

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.26

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ Zr–Nb-СПЛАВА ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

© 2024 г. А. Н. Петрова^{a,*}, И. Г. Бродова^a, В. В. Астафьев^a, Д. Ю. Распосиенко^a,
А. О. Курьшев^a, А. Н. Балахнин^b, С. В. Уваров^b, О. Б. Наймарк^b

^aИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^bИнститут механики сплошных сред УрО РАН, ул. Академика Королева, 1, Пермь, 614013 Россия

*e-mail: petrova@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 21.12.2023 г.

После доработки 09.02.2024 г.

Принята к публикации 14.02.2024 г.

Исследовано влияние обработки лазерными наносекундными импульсами поверхности образцов из сплава Zr–1%Nb в отожженном состоянии и после их двухэтапной деформационной обработки *abc*-прессованием и прокаткой. Методами оптической и сканирующей микроскопии описана морфология модифицированной поверхности образцов, проведена количественная оценка ее микрорельефа, сформированного в результате испарения и плавления тонкого слоя материала, подвергнутого лазерной обработке. Проведены дюрометрические измерения с целью определения твердости приповерхностного слоя и его упрочнения, вызванного лазерно-индуцированными ударными волнами. На основании данных EBSD-анализа описана структура образцов в приповерхностном слое. Установлено влияние исходного размера зерна на качество модифицированной поверхности, а также на глубину и упрочнение приповерхностных слоев.

Ключевые слова: лазер, циркониевый сплав, поверхность, структура, твердость, фазовый состав

DOI: 10.31857/S0015323024060082, **EDN:** WQLFKL

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе циркония находят широкое применение в атомной и химической промышленности, в авиастроении и медицине. Проблема эффективной экономичной обработки деталей ответственного назначения и улучшения физико-механических свойств циркония и сплавов на его основе остается актуальной. В последнее время для улучшения механических свойств различных металлических материалов применяют методы модифицирования поверхности, в том числе, новый метод лазерной обработки импульсами короткой пико-, нано- и субнаносекундной длительности — лазерную ударную обработку (*laser shock peening*) [1]. Метод позволяет обрабатывать любые поверхности образцов и деталей различной формы. При лазерной ударной обработке высокая энергия лазерного импульса воздействует на поверхность материала. Когда короткий лазерный импульс большой мощности достигает поверхности обрабатываемого металла, металл испаряется и формируется

плазма, характеризующаяся высокой температурой и давлением, что создает ударную волну в обрабатываемом материале. При воздействии ударной волны на поверхности образца формируется пластически деформированный слой. Таким образом, в приповерхностном слое образца возникают сжимающие остаточные напряжения. Остаточные напряжения максимальны на поверхности и постепенно снижаются с увеличением глубины слоя. Однако слой, где возникают остаточные напряжения, лимитирован по толщине и зависит от материала. Также на толщину слоя влияет количество циклов лазерной обработки [2, 3, 4].

Исследовано влияние ударной лазерной обработки на структуру приповерхностного слоя и уровень остаточных напряжений в алюминиевых сплавах [5, 6], никелевых сплавах [7], сталях [8, 9], технически чистом титане [10] и титановых сплавах [11, 12], магниевых сплавах [13]. Известно, что модифицированный слой контролирует развитие и рост трещин и может суще-

ственно улучшить усталостные свойства материала [4, 14–15]. В работе [16] сплав Ti–6Al–4V подвергали лазерной ударной обработке и было показано, что в тонком приповерхностном слое образцов наблюдаются повышенные значения микротвердости и остаточных сжимающих напряжений, при этом повышается усталостный ресурс сплава. Для технически чистого титана [10] лазерная ударная обработка привела к повышению сопротивления усталостному разрушению более, чем на 100% при приложении циклической нагрузки растяжением и количестве циклов до 10^6 . Показано, что данный эффект связан с формированием при лазерной ударной обработке модифицированного приповерхностного слоя толщиной 1–2 мкм с вытянутыми перпендикулярно поверхности образца структурными элементами. Данная структура формируется в процессе направленной кристаллизации расплавленного лазерным пучком тонкого слоя. Обработка приводит к формированию рельефной поверхности, которая может быть полезна для биосовместимых материалов, используемых в медицине [17].

Так как цирконий также является биосовместимым материалом, то преимущества лазерной обработки, такие как модификация структуры и морфологии поверхности, повышение твердости и усталостных свойств, могут быть удачно использованы для получения перспективных материалов на его основе. Влияние лазерной ударной обработки на модификацию поверхности циркониевых материалов недостаточно изучено. Известна работа [18], в которой авторы исследовали рельеф поверхности; и сопротивление электрохимической коррозии сплава Zr–1%Nb–1%Sn (мас. %) после ударно-волновой лазерной обработки, а также твердость и структуру сплава вблизи обработанной поверхности. Цель данной работы – изучение влияния исходной структуры циркониевого сплава Э110 на рельеф поверхности, структуру и твердость в приповерхностном слое после лазерной обработки импульсами наносекундной длительности.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала для исследования выбран циркониевый сплав марки Э110. Химический состав сплава приведен в табл. 1.

Образцы в двух структурных состояниях: после отжига в атмосфере аргона при температуре 580° (3 ч) и после двухэтапной деформационной обработки, включающей *abc*-прессование

Таблица 1. Химический состав сплава Э110

Концентрация элементов, мас. %					
Zr	Nb	Mo	W	Fe	Ti
Основа	1.01	≤0.32	≤0.1	≤0.29	≤0.88

и прокатку, были изготовлены в институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Более подробно технология изготовления образцов описана в [19]. *Аbc*-прессование включало три цикла при температуре 400–500°С; прокатку осуществляли в рифленых валках при комнатной температуре со степенью ~75%. Для снятия напряжений проводили отжиг в среде аргона при температуре 350°С, 1 ч. Образцы для лазерной обработки поверхности представляли собой диски диаметром 10 мм и толщиной ~1 мм. Перед обработкой поверхность готовили с помощью механической шлифовки на абразивной бумаге с зернистостью от P120 до P2000. Лазерная обработка проводилась под слоем воды (толщина слоя ~2 мм) на установке “МиниМаркер-2”. Принципиальная схема установки показана на рис. 1а.

