

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ДИФФУЗИЯ

УДК 621.789:620.18

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ  
УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ  
И МИКРОТВЕРДОСТЬ ЭЛС-СОЕДИНЕНИЯ  
3D-НАПЕЧАТАННОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V

© 2022 г. О. Б. Перевалова<sup>а, \*</sup>, А. В. Панин<sup>а, b</sup>, Е. Н. Боянгин<sup>с</sup>, С. А. Мартынов<sup>а</sup>

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

<sup>б</sup>Национальный исследовательский политехнический университет, Ленина пр., 30, Томск, 634050 Россия

<sup>с</sup>Томский научный центр СО РАН, Академический пр., 10/4, Томск, 634055 Россия

\*e-mail: perevalova52@mail.ru

Поступила в редакцию 01.04.2022 г.

После доработки 29.06.2022 г.

Принята к публикации 01.07.2022 г.

Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии показано, что ультразвуковая электроимпульсная ударная обработка (УЗОТ) сварного шва в образцах сплава Ti–6Al–4V, полученных электронно-лучевой провололочной аддитивной технологией, приводит к образованию градиентной структуры в поверхностных слоях: на глубине 1–2 мкм – нанокристаллической структуры титановых и титаново-железных оксидов, аморфной фазы и нанокристаллической структуры  $\alpha$ -фазы, на глубине от 2 до 10 мкм – нанокристаллической структуры в слоях с  $\beta + \alpha''$  и  $\alpha + \beta$ -фазами, на глубине более 10 мкм – субмикро- и микрокристаллической структуры  $\alpha$ -фазы. Установлено, что при УЗОТ металла в зоне шва происходит легирование железом поверхностных слоев глубиной 1–2 мкм, а также увеличение микротвердости, обусловленное увеличением зернограничного вклада в упрочнение за счет образовавшихся при обработке нанокристаллической и субмикро- и микрокристаллической структур в  $\alpha$  и  $\beta$ -фазах и дисперсионным упрочнением за счет нанокристаллических фаз титаново-железных оксидов и  $\alpha''$ -фазы.

*Ключевые слова:* электронно-лучевая провололочная аддитивная технология, ультразвуковая электроимпульсная ударная обработка, рентгеноструктурный анализ, просвечивающая электронная микроскопия, энергодисперсионный анализ элементного состава, фазовый состав, микроструктура, микротвердость

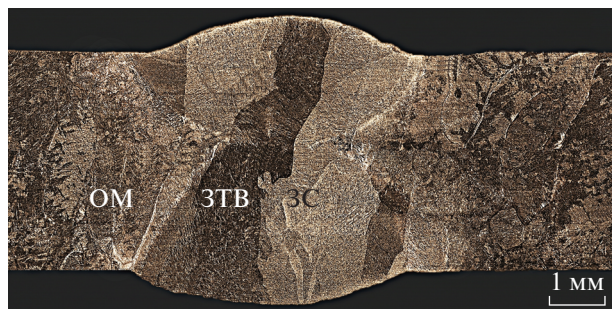
DOI: 10.31857/S0015323022090108

ВВЕДЕНИЕ

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС), проводимая в условиях вакуума, имеет ряд преимуществ по сравнению с традиционными видами сварки: дуговой, аргонодуговой и др. [1–3]. Использование ЭЛС для сплава Ti–6Al–4V, полученного электронно-лучевой провололочной аддитивной технологией, является перспективным, т. к. сварка проводится в вакууме, что предохраняет сварной шов от проникновения атмосферных газов. ЭЛС напечатанного сплава Ti–6Al–4V приводит к увеличению микротвердости металла шва по сравнению с микротвердостью основного материала [4]. Увеличение микротвердости металла шва обусловлено как увеличением макронапряжений растяжения, так и изменениями в микроструктуре. В [4] показано, что при ЭЛС соединения в металле шва по сравнению с основным материалом происходит уменьшение поперечных

размеров пластинчатых зерен  $\alpha$ -фазы и образование нанокристаллической фазы  $\alpha''$ -Ti внутри зерен  $\alpha$ -фазы.

Одним из способов повышения качества сварных соединений является их ультразвуковая ударная обработка (УЗО) [5], а для увеличения глубины модифицированного слоя – ультразвуковая ударная обработка, совмещенная с воздействием импульсного электрического тока (УЗОТ) [6]. Кроме того, УЗОТ может приводить к уменьшению упругих остаточных макронапряжений растяжения, которые, как правило, возрастают в зоне сплавления сварных соединений напечатанного сплава Ti–6Al–4V. УЗОТ сочетает в себе воздействие на металл ультразвука и электрофизическое воздействие электрического тока [7, 8], когда в момент образования искры между образцом и ударником происходит оплавление поверхности как образца так и ударника. Как правило, как



**Рис. 1.** Оптическое изображение микроструктуры поперечного сечения напечатанного образца сплава Ti–6Al–4V со сварным швом: ЗС – зона сплавления, ЗТВ– зона термического влияния, ОМ– зона основного металла вдали от шва [4].

