

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ 3D-НАПЕЧАТАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V

© 2023 г. О. Б. Перевалова^{а, *}, А. В. Панин^{а, b}, М. С. Казаченко^а, С. А. Мартынов^а

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

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

*e-mail: perevalova52@mail.ru

Поступила в редакцию 16.06.2023 г.

После доработки 25.07.2023 г.

Принята к публикации 17.08.2023 г.

С использованием бойка из твердого сплава (Co–WC) проведена ультразвуковая ударная обработка (УЗО) образцов сплава Ti–6Al–4V, полученного по электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии. Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии показано, что УЗО приводит к появлению в поверхностных слоях образца макронапряжений сжатия, упругой микродеформации в кристаллической решетке α -фазы, к образованию градиентной структуры от нанокристаллической на глубине до 5 мкм и до субмикроструктурной структуры α -фазы на глубине от 15 до 40 мкм. В зернах α -фазы образуется нанокристаллическая фаза оксидов титана. УЗО приводит к увеличению микротвердости и усталостной долговечности. Проведен фрактографический анализ изломов образцов после циклического растяжения в режиме малоциклового усталости.

Ключевые слова: титановый сплав, электронно-лучевая проволоочная аддитивная технология, ультразвуковая ударная обработка, рентгеноструктурный анализ, фазовый состав, микроструктура, микротвердость, усталостная долговечность, фрактографический анализ

DOI: 10.31857/S0015323023601034, EDN: RENAYF

ВВЕДЕНИЕ

Титановый сплав Ti–6Al–4V широко используется как в авиа- и автомобилестроении, так и в медицине. В настоящее время наиболее востребованы изделия, полученные с использованием аддитивной технологии (3D-печать) [1]. Однако в зависимости от метода аддитивной технологии механические характеристики 3D-напечатанных образцов могут быть как выше, так и ниже характеристик образцов, полученных традиционными методами литья иковки. Термическая обработка 3D-напечатанных образцов позволяет получить достаточно высокие значения предела прочности и удлинения. Так, отжиг при 920°C в течение 2-х ч приводит к тому, что предел прочности и удлинение до разрушения составляют 1000 МПа и 20%, соответственно [2]. Оптимальное сочетание предела прочности и удлинения достигается в том случае, когда в сплаве Ti–6Al–4V помимо α -фазы также присутствует α' -фаза.

Для применения титановых сплавов в авиастроении необходимым условием являются высокие значения усталостной долговечности.

Усталостная долговечность титановых сплавов, полученных методами аддитивной технологии, в значительной степени зависит от состояния поверхности, наличия пор в микроструктуре и упругих остаточных макронапряжений [2]. При 3D-печати в образце возникают упругие макронапряжения растяжения [2–5], которые уменьшаются в результате высокотемпературных отжигов при температуре менее 700°C [4]. Создание в поверхностных слоях 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V упругих макронапряжений сжатия может уменьшить макронапряжения растяжения.

Известно, при любых видах ультразвуковой обработки поверхности: либо ультразвуковой прокаткой [6, 7], либо ультразвуковой ударной обработкой (УЗО) [8], сплава Ti–6Al–4V, полученного традиционной технологией, в поверхностных слоях возникают упругие макронапряжения сжатия и возрастает микротвердость [6–9]. Проведение УЗО приводит также к модификации микроструктуры в поверхностных слоях: к образованию в слое глубиной 5 мкм нанокристаллической структуры оксидов титана и α -фазы, на

глубине 10–20 мкм к формированию градиентной микроструктуры от нанокристаллической на поверхности до микрокристаллической, к фазовому превращению $\beta \rightarrow \alpha$ [9].

В титановых сплавах при циклических испытаниях под поверхностью образца образуется очаговая фасетка разрушения (ОФР) [10]. Образование зоны пластической деформации вокруг ОФР предшествует зарождению и распространению трещины. Экспериментально установлено [10], что ОФР образуется в зернах α -фазы в двухфазных ($\alpha + \beta$)-титановых сплавах. Применение УЗО поверхности титанового сплава Ti–6Al–4V, полученного традиционными методами литья иковки, приводит к увеличению напряжения образования ОФР при усталостных испытаниях с долговечностью 10^8 – 10^9 циклов от 490–520 МПа до 715–720 МПа [10].