В установке стоит иттербиевый наносекундный импульсный волоконный лазер производства IPG Photonics с длиной волны излучения 1064 нм. Параметры облучения: длительность импульса 200 нс, энергия в импульсе 1 мДж, диаметр пятна сфокусированного на поверхности лазерного пучка ~30 мкм. Обработку поверхности проводили в сканирующем режиме, луч лазера перемещался по поверхности образца “линия за линией” так, чтобы зоны воздействия (пятна) соприкасались, но не накладывались друг на друга. Поверхность образцов после лазерной обработки, на которой четко видна траектория луча лазера (трек), показана на рис. 1б.

Структурные исследования проводили на световом микроскопе “Neophot-32” и сканирующем электронном микроскопе “Tescan MIRA LMS” (Чехия) с системой энергодисперсного анализа (ЭДС) “AZtecLive Advanced Ultim Max” и системой анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) “AZtecHKL Advanced Symmetry”.

Структуру сплава также исследовали с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM-200CX.

Для построения карт рельефа и профилей рельефа модифицированных поверхностей с помощью микроскопа Neophot-32, оборудованного цифровой камерой E3ISPM20000KPA, на исследованных участках или в интересующих точках вдоль прямой линии получали серии изо-

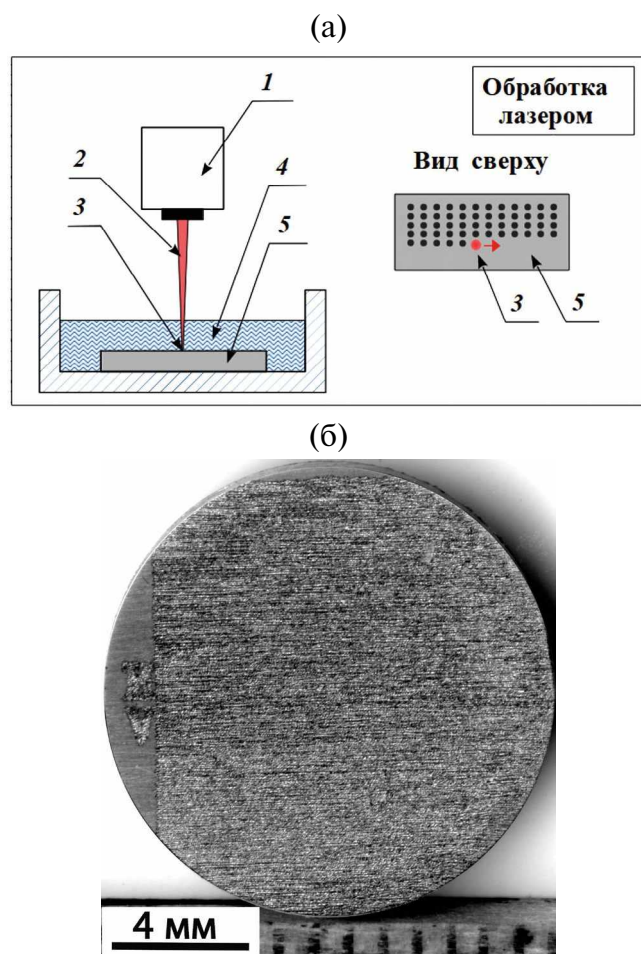


Рис. 1. Принципиальная схема экспериментальной установки (а) и внешний вид обработанной поверхности образца (б): 1 – лазерная головка с объективом; 2 – луч лазера; 3 – точка фокусировки лазерного луча на поверхности образца; 4 – вода, слой 2 мм; 5 – обрабатываемый образец (вид спереди).

бражений с переменным фокусом, определяя значения высоты с лимба микровинта и разницу высот относительно принятой нулевой точки. Карты рельефа получали с помощью программы Helicon Focus.

Образцы для структурного анализа методами электронной микроскопии подготавливали с использованием механического полирования на суспензии окиси хрома, финишную полировку осуществляли на суспензии коллоидного кремния. Электрополировку образцов для EBSD и утонение для ПЭМ-анализа проводили в электролите на основе метилового и *n*-бутилового спиртов и хлорной кислоты в соотношении 10 : 6 : 1.

Рентгеноструктурный фазовый анализ выполнен на дифрактометре “Bruker Advance-D8” в медном $K\alpha$ -излучении с шагом съемки 0.02° и временем экспозиции 2 с в каждой точке. Анализ

полученных дифрактограмм проводили с помощью программ DIFFRAC.EVA 4.0 и DIFFRAC.TOPAS 5.0.

Микротвердость сплава на обработанной лазером (на плоских гладких участках дна кратеров) и необработанной лазером поверхности (после полировки) измеряли на микротвердомере ПМТЗ при нагрузке 20 г. При этом длины диагоналей отпечатков отличались менее, чем на 5%. Погрешность определения микротвердости на микротвердомере ПМТЗ не превышала 10%. Микротвердость методом Кнупа в поперечном сечении образца измеряли с помощью микротвердомера Qness Q10A+ (Qness GmbH, Австрия) с шагом 4 мкм при нагрузке 10 г. Использование индентора Кнупа позволило измерить микротвердость образцов после лазерной обработки в тонком приповерхностном слое.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структура поперечного сечения образца из отожженного сплава до лазерной обработки приведена на рис. 2. На рис. 2а показана ориентационная карта участка, который в глубину от поверхности составляет. Карта границ и распределение границ по углам разориентировки, свидетельствующие, что доля большеугловых границ (БУГ $>15^\circ$) составляет 95.3%, показаны на рис. 2б, в. Рис. 2г, д иллюстрируют распределение зерен и субзерен по размерам. Согласно спектру, показанному на рис. 2г, средний размер зерен, разделенных БУГ, равен 4.4 ± 2.5 мкм, а средний размер элементов структуры с учетом субзерен, содержащих малоугловые границы (МУГ от 2 до 15°), уменьшается до 2.8 ± 1.5 мкм (рис. 2д).

Результатом двухэтапной деформационной обработки и последующего отжига является формирование более дисперсной структуры, состоящей из зерен и субзерен с развитой сеткой БУГ и МУГ. Согласно ПЭМ, средний размер зерен и субзерен составляет 300–350 нм (рис. 3).

Таким образом, для лазерной обработки в качестве двух разных структурных состояний были взяты мелкозернистые (МЗ) и ультрамикрокристаллические (УМК) образцы.

На рис. 4а, б показаны поверхности МЗ- и УМК-образцов после лазерной обработки, на которых четко видна траектория луча лазера (трек), а каждый трек содержит цепочками расположенные кратеры, образовавшиеся при воздействии одиночного импульса.