при УЗО, так и при УЗОТ используют либо ударники из стали либо из твердого сплава Co + WC. При оплавлении поверхности образца и стального ударника происходит легирование поверхностных слоев образца железом [9], которое для титана является  $\beta$ -стабилизатором и аморфизатором в системе Ti–Fe [10–14]. Теоретически показано [10], что аморфизация в твердом растворе железа на основе титана возможна при концентрации железа в интервале  $X_{Fe} = 0.23–0.81$ . Аморфная фаза в системе Fe–Ti наблюдалась экспериментально в [11, 12], а в титановом сплаве Ti–6Al–4V – в [13, 14] после УЗО поверхности стальным бойком. Оплавление при УЗОТ сопровождается высокой скоростью охлаждения, что также может создавать условия для аморфизации.

Глубина оплавления поверхности при УЗОТ зависит от микротвердости поверхностного слоя. В [15] показано, что увеличение микротвердости в сплаве Ti–6Al–4V сопровождается уменьшением электропроводности, а, следовательно, теплопроводности и глубины оплавления.

В [9] показано, что УЗОТ напечатанного сплава Ti–6Al–4V приводит к образованию градиентной многофазной структуры в поверхностных слоях и к увеличению микротвердости. Целью настоящей работы является исследование воздействия УЗОТ с использованием стального ударника на микроструктуру и микротвердость сварных соединений в образцах напечатанного сплава Ti–6Al–4V.

**Таблица 1.** Концентрация элементов ( $C_{эл}$ , ат. %) в зависимости от расстояния ( $r$ ) от поверхности, подвергнутой УЗОТ, в металле шва

$r$ , мкм	$C_{эл}$ , ат. %				
	V	Al	Fe	O	Ti
1	3	5	26	8	58
2	4	8	3	1	84
5	4	8	1	1	86

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Заготовки из сплава Ti–6Al–4V были получены на установке 6E400 (ООО “НПК ТЭТА”) с использованием электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии печати [16]. Размеры заготовок составляли  $22 \times 30 \times 80$  мм, из которых затем вырезали образцы для сварных соединений. Химический состав исходной проволоки в вес. %: 5.95Al, 4.37V, 0.02Si, 0.05C, 0.03N, 0.02Fe, 0.18O, 0.015H, 89.36Ti. Технологии электронно-лучевой сварки и УЗОТ описаны в разделе Материалы исследования в [9]. Ударник, используемый при УЗОТ, был изготовлен из стали следующего состава в вес. %: 0.95–1.05C, 0.17–0.37Si, 0.20–0.40Mn, 1.30–1.65Cr, остальное Fe. Направление движения ударника было перпендикулярно поверхности образца. Обрабатывали обе поверхности образца со сварным швом. Толщина образца составляла 1.8 мм.

Микроструктуру сплава исследовали с использованием оптического микроскопа AXIOVERT-200MAT (рис. 1) и электронного микроскопа JEM 2100 как в режиме просвечивающей растровой (ПРЭМ), так и в режиме просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Электронный микроскоп JEM 2100 оснащен приставкой Oxford Instruments INCAx-act для энергодисперсионного анализа элементного состава образцов.

Фазовый состав образцов определяли с использованием дифрактометра ДРОН-7. Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили методом симметричной съемки в  $Co K_{\alpha}$ -излучении [17].

Микротвердость по Виккерсу измеряли с использованием твердомера ПМТ-3 при нагрузке 0.4905Н. Измерения микротвердости проводили в поперечном сечении образцов со сварным соединением от одной поверхности обработки до противоположной.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

**Элементный анализ.** Элементный состав поверхностных слоев шва после УЗОТ на разной глубине от поверхности представлен в табл. 1. Если концентрации ванадия и алюминия близки к значениям в необработанном сплаве Ti–6Al–4V, то концентрации железа и кислорода значительно превышают исходные значения. На расстоянии от поверхности в пределах 1 мкм их концентрация имеет максимальные значения. Так, концентрация железа составляет 26 ат. %, кислорода – 8 ат. %. Как видно из табл. 1, концентрации этих элементов уменьшаются с удалением от поверхности обработки. На расстоянии от поверхности, равном 2 мкм, концентрация железа уменьшается на порядок, кислорода – в 8 раз. На расстоянии 5 мкм и более концентрации железа и кислорода