Фазовые превращения и изменения микроструктуры при УЗО титанового сплава Ti–6Al–4V, полученного по аддитивной технологии, в частности электронно-лучевой проволоочной технологии, подробно изучены авторами [11]. Однако влияние УЗО на усталостную долговечность 3D-напечатанных образцов изучены слабо. В связи с этим, в настоящей работе поставлена задача исследовать структурными методами влияние изменений в микроструктуре поверхностных слоев после УЗО на усталостную долговечность образцов 3D-напечатанного титанового сплава Ti–6Al–4V.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Заготовки в форме параллелепипеда с размерами 25 мм × 25 мм × 70 мм из проволоки Ti–6Al–4V диаметром 1.6 мм были получены на установке 6E400 (ООО “НПК ТЭТА”) с использованием электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии печати [12].

Ультразвуковую обработку проводили с помощью сферического бойка, изготовленного из твердого сплава (WC–6% Co) диаметром 10 мм. Сферический боек был жестко закреплен на ударнике и совершал удары с частотой 22 кГц. Амплитуда колебаний бойка и нагрузка его прижима к поверхности составляли 15 мкм и 200 Н, соответственно. Боек двигался линейно по поверхности образца со скоростью 2 мм/с, шаг сканирования ~0.1 мкм.

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

Упругие макронапряжения в поверхностном слое, параметры кристаллической решетки α -фазы и ее упругую микродеформацию ϵ , а также

объемную долю фаз в образце определяли методами рентгеноструктурного анализа (РСА) с использованием дифрактометра ДРОН-7. Симметричную съемку проводили в Co K_α -излучении [13]. При оценке упругих макронапряжений и упругой микродеформации кристаллической решетки α -фазы в 3D-напечатанном образце как без УЗО, так и с УЗО в качестве эталона принимали исходную проволоку. Объемную долю β -фазы и оксида TiO₂ оценивали как отношение интегральной интенсивности пиков фазы к суммарной интегральной интенсивности пиков всех фаз. Погрешность оценки объемной доли фаз не превышает 1%.

Микроструктуру сплава исследовали с использованием оптического микроскопа Zeiss Axiovert 40 MAT и просвечивающего электронного микроскопа JEM 2100 (ПЭМ). Структуру исследовали в сечении, перпендикулярном обработанной поверхности. Для проведения металлографических исследований образцы предварительно подвергали механической шлифовке, полировке и последующему травлению в реактиве Кролла. Для исследования микроструктуры методами ПЭМ вырезали пластинки толщиной 259 мкм с последующим ионным утонением на установке Joel Ion Slicer EM-09100 1S. Для идентификации фаз применяли темнопольную методику.

Испытания на циклическое растяжение проводили в режиме малоциклового усталости на сервогидравлической испытательной машине Biss UTM 150 с асимметрией цикла $R = 0.1$ при максимальной нагрузке 600 МПа и частоте 20 Гц.

Фрактографические исследования излома разрушенных образцов после испытания на циклическое растяжение проводили на растровом электронном микроскопе Argeo S.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлена микроструктура 3D-напечатанного титанового сплава Ti–6Al–4V до проведения УЗО. На оптическом изображении микроструктуры наблюдаются первичные β -зерна, имеющие анизотропную форму. Внутри первичных β -зерен наблюдается пластинчатая структура. Методом ПЭМ выявлено, что пластинчатая микроструктура принадлежит α -фазе, а по границам пластин располагаются прослойки β -фазы (рис. 2). Внутри пластин α -фазы на дислокациях наблюдаются нанокристаллические частицы α' -фазы (рис. 2а, 2в), вблизи которых локализованы экстинкционные контуры. Последние свидетельствуют о наличии полей напряжений в α -фазе вокруг частиц α' -фазы. Это означает, что α' -фаза является некогерентной с основной α -фазой.



Рис. 1. Оптическое изображение микроструктуры 3D-напечатанного сплава Ti-6Al-4V.