При данном режиме обработки занятая кратерами площадь поверхности образцов близка к

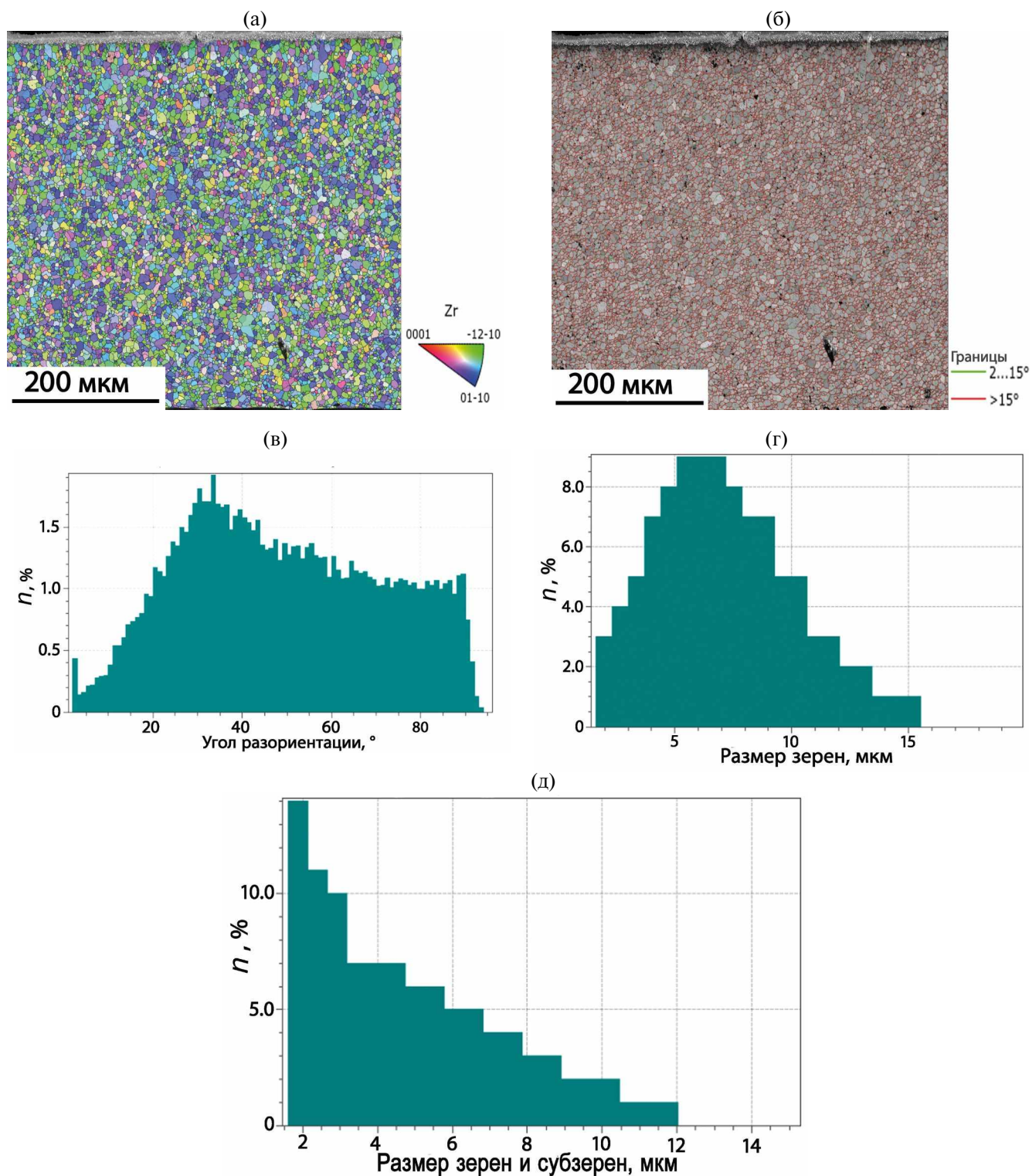


Рис. 2. Результаты EBSD-анализа мелкозернистой структуры исходного образца из отожженного сплава: а — ориентационная карта; б — карта границ элементов структуры; в — спектр границ элементов структуры; г — распределение зерен с большеугловыми границами по размеру; д — распределение зерен и субзерен по размеру.

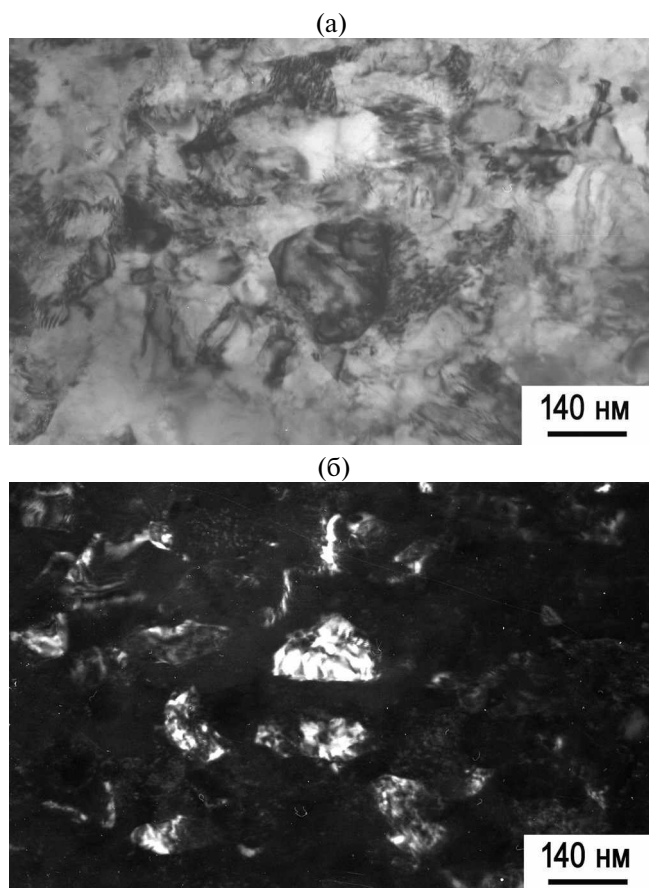


Рис. 3. Микроструктура исходного ультра-микрокристаллического образца. ПЭМ: а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе $112_{\alpha Zr}$.

100%. Тем не менее, как на МЗ, так и на УМК-образцах встречаются узкие, шириной приблизительно равные диаметру пятна лазера, немодифицированные участки. Кратеры представляют собой растекшиеся капли расплава, образовавшиеся при воздействии единичного лазерного импульса. Их форма чаще всего близка к округлой с неровными оплавленными краями. Сравнение морфологии кратеров на модифицированных поверхностях МЗ- и УМК-образцов не выявило существенного различия поверхностей.