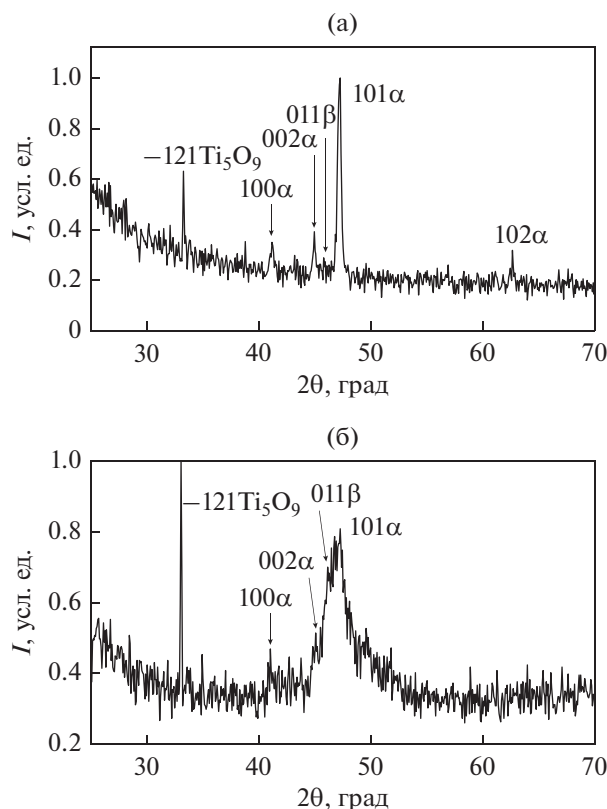


Рис. 2. Участки дифрактограмм образца напечатанного сплава Ti–6Al–4V в зоне шва до (а) и после УЗОТ (б) в интервале углов дифракции  $2\theta$   $25^\circ$ – $70^\circ$ .

составляют около 1 ат. %, как и в необработанном образце. Сравнение изменения концентраций железа и кислорода с удалением от поверхности как в зоне шва так и вдали от него [9] показывает, что в металле вдали от шва концентрация железа достигает 15–20 ат. % на глубине до 5 мкм, в металле зоны шва – на глубине не более 1–2 мкм. Таким образом, в зоне шва глубина поверхностного слоя с повышенными значениями концентраций железа и кислорода более чем вдвое меньше, чем вдали от шва.

**Рентгеноструктурное исследование сварного шва.** На дифрактограмме сварного шва до УЗОТ (рис. 2а) присутствуют пики фаз  $\alpha$ -Ti и пик 011  $\beta$ -Ti, а также пик, соответствующий межплоскостному расстоянию, равному 0.312 нм, который может принадлежать оксиду титана  $Ti_5O_9$ . УЗОТ приводит к увеличению интенсивности оксидного пика и к появлению широкого асимметричного пика, занимающего угловой интервал, в котором до обработки находились пики 002 $\alpha$ , 011 $\beta$  и 101 $\alpha$  (рис. 2б). Межплоскостное расстояние, соответствующее данному пику, равно 0.224 нм. Поскольку на данном пике хорошо видны подпики (рис. 3), то он может быть представлен как суперпозиция пиков следующих фаз: 002 $\alpha$ , 011 $\beta$ ,

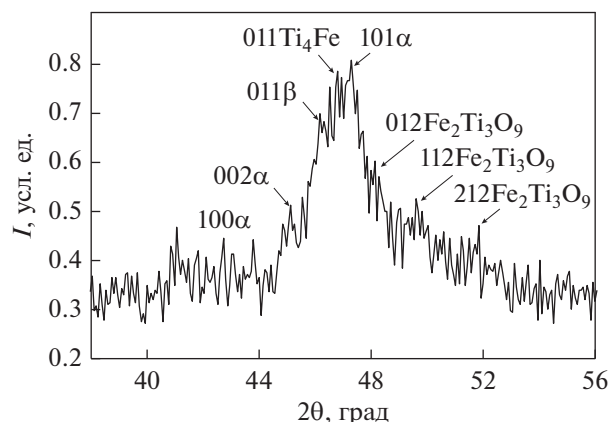


Рис. 3. Участок дифрактограммы напечатанного образца сплава Ti–6Al–4V в зоне шва после УЗОТ.

