D-печати

Вид 3D-печати	Зона	H_{μ} , ГПа	Параметры решетки, нм		c/a	ϵ	$\sigma_{//}$, ГПа	$\delta, \%$	
			a	c				β	TiO_2
ЭЛАТ	ОМ	4.5	0.2922	0.4685	1.603	0.0003	−0.8	4	—
	СШ	5.1	0.2919	0.4666	1.598	0.0025	−0.2	2	3
СЛС	ОМ	5.9	0.2924	0.4665	1.595	0.00006	−0.2	5	—
	СШ	5.9	0.2925	0.4666	1.595	−0.0008	−0.3	6	—

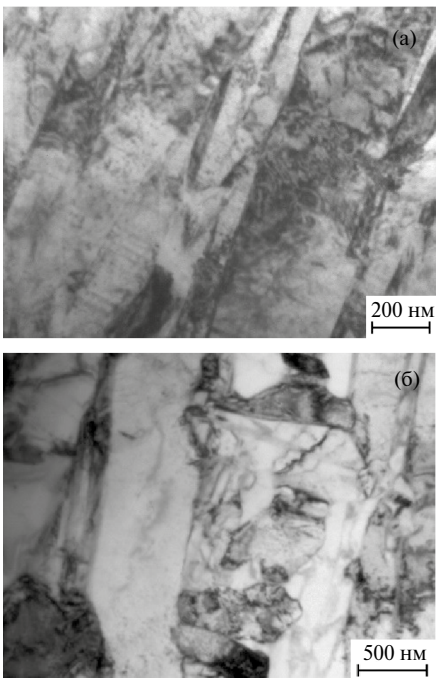


Рис. 4. Светлопольные электронно-микроскопические изображения микроструктуры в зонах ОМ (а) и СШ (б) в СЛС-образце.

Уменьшение параметров решетки α -фазы в зоне СШ по сравнению с зоной ОМ в ЭЛАТ-образце (табл. 1) свидетельствует о том, что концентрация ванадия в α -фазе в зоне СШ больше, чем в зоне ОМ. Известно [21], что легирование ванадием титана приводит к уменьшению параметров решетки α -фазы. Поскольку растворимость ванадия в α' -фазе больше, чем в α -фазе, то увеличение концентрации ванадия в твердом растворе может служить признаком того, что в зоне СШ ЭЛАТ-образца объемная доля α' -фазы больше, чем в зоне ОМ. Уменьшение параметра решетки c в зоне СШ может быть также обусловлено уменьшением концентрации кислорода в твердом растворе. Следует отметить, что уменьшение параметра решетки c и отношения c/a сопровождается образованием оксида TiO_2 .

Ранее проведенное методом ПЭМ исследование [12] микроструктуры зоны СШ сварного соединения ЭЛАТ-образца также выявило уменьшение поперечных размеров пластинчатых зерен α/α' -фаз по сравнению с их размерами в зоне ОМ и нанокристаллические частицы α'' -фазы в этих зернах. Экстинкционные контуры вблизи этих частиц свидетельствуют о наличии упругих полей напряжений в α -фазе [12]. Возникновение α'' -фазы внутри пластинчатых зерен в зоне СШ возможно вследствие распада α' -мартенсита [22].

В ЭЛАТ-образце уменьшение размеров первичных β -зерен в зоне СШ по сравнению с зоной ОМ сопровождается уменьшением поперечных размеров α/α' -пластин [12].

В СЛС-образце средние значения поперечных размеров α/α' -пластин в зоне СШ более чем вдвое больше, чем в зоне ОМ, и составляют 370 нм и 120 нм, соответственно (рис. 4а, б). Таким образом, увеличение размеров первичных β -зерен сопровождается увеличением поперечных размеров α/α' -пластин. Особенностью микроструктуры в зоне СШ является то, что в α/α' -пластинах наблюдаются α -зерна изотропной формы размером 90 нм (рис. 4б) и малоугловые границы с нанокристаллической α'' -фазой (рис. 5). Концентрация ванадия в малоугловых границах составляет более 8 вес.%. Можно предположить, что образование α'' -фазы на малоугловых границах внутри α' -пластин происходит при распаде α' -фазы вследствие фазового превращения $\alpha' \rightarrow \alpha$. Из-за того, что растворимость ванадия в α -фазе меньше, чем в α' -фазе, при росте зародыша α -фазы происходит увеличение концентрации ванадия на тех малоугловых границах, что встречаются на пути фронта фазового превращения $\alpha' \rightarrow \alpha$. Поскольку для образования α'' -фазы достаточной является локальная концентрация ванадия до 6–8 вес.% [11], то на малоугловых границах образуется α'' -фаза. Подобный процесс увеличения концентрации одного из элементов на границах антифазных доменов