На дифрактограмме образца до проведения УЗО присутствуют пики только α -фазы (рис. 3а). Пики β -фазы отсутствуют. Поскольку β -фаза была выявлена методом ПЭМ, то отсутствие ее пиков на дифрактограмме обусловлено тем, что объемная доля этой фазы не превышает 3%. В процессе 3D-печати изделие охлаждается с высокой скоростью, вследствие чего атомы β -стабилизатора ванадия в сплаве Ti–6Al–4V не успевают диффундировать на границы зерен. В результате на границах зерен концентрация ванадия недостаточна для образования β -фазы, и тогда в зернограницных прослойках присутствуют либо две фазы (β - и α'' -фазы), либо одна α'' -фаза. Наличие двухфазных зернограницных прослоек в 3D-напечатанном сплаве установлено экспериментально методами ПЭМ в [14], а в [15] теоретически показана зависимость образования α -, β - и α'' -фаз

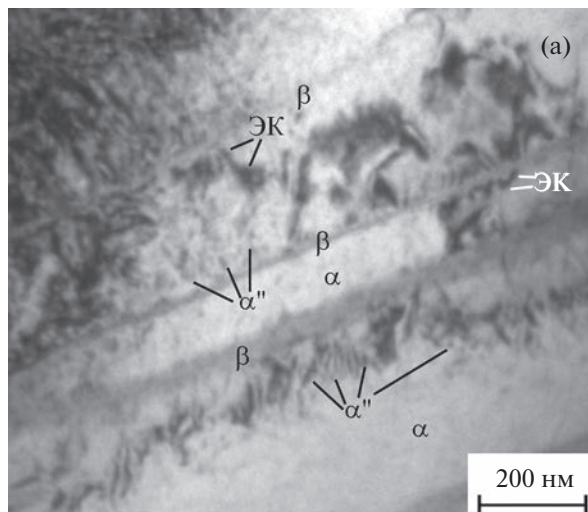


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V до проведения УЗО: а – светлое поле, б – микродифракционная картина, в, г – темные поля в рефлексах 100 оси зоны $[0\bar{1}2]$ α -фазы/020 оси зоны $[10\bar{1}]$ α -фазы (в) и $\bar{1}10$ оси зоны $[331]$ β -фазы (г).

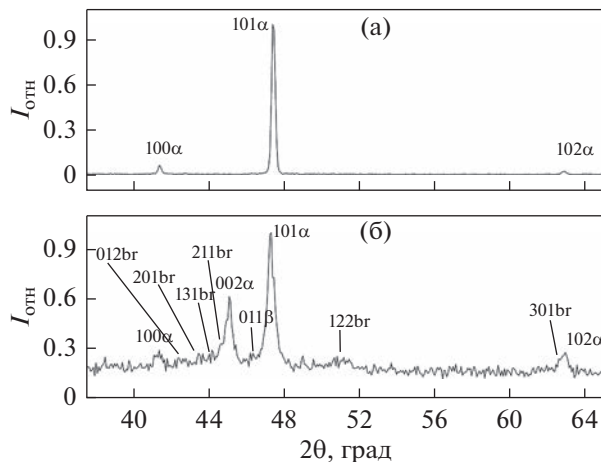


Рис. 3. Участки дифрактограмм образца 3D-напечатанного сплава Ti–6Al–4V до (а) и после УЗО (б).

от концентрации ванадия. Высокая скорость охлаждения в процессе 3D-печати также приводит к образованию α' -мартенсита. Прогрев нижележащих слоев металла при наплавке вышележащих слоев проволоки может приводить к распаду нестабильной α' -фазы с образованием α - и α'' -фаз. Этим можно объяснить наблюдение нанокристаллической α'' -фазы в пластинах α -фазы (рис. 2).

УЗО сплава приводит к изменению интенсивности пиков α -фазы, появлению пика 011 β -фазы и пиков оксида титана TiO_2 (брукит) на дифрактограмме (рис. 3б). Объемная доля оксида титана достигает 16%, β -фазы – 4% (табл. 1). Изменение интенсивности пиков α -фазы свидетельствует об изменении зеренной структуры в поверхностных слоях после УЗО.