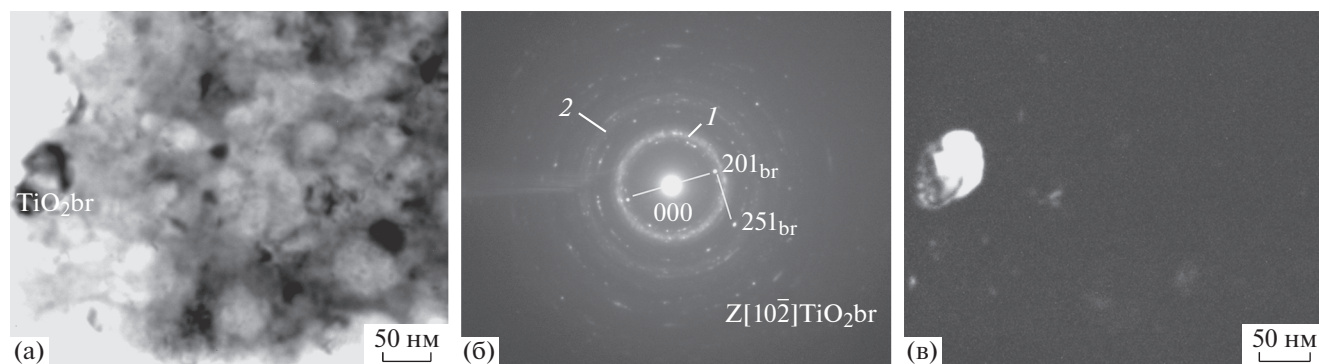
011 $Ti_4Fe$ , 101 $\alpha$ , (012, 112 и 212  $Fe_2Ti_3O_9$ ). В табл. 2 представлены углы дифракции  $2\theta$  и межплоскостные расстояния  $d$  для этих пиков. Второй подъем фона наблюдается при угле дифракции  $2\theta = 91.9^\circ$  и соответствует межплоскостному расстоянию 0.124 нм. Появление двух широких пиков, соответствующих  $d = 0.224$  нм и  $d = 0.124$  нм, позволяет предположить наличие аморфной фазы в поверхностных слоях образца после УЗОТ.

Другие авторы также наблюдали в сплаве на основе титана, а именно, в системе Ti–Ta появление на дифрактограмме двух широких пиков, соответствующих межплоскостным расстояниям  $d_1 = 0.224$  нм и  $d_2 = 0.134$  нм [18], свидетельствующих о присутствии аморфной фазы. Наличие аморфной фазы в данной системе было подтверждено также и методом ПЭМ, а именно, наблюдением двух диффузных гало на микродифракционных картинах [18]. Как отмечалось выше, в системе Ti–Fe возможна аморфизация. Помимо пика 011 $\beta$  на рис. 3 можно выделить пик 011 $Ti_4Fe$ , соответствующий межплоскостному расстоянию, равному 0.225 нм. Фаза  $Ti_4Fe$  представляет собой твердый раствор же-

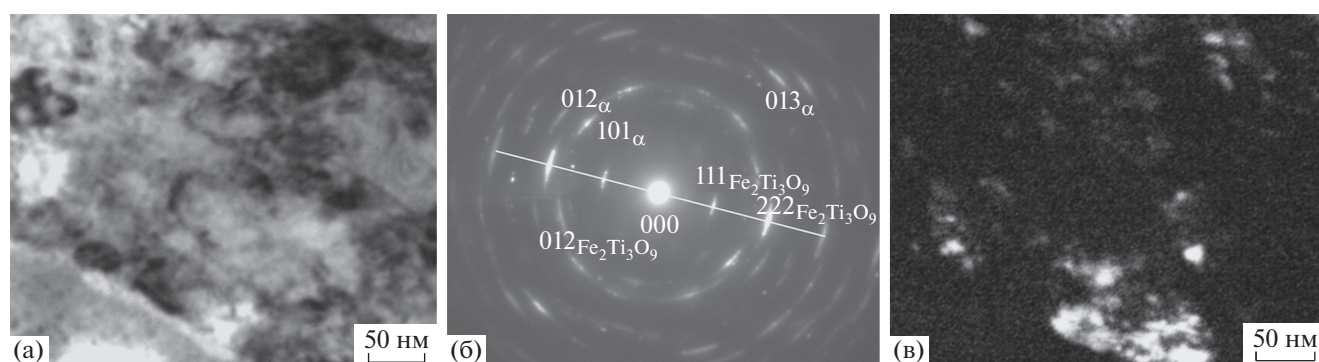
Таблица 2. Углы дифракции ( $2\theta$ ) и межплоскостные расстояния ( $d$ ) фаз в зоне сварного шва образца напечатанного сплава Ti–6Al–4V

№ пика	$2\theta$ , град	$d$ , нм	Фазы
1	41.10	0.255	100 $\alpha$
2	45.04	0.233	002 $\alpha$
3	46.14	0.228	011 $\beta$
4	46.86	0.225	011 $Ti_4Fe$
5	47.40	0.223	101 $\alpha$
6	48.15	0.219	012 $Fe_2Ti_3O_9$
7	49.60	0.213	112 $Fe_2Ti_3O_9$
8	51.67	0.205	212 $Fe_2Ti_3O_9$





**Рис. 4.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры на расстоянии менее 1 мкм от поверхности, подвергнутой УЗОТ. Светлое поле (а), микродифракционная картина (б), темное поле, полученное в рефлексе 201 оси зоны  $[10\bar{2}]$   $\text{TiO}_2$  (brookite) (в).



**Рис. 5.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры на расстоянии 2 мкм от поверхности, подвергнутой УЗОТ. Светлое поле (а), микродифракционная картина (б), темное поле, полученное в рефлексе 111 оси зоны  $[\bar{2}11]$   $\text{Fe}_2\text{Ti}_3\text{O}_9$  (в).