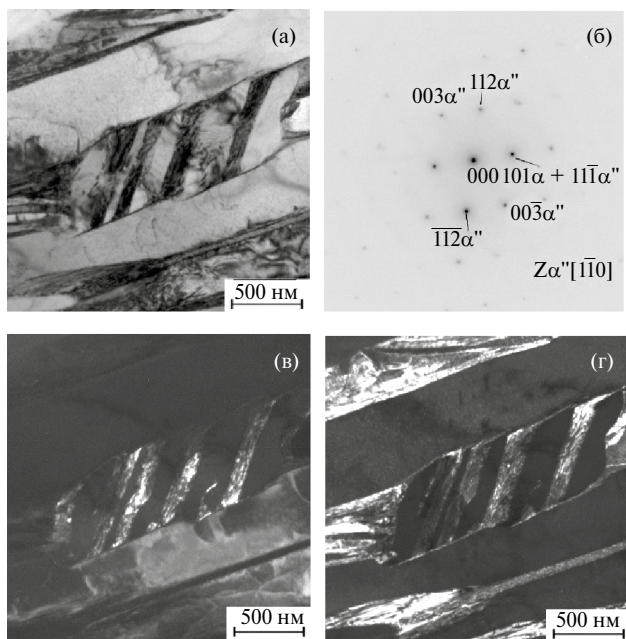


Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры СЛС-образца в зоне СШ: а — светлое поле, б — микродифракция, в — темное поле в рефлекс 003 оси зоны $[110]$ α' , г — темное поле в совпадающих рефлексах $11\bar{1}$ оси зоны $[110]$ α' и 101 α .

или на границах зерен происходит в бинарных упорядочивающихся сплавах нестехиометрического состава при фазовом превращении порядок-беспорядок [23, 24].

Микродеформация ϵ решетки α -фазы в зоне ОМ СЛС-образца составляет 0.00006 (табл. 1). Полуширина РСА-пигов в зоне СШ меньше, чем в эталоне. Это означает, что упругая микродеформация ϵ решетки α -фазы в зоне СШ имеет отрицательный знак (табл. 1). Уменьшение микродеформации ϵ в зоне СШ по сравнению с зоной ОМ составляет $\Delta\epsilon = 0.00086$. Оценка плотности дислокаций методом ПЭМ показала, что как в зоне СШ, так и в зоне ОМ плотность дислокаций одинакова и составляет $0.8 \times 10^8 \text{ см}^{-2}$. Можно полагать, что уменьшение микродеформации ϵ α -фазы в зоне СШ СЛС-образца обусловлено уменьшением объемной доли α' -фазы. Параметры кристаллической решетки α -фазы a и c и их отношение c/a в зонах СШ и ОМ практически одинаковы (табл. 1). Это означает, что концентрация элементов в твердом растворе в зонах СШ и ОМ СЛС-образца не различается, а уменьшение ϵ в зоне СШ обусловлено другими факторами. Следует отметить, что в зоне шва не образуется TiO_2 . Из сравнения данных (табл. 1) можно сделать вывод, что образование TiO_2 в СШ ЭЛАТ образца обусловлено содержанием кислорода в твердом растворе до сварки.

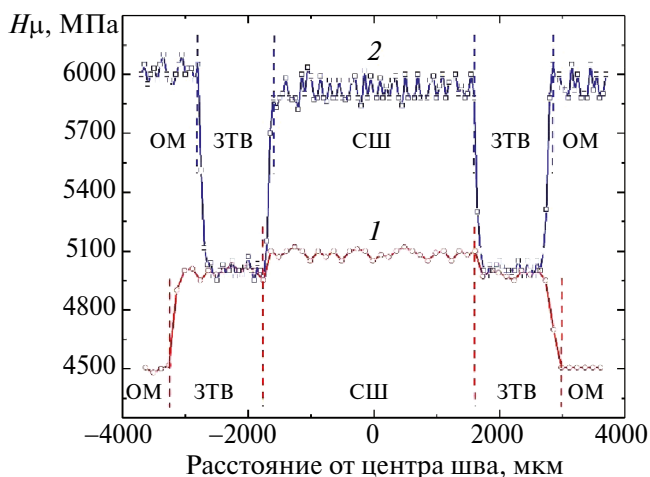


Рис. 6. Распределения микротвердости в поперечных сечениях образцов сплава Ti-6Al-4V, полученных с использованием ЭЛАТ (1) и СЛС (2).