Все кратеры имеют некоторую глубину относительно необработанных участков поверхности и выпуклые стенки, на которых видны капли закристаллизовавшегося расплава (рис. 5). На дне кратера видны микротрещины (рис. 5в), образование которых, вероятно, является следствием возникновения термических напряжений при быстрой кристаллизации.

По оптическим изображениям модифицированных поверхностей МЗ- и УМК-образцов были построены карты рельефа поверхности (рис. 6). На рисунках отмечены глубины крате-

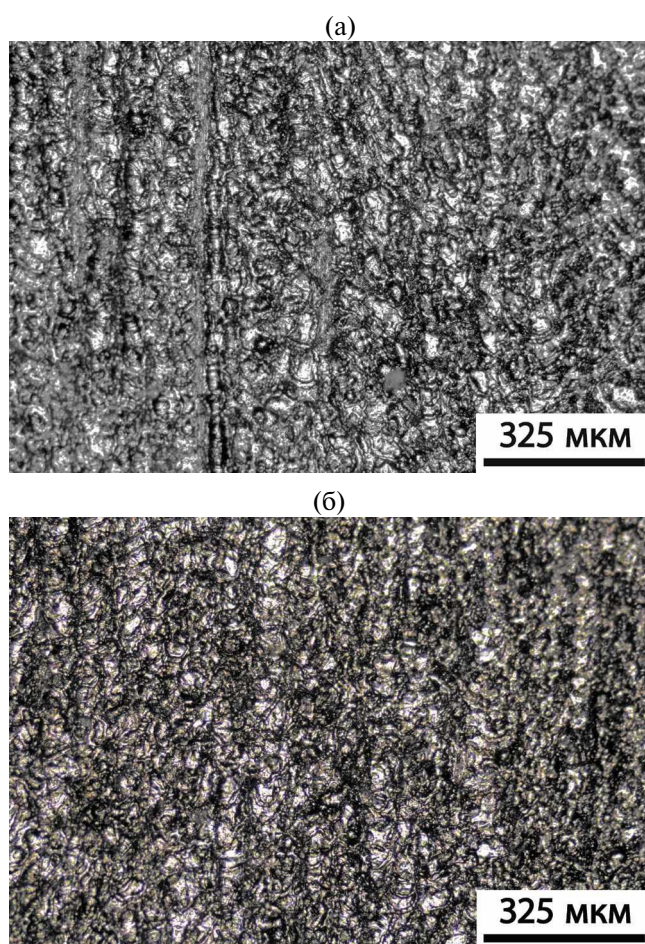


Рис. 4. Треки на модифицированной поверхности образцов: а – МЗ-образец; б – УМК-образец.

ров (обозначены со знаком “—”) и высоты их стенок. За “0” точку отсчета принята необработанная часть поверхности образца (указана стрелкой на рис. 6). Согласно этим данным, средние значения глубины кратеров составляют 2 мкм для МЗ и 2.3 мкм для УМК-образца, а средняя высота стенок одинакова и равна 5.2 мкм.

На рис. 7а показан пример кратера на поверхности МЗ-образца. Кратер имеет симметричную формы с выпуклыми краями и постепенно увеличивающей глубиной к центру. Пример профиля рельефа кратера несимметричной формы в УМК-образце приведен на рис. 7б.

Известно, что измельчение структуры материала деформационными методами приводит к повышению его механических свойств и, в частности, твердости.

Для сравнения эффекта упрочнения при измельчении структуры сплава были проведены дюрометрические измерения исходных образ-

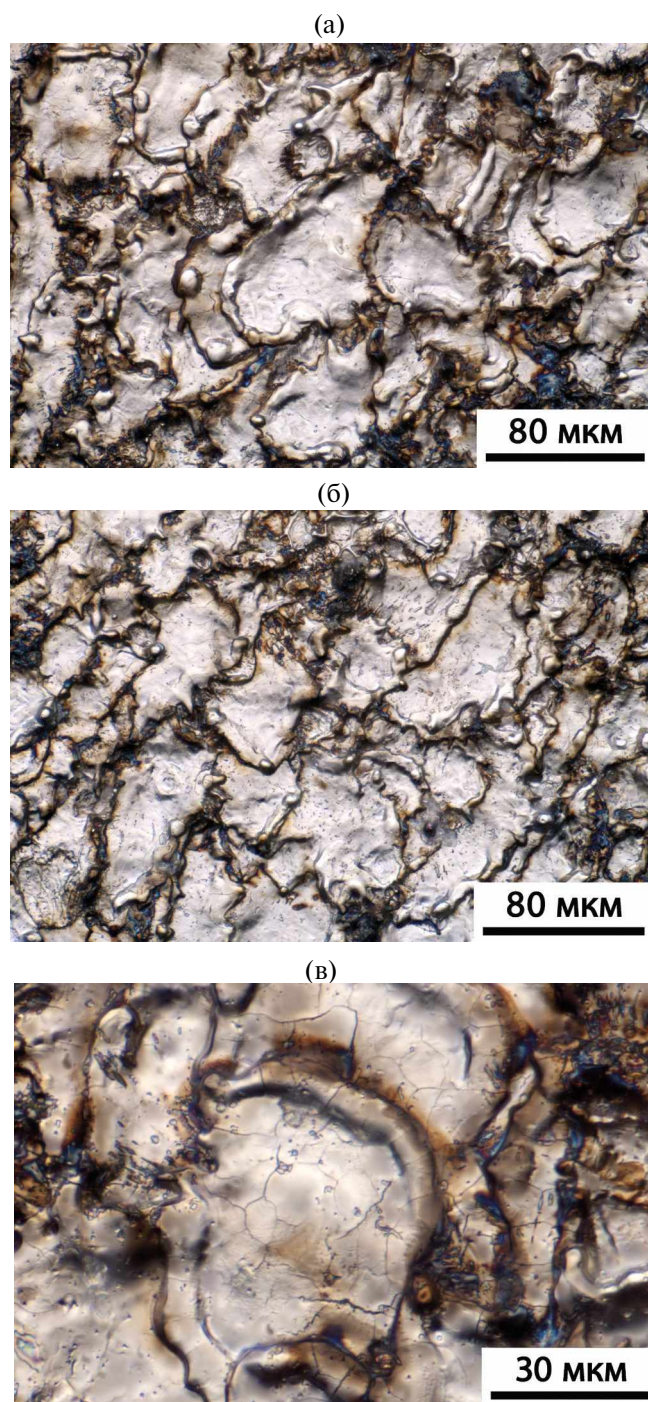


Рис. 5. Структура кратеров при разных увеличениях: а, в – МЗ-образец; б – УМК-образец.