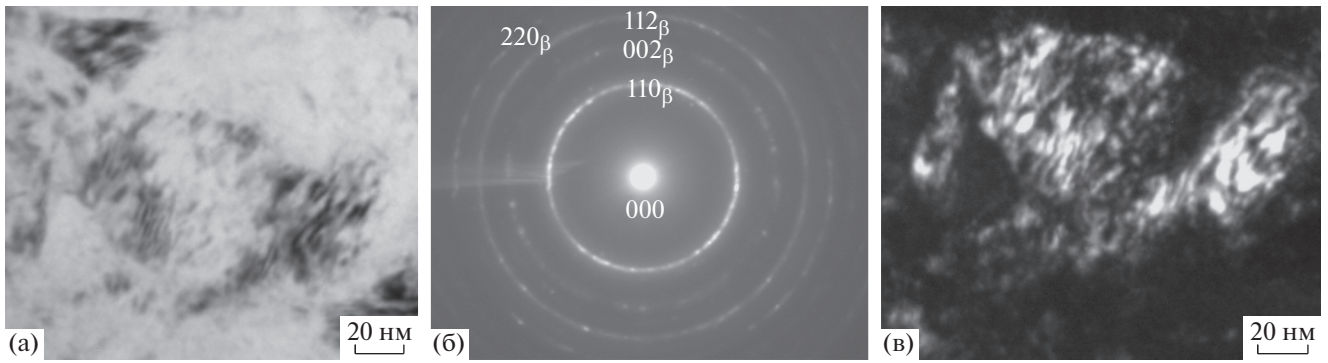
леза на основе  $\beta$ -Ti [19]. Присутствие на дифрактограмме пиков  $011\beta$  и  $011\text{Ti}_4\text{Fe}$  свидетельствует о градиенте концентрации железа в поверхностных слоях. Появление на дифрактограмме пиков титаново-железных оксидов также обусловлено высокой концентрацией железа в поверхностных слоях.

**Исследование микроструктуры зоны шва методом ПЭМ.** Рассмотрим микроструктуру на разных расстояниях от обработанной поверхности. На рис. 4 представлена микроструктура на расстоянии менее 1 мкм от поверхности. На микродифракционной картине (рис. 4б) присутствуют два диффузных гало от аморфной фазы и отдельные рефлексы, принадлежащие нанокристаллическому оксиду  $\text{TiO}_2$ . Аморфную структуру может иметь как твердый раствор железа на основе титана [10–12], так как в слое глубины 1 мкм концентрация железа достигает 26 ат. %, так и оксид титана [20]. Однако мы предполагаем, что наиболее вероятным является образование аморфной фазы в титане, легированном железом. Оксиды титана имеют нанокристаллическую структуру. Их размеры находятся в интервале 40–80 нм. Частицы

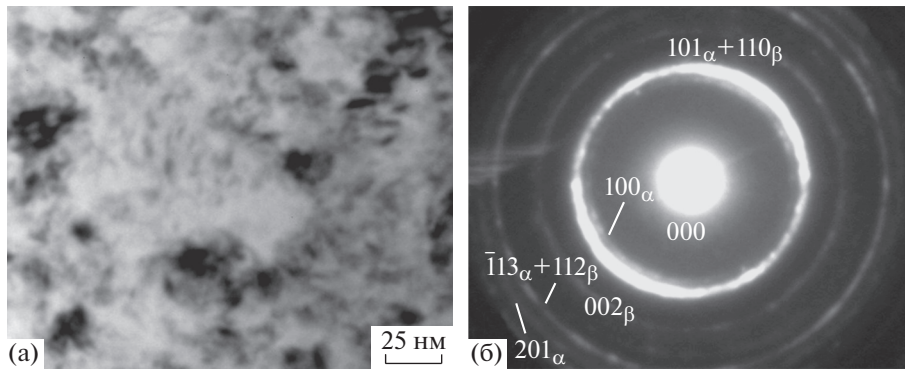
как глобулярной так и анизотропной формы наблюдаются на темнопольном изображении в рефлексе оксида  $\text{TiO}_2$  (brookite) (рис. 4в).

На расстоянии 2 мкм от поверхности  $\alpha$  фаза и оксид  $\text{Fe}_2\text{Ti}_3\text{O}_9$  также имеют нанокристаллическую структуру (рис. 5). Размер зерен  $\alpha$  фазы не превышает 30 нм, оксида  $\text{Fe}_2\text{Ti}_3\text{O}_9$  – 5 нм. На микродифракционной картине присутствуют участки дифракционных колец 111, 222 и 333 оксида  $\text{Fe}_2\text{Ti}_3\text{O}_9$ , а также участки совмещенных дифракционных колец 002 оксида  $\text{Fe}_2\text{Ti}_3\text{O}_9$  и  $101\alpha$  фазы.