До проведения УЗО в 3D-напечатанном образце присутствуют макронапряжения растяжения относительно эталона (табл. 1). Однако полуширина пиков α -фазы в напечатанном образце меньше полуширины пиков эталона. Это означает, что кристаллическая решетка α -фазы в напе-

чатанном образце менее напряжена, чем в проволоке. УЗО приводит к появлению упругих макронапряжений сжатия и к увеличению полуширины пиков α -фазы и, следовательно, к увеличению микродеформации ϵ кристаллической решетки α -фазы (см. табл. 1).

Параметр кристаллической решетки a α -фазы после УЗО увеличивается (табл. 1), при этом параметр c и отношение параметров c/a остаются практически без изменения. Увеличение параметра a α -фазы обусловлено уменьшением концентрации ванадия в твердом растворе на основе α -Ti из-за размерного фактора в сплавах Ti–V [16].

Методом ПЭМ установлено, что в поверхностных слоях глубиной до 5 мкм образуется нанокристаллическая структура с зернами изотропной формы и размером менее 100 нм (рис. 4). Микродифракционная картина является кольцевой, характерной для нанокристаллической структуры (рис. 4б). Отсутствие рефлексов на некоторых участках колец свидетельствует о наличии текстуры. Кольца 1, 3–5 принадлежат рефлексам α -фазы. Кольцо 2 достаточно широкое. Ему принадлежат рефлексы со значениями межплоскостных расстояний, близких к значению 0.227 нм. Это могут быть рефлексы следующих фаз: 101 α , 011 β , 002 α'' , 112 TiO_2 (брукит). В промежутке между кольцами 1 и 2 присутствует несколько рефлексов, принадлежащих кольцу 002 α . На темнопольном изображении, полученном в рефлексах на кольце 2 (рис. 4в), видимыми являются зерно α -фазы, дислокации в нем и частицы на дислокациях. Частицы внутри α -зерна являются либо α'' -фазой либо TiO_2 .

С увеличением расстояния от поверхности обработки до 15 мкм форма α -зерен становится анизотропной с поперечными размерами 100–200 нм (рис. 5). На микродифракционной картине присутствуют рефлексы α -фазы, укладываемые в кольца (рис. 5б). Одиночные рефлексы принадлежат рутилу. На кольце 1 с межплоскостным расстоянием, равным 0.256 нм, находятся как рефлексы 100 α , так и 101 TiO_2 . На рис. 5 в

Таблица 1. Микротвердость H_μ , параметры a и c и их отношение c/a и упругая микродеформация ϵ кристаллической решетки α -фазы, плоские упругие макронапряжения $\sigma_{//}$, объемная доля δ β -фазы и оксидов титана TiO_2 в 3D-напечатанном сплаве Ti–6Al–4V без и с УЗО

Образец	H_μ , ГПа	Фазовый состав	Параметры решетки, нм		c/a	ϵ	$\sigma_{//}$, ГПа	δ , %	
			a	c				β	TiO_2
Без УЗО	5	$\alpha + \beta + \alpha''$	0.2926	0.4678	1.599	–0.006	1.4	3	0
С УЗО	6	$\alpha + \beta + \text{TiO}_2$	0.2930	0.4679	1.597	0.003	–0.5	4	16