цов в МЗ- и УМК-состояниях. Результаты измерения указаны в табл. 2.

Сравнение микротвердости исходных до обработки образцов с разным размером зерна показывает, что формирование УМК-структуры вызывает рост твердости в 1.8 раза.

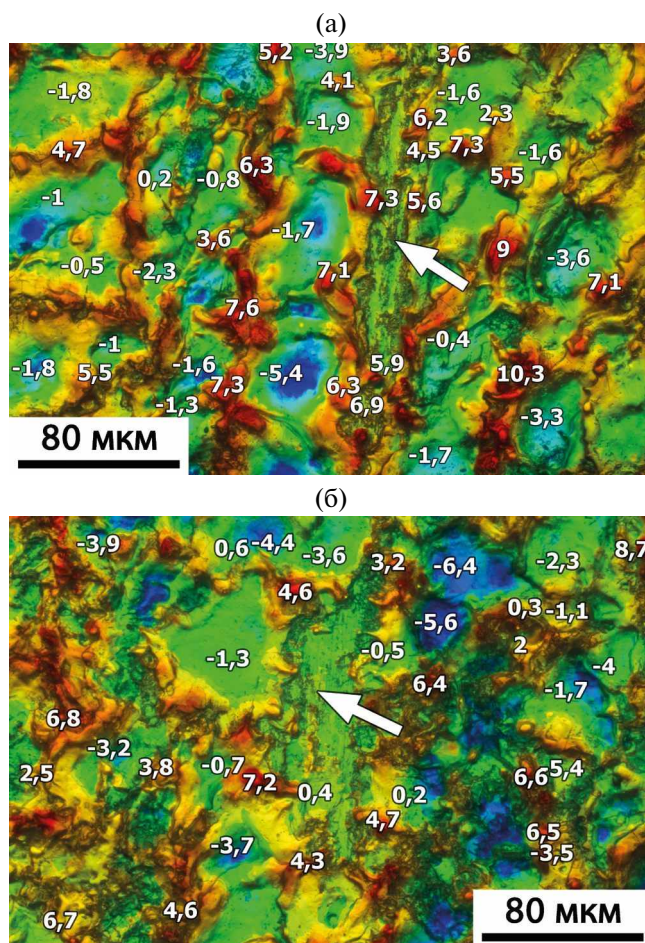


Рис. 6. Карты рельефа модифицированных поверхностей: а – МЗ-образец; б – УМК-образец. Значения величин глубины и высоты указаны в мкм.

Таблица 2. Микротвердость поверхности МЗ- и УМК-образцов до и после лазерной обработки

Образец	До обработки, HV	После обработки, HV
МЗ	140	260
УМК	250	350

При измерении микротвердости после лазерной обработки индентирование проводили на гладких плоских участках дна крупных кратеров. Как следует из полученных результатов, микротвердость УМК-образца после лазерной обработки составила 350 HV, что в 1.4 раза больше микротвердости МЗ-образца. Сравнение значений микротвердости обоих образцов до и после лазерной обработки свидетельствует о том, что после облучения наносекундными лазерными импульсами, независимо от исходной структуры образцов, приповерхностные слои упрочняют-

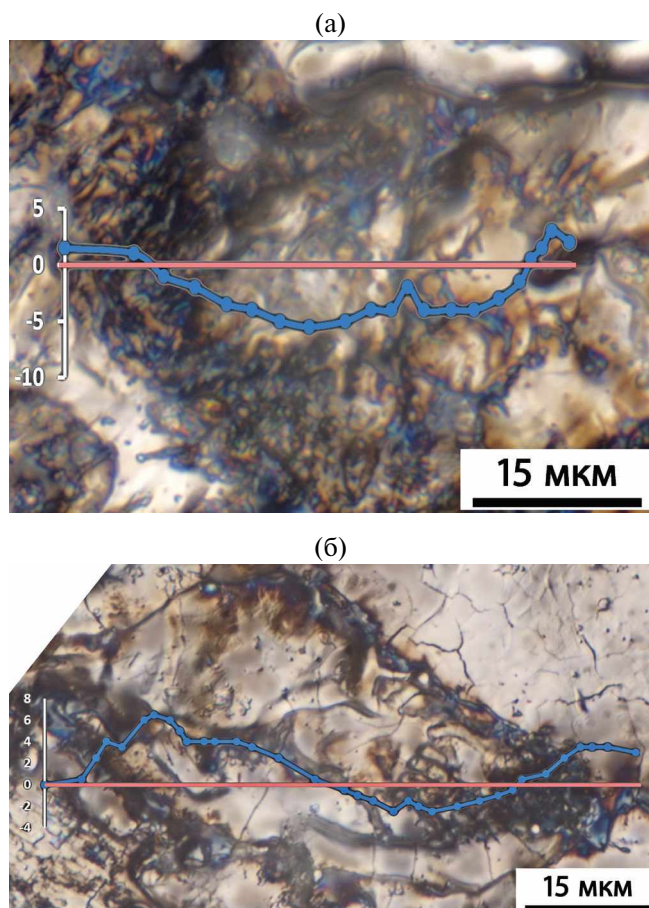


Рис. 7. Профили рельефа модифицированной поверхности по линии: а – МЗ-образец; б – УМК-образец.

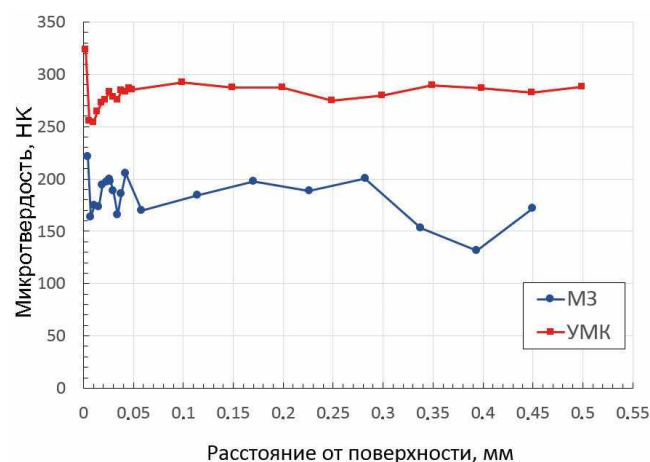


Рис. 8. Микротвердость по Кнупу на поперечном сечении образцов после лазерной ударной обработки.