На расстоянии 5 мкм от поверхности расположен слой толщиной 2 мкм, в котором основной является  $\beta$ -фаза с средним размером зерен 50 нм (рис. 6). Внутри зерен  $\beta$ -фазы наблюдается полосчатый контраст. Предположительно, полосчатый контраст создается прослойками  $\alpha$ -фазы в  $\beta$ -фазе, так как темное поле получено в рефлексах  $110\beta$  и  $002\alpha$  с близкими значениями  $d$  (рис. 6в). Концентрация V и Fe в данном слое меньше, чем в вышележащем слое на глубине 2 мкм, однако при этом основной является  $\beta$ -фаза. Отсутствие рефлексов титаново-железных оксидов свидетельствует о том, что железо находится только в



**Рис. 6.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры на расстоянии 5 мкм от поверхности, подвергнутой УЗОТ. Светлое поле (а), микродифракционная картина (б), темное поле в рефлексе 110 β (в).



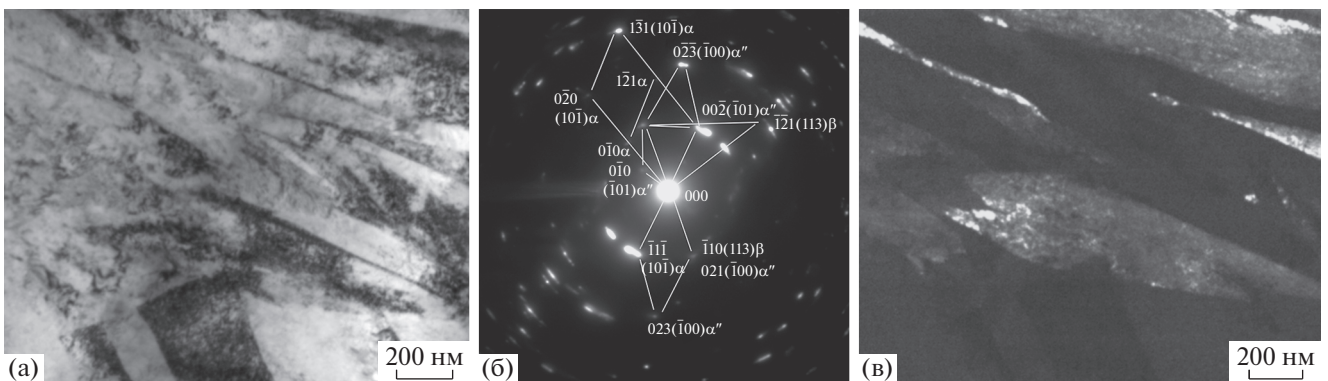
**Рис. 7.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры на расстоянии 7 мкм от поверхности, подвергнутой УЗОТ. Светлое поле (а), микродифракционная картина (б).

твердом растворе на основе титана. Образование нанокристаллических β и α''-фаз в данном слое обусловлено воздействием УЗО. В [21] показано, что под воздействием УЗО в сплаве Ti–6Al–4V возможно образование α''-фазы в результате фазового превращения β → α''.

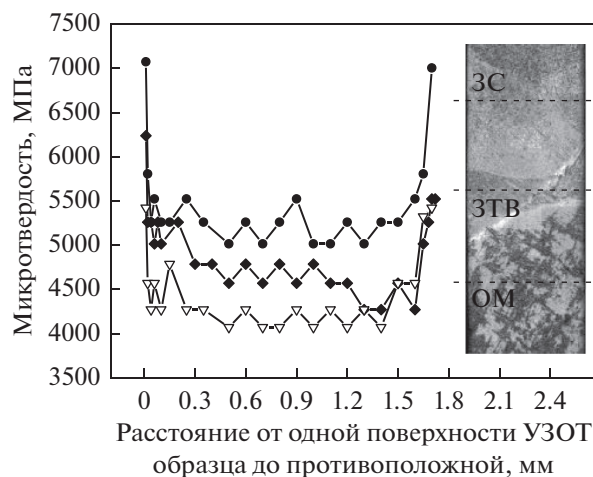
На расстоянии 7 мкм от поверхности фазовый состав представлен α и β-фазами. Форма их зерен

близка к изотропной. Размер зерен α и β-фаз больше, чем в вышележащем слое, и составляет 100 нм (рис. 7).

На расстоянии 50 мкм от поверхности микроструктура металла шва представляет собой микроструктуру шва до УЗОТ (рис. 8): пластины α фазы с поперечным размером до 600 нм и с прослойками либо α'' либо β + α''-фаз по границам [4].



**Рис. 8.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры на расстоянии 50 мкм от поверхности, подвергнутой УЗОТ. Светлое поле (а), микродифракционная картина (б), темное поле, полученное в близкорасположенных рефлексах  $1\bar{1}0$  оси зоны [113] β-фазы и  $0\bar{2}\bar{1}$  оси зоны  $[0\bar{1}0]$  α''-фазы (в).