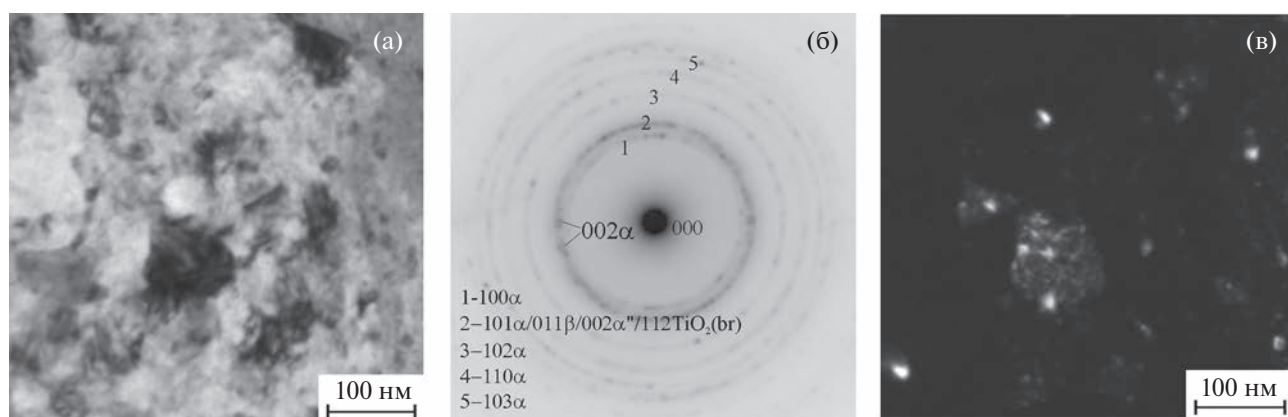


Рис. 4. Электронно-микроскопические изображения микроstructures поверхностного слоя после УЗО: а – светлое поле, б – микродифракционная картина, в – темное поле в рефлексах, расположенных на кольце 2.

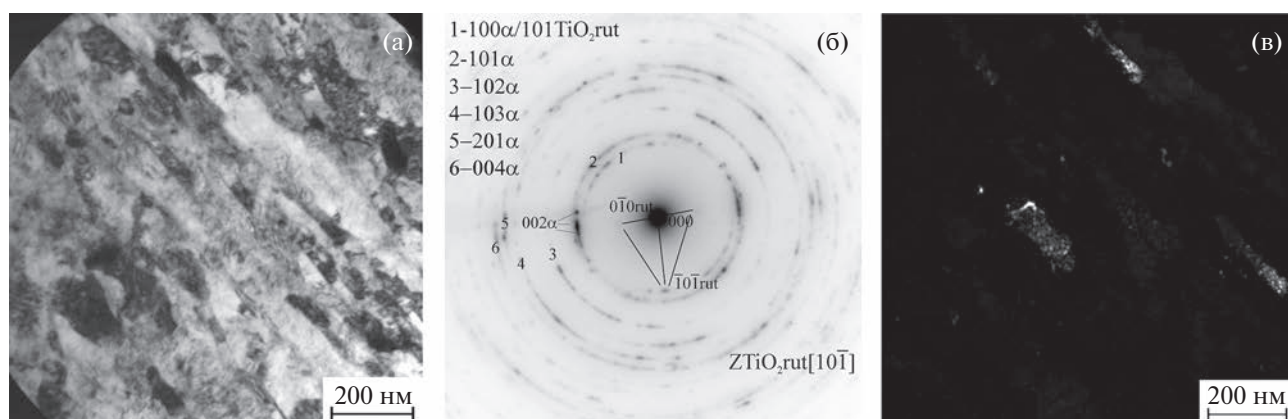


Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения микроstructures на глубине 15 мкм от поверхности после УЗО: а – светлое поле, б – микродифракционная картина, в – темное поле в рефлексе $0\bar{1}0$ оси зоны $[10\bar{1}]$ TiO_2 (рутил).

представлено темнопольное изображение, полученное в одиночном рефлексе $0\bar{1}0$ оси зоны $[10\bar{1}]$ рутила с межплоскостным расстоянием 0.459 нм. На изображении видна нанокристаллическая фаза, расположенная внутри α -зерен.

Следует отметить, что методом ПЭМ наблюдаются обе модификации оксидной фазы TiO_2 как брукит так и рутил. Однако методом РСА были выявлены пики, принадлежащие только брукиту. Этот факт позволяет сделать вывод о том, что в поверхностных слоях сплава преимущественно образуется брукит.

На глубине более 40 мкм от поверхности обработки микроstructure не изменяется и остается такой же как в необработанном образце.

УЗО поверхности приводит к увеличению микротвердости на 1 ГПа (табл. 1), что обусловле-

но образованием многофазной нанокристаллической структуры, состоящей из следующих фаз: α -, β -фаз и оксидов титана, в поверхностных слоях глубиной до 5 мкм, формированием субмикроструктурной структуры α -фазы и нанокристаллической оксидной фазы в слоях глубиной до 40 мкм, увеличением упругой микродеформации кристаллической решетки α -фазы и возникновением упругих макронапряжений сжатия.