ся, и микротвердость повышается в МЗ-образце в 1.8 раза, а в УМК – в 1.4 раза.

Для оценки степени наклепа приповерхностных слоев проведены измерения микротвердости индентором Кнупа на поперечных сечениях

образцов. Измерения проводили по толщине образца на разном расстоянии от модифицированной поверхности. В приповерхностных слоях, расположенных на глубине менее 0.05 мм, шаг измерений составлял 0.004 мм, далее – 0.05 мм. Нулевые точки выбирали произвольно вблизи обработанной поверхности, всего проведено 5 серий испытаний для каждого состояния. Результаты дюрометрических измерений представлены на рис. 8. Данные зависимости построены по средним значениям микротвердости.

Согласно рис. 8 наблюдается три зоны разной микротвердости. У самой модифицированной поверхности МЗ-образца в слое, не превышающем 4 мкм, 221 НК0.01. Далее, на глубине до 50 мкм, находится зона со средней микротвердостью 186 НК0.01. В третьей зоне более 50 мкм по глубине средние значения составляют 175 НК0.01.

Средние значения микротвердости вблизи поверхности УМК-образца выше, и в слое толщиной 4 мкм достигают значений 323 НК0.01. Среднее значения твердости 285 НК0.01 фиксируются в слоях, расположенных дальше, чем 50 мкм от модифицированной поверхности, а в промежуточном слое (от 4 до 50 мкм) среднее значение 275 НК0.01.

Сравнение значений микротвердости приповерхностного слоя толщиной 4 мкм в поперечном сечении со значениями микротвердости, измеренной на модифицированной поверхности МЗ- и УМК-образцов, показывает хорошее совпадение, т.е. можно считать, что в процессе лазерной обработки произошел лазерный наклеп и твердость МЗ- и УМК-сплавов возросла до 2200–2600 и 3200–3500 МПа соответственно.

Фазовый состав модифицированной поверхности образцов хорошо иллюстрируют результаты рентгеноструктурного анализа. На рис. 9а показаны дифрактограммы, полученные с поверхности образцов до и после лазерной обработки, из которых следует, что все дифракционные максимумы относятся к фазе αZr т.е. лазерная обработка не изменяет фазовый состав образцов.

Анализировали и сравнивали ширину рентгеновских линий в интервале углов 2θ от 100° до 125° (рис. 9б), по которой можно оценить уровень микроискажений кристаллической решетки циркония. Установили, что пики на дифрактограммах, снятых с обработанных поверхностей МЗ- и УМК-образцов (спектры 2 и 4), более размыты и имеют большую ширину и меньшую интенсивность, чем пики на дифрактограммах, полученных с необработанных образцов (спек-

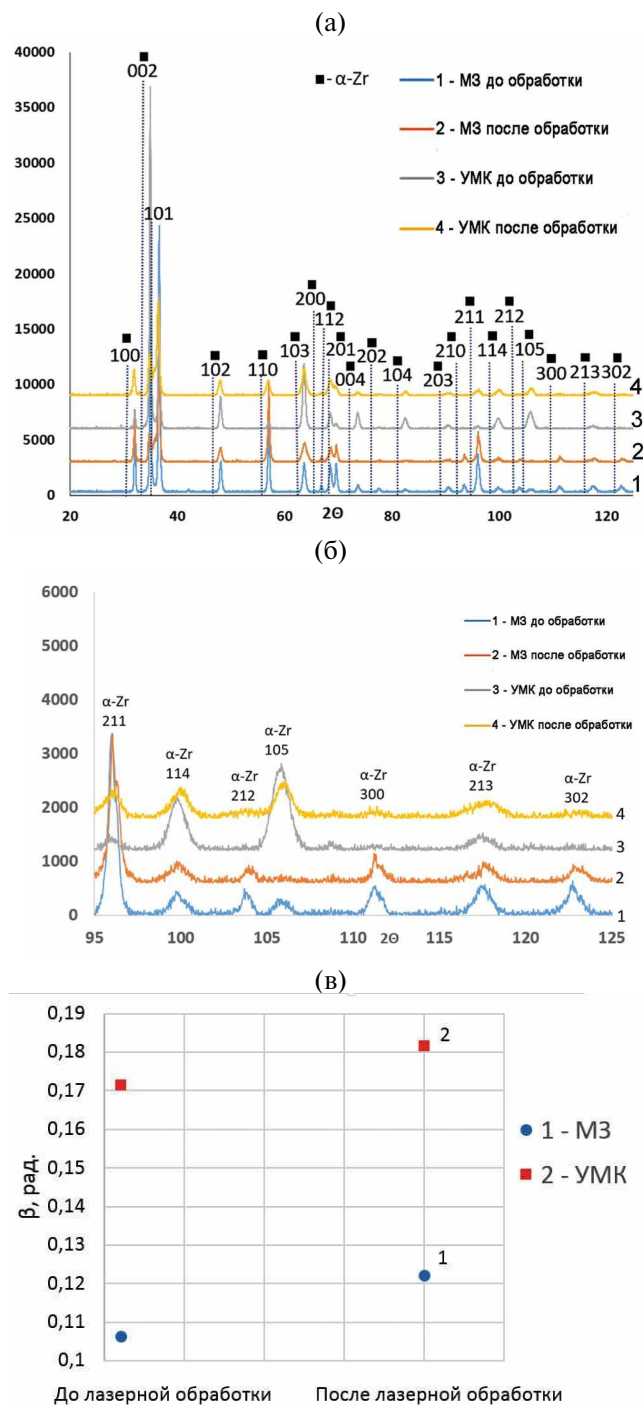


Рис. 9. Полные дифрактограммы (а) и участок дифрактограмм (б) МЗ- и УМК-образцов, изменение средней интегральной ширины рентгеновских пиков (в) до и после обработки.

тры 1 и 3). На рис. 9в приведено изменение средней интегральной ширины трех дифракционных максимумов (HKL 114, 105, 213), показывающее одинаковый для образцов с разным размером зерна рост микроискажений решетки Zr, свя-

занный с создаваемой ударной волной пластической деформацией. Возникающие на поверхности и в приповерхностных слоях остаточные сжимающие напряжения инициируют образование структурных дефектов, повышают плотность дислокаций, что вызывает упрочнение областей, подвергнутых лазерной обработке.