**Рис. 9.** Распределения микротвердости ( $H_{\mu}$ ) в поперечном сечении образца в зависимости от расстояния от одной обработанной поверхности до противоположной в сварном шве (ЗС) — ●, зоне термического влияния (ЗТВ) — ◆ и в основном материале (ОМ) — ▽.

Для сравнительного анализа в табл.3 представлены результаты исследования микроструктуры в поверхностных слоях после УЗОТ в основном металле вдали от шва и в металле шва в зависимости от глубины слоя. Как вдали от шва, так и в зоне шва легирование железом приводит к образованию слоя, имеющего структуру  $\beta$  фазы. Однако размер зерен  $\beta$ -фазы вдали от шва и в шве значительно различаются: вдали от шва — 6 мкм [9], тогда как в зоне шва размер зерен  $\beta$  фазы не превышает 50 нм. Этот факт позволяет предположить, что при УЗОТ прогрев металла вдали от шва происходил до более высокой температуры, чем в зоне шва, в результате чего вдали от шва имела место рекристаллизация. В металле шва фактором,

определяющим микроструктуру, являлось воздействие УЗО, что привело к образованию нанокристаллической структуры в  $\beta$  фазе.

Разная глубина прогрева при УЗОТ зон шва и основного металла обусловлена разной теплопроводностью этих зон. Поскольку до проведения УЗОТ микротвердость металла в зоне шва больше, чем вдали от шва [4], то теплопроводность соответственно меньше. Это приводит к тому, что при УЗОТ в зоне шва прогрев металла происходит на меньшую глубину, чем вдали от шва. Соответственно, в зоне шва на меньшую глубину происходит как оплавление поверхности, так и проникновение железа в металл.

**Исследование микротвердости.** Микротвердость поверхности после УЗОТ в шве составляет 7 ГПа, в основном металле вдали от шва — 5.5 ГПа (рис. 9). Увеличение микротвердости зоны шва по сравнению с микротвердостью зоны основного металла вдали от шва после УЗОТ составляет 1.5 ГПа. Увеличение микротвердости обусловлено увеличением зернограницного вклада из-за образования нанокристаллической структуры и появлением дополнительного вклада, а именно, дисперсионного упрочнения за счет нанокристаллических оксидных фаз и  $\alpha''$ -фазы. По мере увеличения глубины слоя фазовый состав изменяется в следующей последовательности: оксиды  $TiO_2$  и  $Fe_2Ti_3O_9$  + аморфная фаза  $\rightarrow$  оксиды титана +  $\alpha \rightarrow \beta + \alpha'' \rightarrow \alpha + \beta + \alpha''$ . Значительные различия в микроструктуре в зонах шва и основного металла вдали от шва проявляются, начиная с глубины 2 мкм (табл. 3). Особенностью металла в зоне шва является образование нанокристаллической многофазной структуры. На глубине 50 мкм от обработанной поверхности соотношение микротвердости в зоне шва и в основном металле вдали от

**Таблица 3.** Микроструктура в поверхностных слоях напечатанного сплава Ti-6Al-4V в зависимости от глубины ( $h$ ) слоя после УЗОТ

$h$ , мкм	Зона основного металла (ОМ)	Зона шва (ЗС)
1–2	Нанокристаллическая структура титаново-железных оксидов и $\alpha$ фазы	+ аморфная фаза
5	$\beta$ фаза является основной Зерна $\beta$ -фазы размером 6 мкм + аморфная фаза с размером частиц $\sim 5$ нм [9]	Зерна $\beta$ -фазы размером 50 нм + прослойки $\alpha''$ -фазы с поперечным размером $\sim 5$ нм
7	$(\alpha + \beta + \alpha'')$ или $(\alpha + \beta)$ микроструктура Пластинчатые зерна $\alpha$ -фазы с поперечным размером 0.2–0.4 мкм. По границам пластин -прослойки $\beta + \alpha''$ -фаз [9]	Изотропные зерна $\alpha$ и $\beta$ -фаз размером 10–16 нм



шва становится таким же, как и в необработанном образце [4].

## ВЫВОДЫ

1. При УЗОТ сварного шва происходит легирование железом поверхностных слоев на глубине до 1 мкм.

2. УЗОТ сварного шва в образцах сплава Ti–6Al–4V приводит к образованию в поверхностных слоях нанокристаллической структуры титаново-железных оксидов и  $\alpha$  фазы, аморфной структуры в системе Ti–Fe, нанокристаллических ( $\beta + \alpha'$ ) и ( $\alpha + \beta + \alpha'$ ) структур.