Усталостная долговечность образцов после УЗО поверхности при максимальной нагрузке 600 МПа возрастает более чем вдвое: от 33 300 циклов до 70 700 циклов. Увеличение усталостной долговечности определяется несколькими факторами: образованием макронапряжений сжатия в поверхностных слоях и субмикроструктурной структуры в α -фазе на глубине до 40 мкм от поверхности.

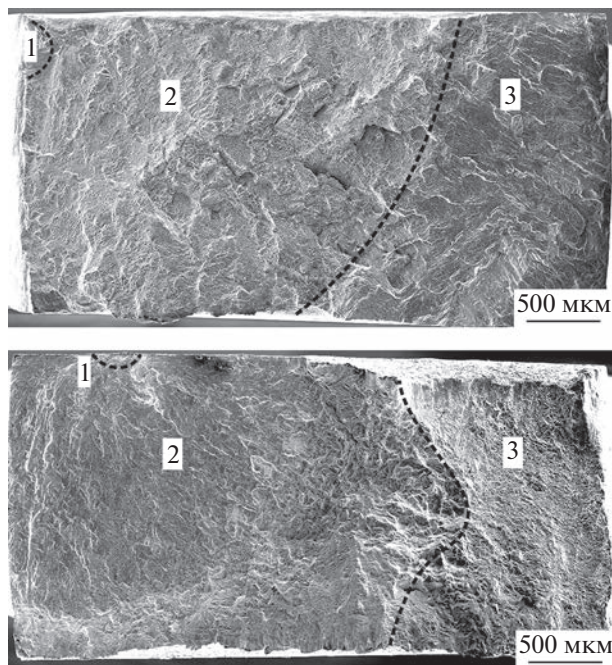


Рис. 6. Фрактограммы изломов необработанного образца (а) и образца, подвергнутого УЗО (б).

На рис. 6 представлены обзорные картины поверхности излома при малом увеличении в необработанном образце (рис. 6а) и подвергнутом УЗО (рис. 6б). На изломах исследованных образ-

цов Ti–6Al–4V можно выделить три зоны: зоны зарождения (1) и распространения трещины (2) и зону долома (3). Площади, занимаемые зонами 1–3, в образцах без УЗО и с УЗО практически одинаковы.

На рис. 7 представлены участки фрактограмм при большем увеличении как в необработанном образце (рис. 7а–7в), так и в образце, подвергнутом УЗО (рис. 7г–7е), в разных зонах поверхности излома. На рис. 7а представлена фрактограмма излома в зоне 1 в необработанном образце. Наблюдаются как участки с почти гладкими зернами, которые можно отнести к ОФР, так и участки с ямочным рельефом, характерным для вязкого разрушения. На рис. 7б представлена фрактограмма излома в зоне 2. Для этой зоны характерным является ямочный излом. Третья зона содержит трещины, перпендикулярно которым располагаются усталостные бороздки (рис. 7в). Известно [10], что наличие усталостных бороздок свидетельствует о достаточно медленном продвижении усталостных трещин при циклическом нагружении.

На изломе образца, подвергнутого УЗО, в зоне 1 под поверхностью обработки наблюдаются гладкие области α -фазы размером 0,4 мкм, по границам которых располагаются трещины (рис. 7г). В зоне 2 обработанного образца наблюдаются локальные области с вязким ямочным изломом, чередующиеся с областями, в которых присутствуют трещи-