Об этом свидетельствует то, что c/a в зоне ОМ в ЭЛАТ-образце больше, чем в СЛС-образце.

На рис. 6 представлены распределения микротвердости в поперечном сечении ЭЛАТ- и СЛС-образцов. В ЭЛАТ-образце (рис. 6, кривая 1) микротвердость в зонах ЗТВ и СШ больше, чем в зоне ОМ. В СЛС-образце микротвердость в зонах СШ и ОМ одинакова (рис. 6, кривая 2). Увеличение микротвердости в зоне СШ ЭЛАТ-образца обусловлено увеличением объемной доли α' -фазы, уменьшением поперечных размеров α/α' -пластин, увеличением внутренних микронапряжений и образованием нанокристаллической α'' -фазы внутри α/α' -пластин. Одинаковые значения микротвердости в зонах СШ и ОМ в СЛС-образце обусловлены тем, что в микроструктуре зоны СШ происходят изменения, влияющие разнонаправленно на микротвердость. Увеличение поперечных размеров α/α' -пластин и уменьшение внутренних микронапряжений, обусловленных уменьшением ϵ , приводит к уменьшению микротвердости, тогда как образование изотропных зерен α -фазы размером не более 100 нм и нанокристаллической α'' -фазы — к увеличению микротвердости.

ВЫВОДЫ

1. При воздействии электронного пучка, имитирующего сварку, в зоне СШ СЛС-образца происходит увеличение, тогда как в зоне СШ в ЭЛАТ-образце — уменьшение поперечных размеров анизотропных первичных β -зерен и α/α' -пластин по сравнению с зоной ОМ.
2. Изменения в микроструктуре зоны СШ в СЛС-образце имеют как разупрочняющий, так и упрочняющий эффект. Это приводит к тому,

что микротвердость в зоне СШ не изменяется по сравнению с микротвердостью в зоне ОМ.

3. Изменения в микроструктуре зоны СШ в ЭЛАТ-образце имеют упрочняющий эффект.