3. УЗОТ поверхности сварного шва приводит к увеличению микротвердости материала шва. Упрочнение обусловлено увеличением зернограничного вклада за счет образования нанокристаллической структуры в  $\alpha$  и  $\beta$  фазах и появлением дополнительного дисперсионного вклада за счет образования нанокристаллических оксидных и  $\alpha'$  фаз.

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

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. Справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
2. Куликов В.П. Технология сварки плавлением и термической резки. Минск: Новое знание; М.: ИНФРА-М, 2016. 463 с.
3. Сидоров В.П., Мельзитдинова А.В. Электронно-лучевая сварка. Технологические особенности и оборудование. Тольятти: Изд-во ТГУ, 2013. 96 с.
4. 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.
5. Ультразвуковая обработка конструкционных материалов / Под ред. А.В. Панина. Томск: Издательский дом ТГУ, 2016. 172 с.
6. Лобанов Л.М., Пащин Н.А., Логинов В.П., Покляцкий А.Г. Влияние электроимпульсной обработки на остаточное формоизменение тонколистовых сварных конструкций (Обзор) // Автомат. сварка. 2010. № 3. С. 13–17.
7. Панин В.Е., Панин С.В., Почивалов Ю.И., Смирнов А.С., Еремин А.В. Структурно-масштабные уровни пластической деформации и разрушения сварных соединений высокопрочных титановых сплавов // Физическая мезомеханика. 2018. Т. 21. № 4. С. 33–44.
8. Yang Liu, Dongpo Wang, Caiyan Dang, Lixing Huo, Lijun Wang, Shu Cao. Feasibility study on preparation of coatings on Ti–6Al–4V by combined ultrasonic impact treatment and electrospark deposition // Mater. and Design. 2014. V. 63. P. 488–492.
9. Перевалова О.Б., Панин А.В., Боянгин Е.Н. Влияние поверхностной ультразвуковой электроимпульсной ударной обработки на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V // ФММ. 2021. Т. 122. № 7. С. 737–744.
10. Агравал П.Г., Древаль Л.А., Турчанин М.А. Термодинамические свойства расплавов железа с титаном, цирконием, гафнием // Порошковая металлургия. 2016. № 11/12. С. 93–104.
11. Donald I.W., Davies H.A. Prediction of glass-forming ability for metallic systems // J. Non-Cryst. Sol. 1978. V. 30. № 1. P. 77–85.
12. Adelfar R., Mirzaden H., Ataie A., Malekan M. Crystallization kinetics of mechanically alloyed amorphous Fe–Ti alloys during annealing // Advanc. Powder Techn. 2020. V. 31. № 8. P. 3215–3221.
13. Vasylyev M.A., Chenakin S.P., Yatsenko L.F. Ultrasonic impact treatment induced oxidation of Ti6Al4V alloy // Acta Mater. 2016. V. 103. P. 761–774.
14. Li F.C., Liu T., Zhang J.Y., Shuang S., Wang Q., Wang A.D., Wang J.G. Amorphous-nanocrystalline alloys: fabrication, properties and applications // Mater. Today Advances. 2019. V. 4. P. 1–20.
15. Sorger G.L., Oliveira J.P., Inacio P.L., Enzinger N., Villaca P., Miranda R.M., Santos T.G. Non-destructive microstructural analysis by electrical conductivity: comparison with hardness measurements in different materials // J. Mater. Sci. Techn. 2019. V. 35. P. 360–368.
16. Panin A., Kazachenok M., Perevalova O., Martynov S., Panina A., Sklyarova E. Continuous Electron Beam Post-Treatment of EBF<sup>3</sup>-Fabricated Ti–6Al–4V Parts // Metals. 2019. V. 9. № 6. P. 699–715.
17. Горелук С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Металлургия, 1970. 328 с.
18. Meisner L.L., Markov A.B., Rotshtein V.P., Ozur G.E., Meisner S.N., Yakovlev E.V., Semin V.O., Mironov Yu.P., Poletika T.M., Girsova S.L., Shepel D.A. Microstructural characterization of Ti–Ta-based surface alloy fabricated on TiNi SMA by additive pulsed electron-beam melting of film/substrate system // J. Alloys Compounds. 2018. V. 730. P. 376–385.
19. Sumiyama K., Ezawa H., Nakamura Y. Metastable Fe<sub>1-x</sub>Ti<sub>x</sub> alloys produced by vapor quenching // Phys. Stat. Sol. 1986. V. 93. № 1. P. 81–86.
20. Shin H., Agarwal M., De Guire M.R., Heuer A.H. Solid-state diffusive amorphization in TiO<sub>2</sub>/ZrO<sub>2</sub> bilayers // J. American Ceramic Soc. 1996. V. 79. № 7. P. 1975–1978.
21. Перевалова О.Б., Панин А.В., Казаченок М.С., Сняжкова Е.А. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структурно-фазовые превращения в титановом сплаве Ti–6Al–4V // Физ. мезомеханика. 2022. Т. 25. № 1. С. 66–77.