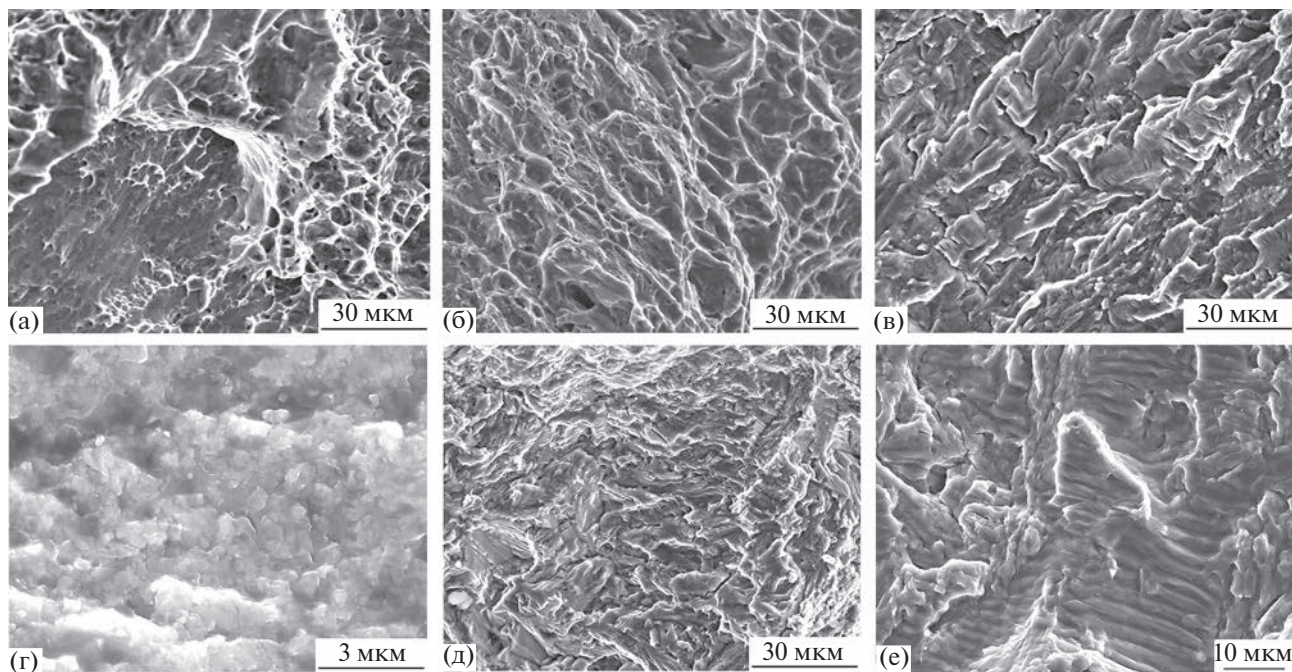


Рис. 7. Фрактограммы изломов необработанного образца (а–в) и образца, подвергнутого УЗО (г–е), в разных зонах излома: 1 зона – (а, г); 2 зона – (б, д); 3 зона – (в, е).

ны и усталостные бороздки (рис. 7д). Зона 3 содержит трещины и усталостные бороздки (рис. 7е).

Таким образом, в образце, подвергнутом УЗО, в α -фазе поверхностного слоя возникает хрупкое разрушение с одиночными межзеренными трещинами, которые не развиваются в магистральные. При этом в нижележащих слоях происходит усталостное накопление повреждений, образование усталостных бороздок и трещин. Увеличение усталостной долговечности обусловлено высокими прочностными свойствами поверхностного слоя, а также высокими упругими сжимающими макронапряжениями, что приводит к задержке зарождения усталостной трещины в поверхностном слое.