4. Электронный пучок, имитирующий электронно-лучевую сварку, и электронно-лучевая сварка приводят к одинаковому воздействию на микроструктуру металла шва в ЭЛАТ-образце сплава Ti-6Al-4V.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0010. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП “Нанотех” ИФПМ СО РАН и ЦКП НОИЦ НМНТ ТПУ.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 368с.
2. Akula S.P., Ojha M., Rao K.L., Gupta A.K. A review on superplastic forming of Ti-6Al-4V and other titanium alloys // Mater. Today Comm. 2023. V. 34. P. 105343.
3. Zhang T., Liu Ch.-T. Design of titanium alloys by additive manufacturing: A critical review // Adv. Powder Mater. 2022. V. 1. P. 100014.
4. Rae W., Lomas Z., Jackson M., Rahimi S. Measurements of residual stress and microstructural evolution in electron beam welded Ti-6Al-4V using multiple techniques // Mater. Characterization. 2017. V. 132. P. 10–19.
5. Wang S., Wu X. Investigation on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy joints with electron beam welding // Mater. Design. 2012. V. 36. P. 663–670.
6. Tsai C.J., Wang L.M. Improved mechanical properties of the Ti-6Al-4V alloy by electron beam welding process plus annealing treatments and its microstructural evolution // Mater. Design. 2014. V. 60. P. 587–598.
7. Xu M., Chen Y., Zhang T., Xie J., Wang S., Yin L. Microstructure evolution and mechanical properties of wrought/wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V joints by electron beam welding // Mater. Characterization. 2022. V. 190. P. 112090.
8. Panin A.V., Kazachenok M.S., Panin S.V., Berto F. Scale levels of quasi-static and dynamic fracture behavior of Ti-6Al-4V parts built by various additive manufacturing methods // Theoret. Appl. Fracture Mechan. 2020. V. 110. P. 102781.
9. Панин А.В., Казаченок М.С., Круковский К.В., Казанцева Л.А., Мартынов С.А. Сравнительный анализ микроструктуры сварных соединений образцов Ti-6Al-4V, полученных прокаткой и методом проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии // Физическая мезомех. 2023. Т. 26. № 4. С. 64–78.
10. Перевалова О.Б., Панин А.В., Казаченок М.С. Влияние охлаждения подложки на микроструктуру и фазовый состав изделий из титанового сплава Ti-6Al-4V, полученных методами аддитивных технологий // Журнал технич. физики. 2020. Т. 90. Вып. 3. С. 410–418.
11. 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. 1742–1757.
12. Боянгин Е.Н., Перевалова О.Б., Панин А.В., Мартынов С.А. Влияние электронно-лучевой сварки на микроструктуру и микротвердость 3D-напечатанных изделий из титанового сплава Ti-6Al-4V // ФММ. 2021. Т. 122. № 2. С. 152–158.
13. Kazantseva N., Krakhmalev P., Thuvander M., Yadroitsev I., Vinogradova N., Ezhov I. Martensitic transformations in Ti-6Al-4V (ELI) alloy manufactured by 3D printing // Mater. Characterization. 2018. V. 146. P. 101–112.
14. 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.
15. Горелик С.С., Распоргуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Металлургия, 1970. 328 с.
16. 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.
17. Zhang X.D., Zou J.X., Weber S., Hao S.Z., Dong C., Grosdidier 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.
18. 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.
19. Li Z., Zhao S., Wang B., Cui S., Chen R., Valiev R.Z., Meyers M.A. The effects of ultra-fine-grained structure and cryogenic temperature on adiabatic shear localization in titanium // Acta Mater. 2019. V. 181. P. 408–422.
20. Kazantseva N.V., Krakhmalev P.V., Yadroitsava I.A., Yadroitsev I.A. Laser additive 3D printing of titanium alloys: current status, problems, trends // Phys. Met. Metal. 2021. V. 122. № 1. P. 6–25.
21. Прядко Т.В. Особенности гидрирования сплавов системы Ti-V // Металлофизика. Новейшие технологии. 2015. Т. 37. № 2. С. 243–255.
22. Davis R., Flower H.M., West D.R.F. Martensitic transformations in Ti-Mo alloys // J. Mater. Sci. 1979. V. 14. P. 712–722.
23. Козлов Э.В., Попов Л.Е. Дислокации, антифазные границы и пластическая деформация упорядоченных сплавов // Изв. Вузов. Физика. 1967. № 10. С. 102–111.
24. Garcia-Gonzalez M., van Petegem S., Baluc N., Dupraz M., Honkimaki V., Lalire F., van Swygenhoven H. Influence of thermo-mechanical history on the kinetics in 18 carat Au alloys // Acta Mater. 2020. V. 191. P. 186–197.

ELECTRON BEAM IMPACT ON MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS OF Ti–6Al–4V TITANIUM ALLOY PRODUCED BY WIRE ELECTRON-BEAM ADDITIVE MANUFACTURING TECHNOLOGY AND SELECTIVE LASER ALLOYING AT SIMULATION OF ELECTRONIC-BEAM WELDING

O. B. Perevalova^{1,*}, A. V. Panin^{1,2}, M. S. Kazachenok¹, and S. A. Martynov¹

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Tomsk, 634055 Russia*

²*National Research Polytechnic University, Tomsk, 634050 Russia*

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

The microstructure and phase composition of Ti–6Al–4V alloy specimens produced by wire electron beam additive manufacturing (EBAM) technology and selective laser melting (SLM) method after exposure to an electron beam, simulating electron-beam welding, have been investigated by X-ray diffraction analysis, optical metallography, and transmission electron microscopy. In the electron beam exposure zone of SLM specimens, in contrast to EBAM specimens, it was observed that the transverse dimensions of anisotropic primary β grains and α/α' phase plates increased and inside α/α' phase plates, submicrocrystalline α phase grains and nanocrystalline α'' phase were formed. The different character of microstructure and, accordingly, microhardness changes in the weld zone and heat-affected zone in comparison with the base metal is caused by the different cooling rate of the melt bath in the weld zones of EBAM and SLM specimens. In the SLM specimen, the cooling rate of the melt bath is less than that observed in the EBAM specimen. This discrepancy can be attributed to the fact that due to the finer needle-like α' martensitic structure, the thermal conductivity in the base metal of the SLM sample is less than that in the base metal of the EBAM sample.

Keywords: titanium alloy, wire electron-beam additive manufacturing technology, selective laser melting, X-ray diffraction analysis, phase composition, microstructure, micro-deformation of α phase lattice, residual elastic macrostresses, microhardness