Рис. 10 демонстрирует результаты структурного анализа приповерхностного слоя МЗ-образца после лазерной обработки. Исследованная область от поверхности в глубину составляет ~15–17 мкм.

Согласно представленным данным, на ориентационной карте (рис. 10а) не визуализируется приповерхностный слой с отличающейся структурой. В выделенном участке структуры преобладают БУГ, их количество составляет 90.2% (рис. 10б, г). Средний размер зерен и субзерен равен 2.5 мкм, а разброс значений составил 0.3–6.3 мкм (рис. 10в). Таким образом, размер зерна и соотношение БУГ и МУГ соответствуют структурным характеристикам, определенным вдали от модифицированной поверхности и указанным на рис. 2.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, на основании проведенных исследований установлено, что при лазерном воздействии происходит модификация поверхности образцов из циркониевого сплава Э110. В результате лазерной обработки на поверхности формируется микрорельеф, повторяющий траекторию сканирующего луча лазера и образованный кратерами, которые возникают в местах “микровзрыва” под действием единичного импульса. Быстрый рост температуры в этой точке вызывает плавление сплава, а быстрый теплоотвод через основной материал образца вследствие малой длительности импульса приводит к сверхбыстрой кристаллизации.

Сравнение модифицированных поверхностей МЗ- и УМК-образцов показало отсутствие принципиальных отличий их морфологий, т.е. формирование микрорельефа не зависит от размера зерна в сплаве до лазерной обработки.

ДюрOMETрическими исследованиями установлено, что лазерно-индуцированные ударные волны, создавая остаточные сжимающие напряжения, вызывают эффект упрочнения тонкого (толщиной несколько мкм) приповерхностного слоя. Лазерный наклеп обнаружен на всех образцах, независимо от исходного размера зерна.

Микротвердость приповерхностных слоев образцов после лазерной обработки превы-

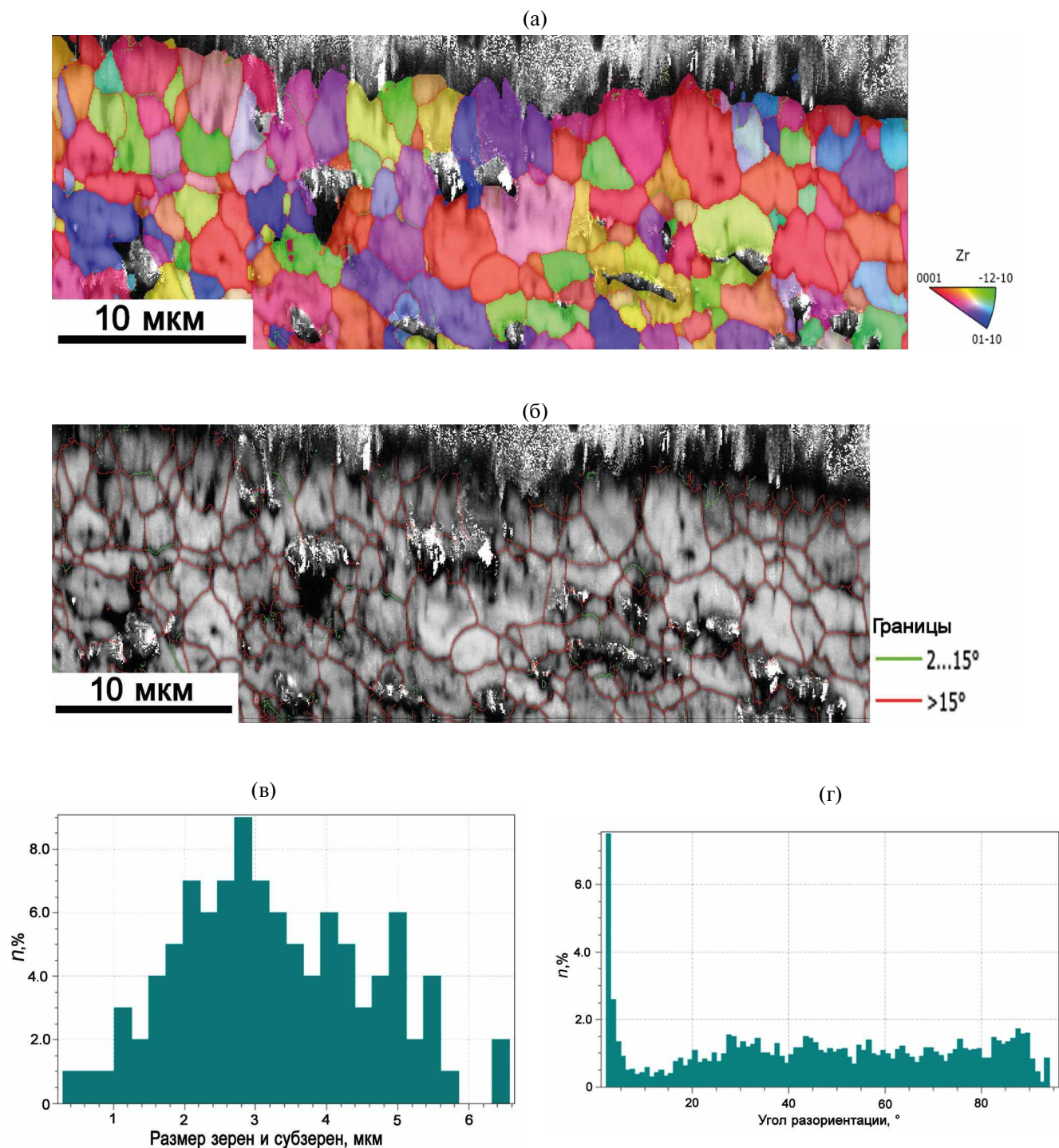


Рис. 10. Результаты EBSD-анализа структуры МЗ-образца после лазерной обработки: а — ориентационная карта; б — карта границ элементов структуры; в — распределение зерен и субзерен по размеру; г — спектр границ элементов структуры.

шает исходную микротвердость МЗ- и УМК-образцов приблизительно в 1.5–1.8 раза. В УМК-образце микротвердость модифицированного слоя, составила более 300 НВ, что в сочетании с ультрамелким зерном дает основание предположить существенное повышение сопротивления

усталостному разрушению сплава после его обработки наносекундным лазерным облучением.