ВЫВОДЫ

Методами РСА и ПЭМ выявлено, что УЗО бойком из твердого сплава (WC+Co) поверхности образца сплава Ti–6Al–4V приводит к возникновению в поверхностном слое образца упругих макронапряжений сжатия, упругой микродеформации кристаллической решетки α -фазы и образованию градиентной микроструктуры. На глубине до 5 мкм возникает нанокристаллическая структура α -, β -фаз и оксидов титана, на глубине от 15 до 40 мкм от поверхности образца – субмикроструктурная кристаллическая структура α -фазы с частицами TiO₂ внутри зерен α -фазы. Изменения микроструктуры поверхностного слоя обуславливают увеличение микротвердости. Возникающие при УЗО макронапряжения сжатия способствуют увеличению усталостной долговечности. Хрупкий скол возникает только в поверхностном слое глубиной до 40 мкм, тогда как в объеме образца формируется вязкий ямочный излом с образованием усталостных бороздок.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Tshephe T.S., Akinwamide S.O., Olevsky E., Olubambi P.A.* Additive manufacturing of titanium-based alloys-A review of methods, properties, challenges, and prospects // *Heliyon*. 2022. V. 8. P. e09041.
2. *Liu Zh., He B., Lyu T., Zou Yu.* A review on additive manufacturing of titanium alloys for aerospace applications: directed energy deposition and beyond Ti–6Al–4V // *JOM*. 2021. V. 73. No 6. P. 1804–1818.
3. *Zhan Y., Liu C., Zhang J., Mo G., Liu C.* Measurement of residual stress in laser additive manufacturing TC4 titanium alloy with the laser ultrasonic technique // *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. V. 762. P. 138093.
4. *Chi J., Cai Zh., Wan Z., Zhang H., Chen Z., Li L., Li Y., Peng P., Guo N.* Effects of heat treatment combined with laser shock peening on wire and arc additive manufactured Ti17 titanium alloy: microstructures, residual stress and mechanical properties // *Surface. Coatings Tech.* 2020. V. 396. P. 125908.
5. *Lin Z., Song K., Yu X.* A review on wire and arc additive manufacturing of titanium alloy // *J. Manufacturing Processes*. 2021. V. 70. P. 24–45.
6. *Ao N., Liu D., Zhang X., Wu Sh.* Improved fretting fatigue mechanism of surface strengthened Ti–6Al–4V alloy induced by ultrasonic surface rolling process // *Intern. J. Fatigue*. 2023. V. 170. P. 107567.
7. *Luo X., Ren X., Jin Q., Qu H., Hou H.* Microstructural evolution and surface integrity of ultrasonic surface rolling in Ti6Al4V alloy // *J. Materials Research and Technology*. 2021. V. 13. P. 1586–1598.
8. Ультразвуковая обработка конструкционных материалов / Под ред. А.В. Панина. Томск: Издательский дом ТГУ, 2016. 172 с.
9. *Передалова О.Б., Панин А.В., Казаченок М.С., Снякова Е.А.* Влияние ультразвуковой ударной обработки на структурно-фазовые превращения в титановом сплаве Ti–6Al–4V // *Физич. мезомеханика*. 2022. Т. 25. № 1. С. 66–77.
10. *Шанявский А.А., Никитин А.Д., Солдатенков А.П.* Сверхмногоцикловая усталость металлов. Синергетика и физическая мезомеханика. М.: Изд-во физ.-мат. литературы, 2022. 496 с.
11. *Panin A.V., Kazachenok M.S., Dmitriev A.I., Nikonov A.Y., Perevalova O.B., Kazantseva L.A., Sinyakova E.A., Martynov S.A.* The effect of ultrasonic impact treatment on deformation and fracture of electron beam additive manufactured Ti–6Al–4V under uniaxial tension // *Mater. Sci. Eng. A*. 2022. V. 832. P. 142458.
12. *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. 699–715.
13. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Металлургия, 1970. 328 с.
14. *Передалова 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 // *Журн. технической физики*. 2020. Т. 90. Вып. 3. С. 410–418.
15. *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. № 11. P. 111742.
16. *Прядко Т.В.* Особенности гидрирования сплавов системы Ti–V // *Металлофизика. Новейшие технологии*. 2015. Т. 37. № 2. С. 243–255.

Effect of Ultrasonic Impact Treatment on the Microstructure and Fatigue Life of 3D-Printed Titanium Alloy Ti–6Al–4V

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*

Abstract—Using a hard alloy (Co–WC) striker, ultrasonic impact treatment (UTT) of Ti–6Al–4V alloy samples obtained by electron-beam wire additive technology was carried out. Using X-ray diffraction analysis and transmission electron microscopy, it has been shown that UTT leads to the appearance of compressive macrostresses in the surface layers of the sample, elastic microdeformation in the crystal lattice of the alpha-phase, to the formation of a gradient structure from nanocrystalline at a depth of 5 μm to a submicrocrystalline structure of the alpha-phase at a depth from 15 to 40 microns. A nanocrystalline phase of titanium oxides is formed in the grains of the alpha phase. UTT leads to an increase in microhardness and fatigue life. A fractographic analysis of specimen fractures after cyclic tension in the low-cycle fatigue regime has been carried out.

Keywords: titanium alloy, electron-beam wire additive technology, ultrasonic impact processing, X-ray diffraction analysis, phase composition, microstructure, microhardness, fatigue life, fractographic analysis