Работа выполнена в рамках Госзадания ИФМ УрО РАН (шифр “Структура” Г.р. № 122021000033-2) с использованием научного оборудования отдела электронной микроско-

пии ЦКП ИФМ УрО РАН и при финансовой поддержке проекта РНФ № 21-79-30041 “Закономерности критичности в материалах с дефектами, разработка подходов по мониторингу и прогнозированию ресурса при широкодиапазонном силовом и энергетическом воздействии (приложения в авиационном моторостроении)”. В рамках проекта РНФ были поставлены и сформулированы цели и задачи исследования, получены образцы сплава Э110, проведена обработка их поверхности наносекундными лазерными импульсами, проведено комплексное обследование всех полученных в работе результатов.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Montross C.S., Tao Wei, Lin Ye, Graham Clark, Yiu-Wing Mai.* Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review // *Intern. J. Fatigue.* 2002. V. 24. P. 1021–1036.
2. *Masse G., Barreau J.* Surface modification by laser induced shock waves // *Surf. Eng.* 1995. V. 11. P. 131–132.
3. *Dane C., Hackel L., Daly J.* Shot peening with laser // *Adv. Mater. Process.* 1998. V. 153. P. 37–48.
4. *Zhang Y., You J., Lu J., Cui C., Jiang, Y., Ren X.* Effects of laser shock processing on stress corrosion cracking susceptibility of AZ31B magnesium alloy // *Surf. Coat. Technol.* 2010. V. 204. P. 3947–3953.
5. *Zhang H., Yu Ch.* Laser shock processing of 2024-T62 aluminum alloy // *Mater. Sci. Eng.: A.* 1998. V. 257. № 2. P. 322–327.
6. *Montross C.S., Florea V., Swain M.V.* Influence of coatings on sub-surface mechanical properties of laser peened 2011-T3 aluminum // *J. Mater. Sci.* 2001. V. 36. P. 1801–1807.
7. *Zhou L., Li Y.H., He W.F., Wang X.D., Li Q.P.* Laser shock processing of Ni-base superalloy and high cycle fatigue properties // *Mater. Sci. Forum.* 2011. V. 697–698. P. 235–238.
8. *Banas G., Elsayed-Ali H.E., Lawrence F.V., Rigsbee J.M.* Laser shock-induced mechanical and microstructural modification of welded maraging steel // *J. Appl. Phys.* 1990. V. 67. P. 2380–2384.
9. *Song Sh., Yizhou Sh., Zonghui Ch., Weibiao X., Zhao-ru H., Shuangshuang S., Weilan L.* Laser shock peening regulating residual stress for fatigue life extension of 30CrMnSiNi2A high-strength steel // *Optics & Laser Technology.* 2023. V. 169. P. 110094.
10. *Колобов Ю.Р., Манохин С.С., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В., Одинцова Г.В., Храмов Г.В.* Исследование влияния обработки лазерными импульсами наносекундной длительности на микроструктуру и сопротивление усталости технически чистого титана // *Письма в ЖТФ.* 2022. Т. 48. № 2. С. 15–19.
11. *Clauer A.H.* Lasershock peening for fatigue resistance // *Surface performance of titanium.* Warrendale (PA): TMS. 1996. P. 217–230.
12. *Ruschau J.J., John R., Thompson S.R., Nicholas T.* Fatigue crack nucleation and growth rate behaviour of laser shock peened titanium // *International Journal of Fatigue.* 1999. V. 21. P. 199–209.
13. *Kamkarrad H., Narayanswamy S., Tao X.S.* Feasibility study of high-repetition rate laser shock peening of biodegradable magnesium alloys // *Int. Adv. Manuf. Technol.* 2014. V. 74. P. 1237–1245.
14. *Hatamleh O.A.* Comprehensive investigation on the effects of laser and shot peening on fatigue crack growth in friction stir welded AA 2195 joints // *Int. J. Fatigue.* 2009. V. 31. P. 974–988.
15. *Trdan U., Grum J.* Evaluation of corrosion resistance of AA6082-T651 aluminium alloy after laser shock peening by means of cyclic polarisation and EIS methods // *Corros. Sci.* 2012. V. 59. P. 324–333.
16. *Zhang X.C., Zhang Y.K., Lu J.Z., Xuan F.Z., Wang Z.D., Tu S.T.* Improvement of fatigue life of Ti-6Al-4V alloy by laser shock peening // *Materials Science and Engineering: A.* 2010. V. 527. № 15. P. 3411–3415.
17. *Veiko V.P., Karlagina Yu.Yu., Egorova E.E., Zernitskaya E.A., Kuznetsova D.S., Elagin V.V., Zagaynova E.V., Odintsova G.V.* In vitro investigation of laser-induced microgrooves on titanium surface // *J. Phys.: Conf. Ser.* 2020. V. 1571. P. 012010.
18. *Li Zh. Y., Guoa X.W., Yua Sh.J., Ninga Ch.M., Jiaob Y.J., Caia Zh.B.* Influence of laser shock peening on surface characteristics and corrosion behavior of zirconium alloy // *Mater. Characteriz.* 2023. V. 206. P. 113387.
19. *Eroshenko A.Yu., Mairambekova A.M., Sharkeev Yu.P., Kovalevskaya Zh.G., Khimich M.A.* Structure, phase composition and mechanical properties in bioinert zirconium-based alloy after severe plastic deformation // *Letters Mater.* 2017. Т. 7. № 4. P. 469–472.

SURFACE MODIFICATION OF Zr–Nb ALLOY BY NANOSECOND PULSE LASER PROCESSING

A. N. Petrova^{1,*}, I. G. Brodova¹, V. V. Astafiev¹, D. Yu. Rasposienko¹, A. O. Kuryshchev¹,
A. N. Balakhnin², S. V. Uvarov², and O. B. Naimark²

¹*Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia*

²*Institute of Continuous Media Mechanics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Perm, 614013 Russia*

**e-mail: petrova@imp.uran.ru*

The effect of nanosecond pulse laser processing of the Zr–1% Nb alloy surface of specimens in the annealed state and after their two-stage deformation treatment by *abc*-pressing and rolling has been investigated. The morphology of the modified surface of specimens is described using optical and scanning microscopy. Furthermore, the microrelief formed as a result of vaporization and melting of a thin layer of material subjected to laser processing is evaluated quantitatively. Durometric measurements were conducted to ascertain the hardness of the near-surface layer and the impact of laser-induced shock waves on its hardness. The electron backscattering diffraction (EBSD) analysis data were employed to describe the structure of the specimens in the near-surface layer. The influence of the initial grain size on the quality of the modified surface, as well as on the depth and hardening of the near-surface layers has been established.

Keywords: laser, zirconium alloy, surface, structure, hardness, phase composition