

01;05;11

Свойства и структурное состояние поверхностного слоя циркониевого сплава, модифицированного импульсным электронным пучком и насыщенного водородом

© И.П. Чернов,¹ С.В. Иванова,² М.Х. Кренинг,¹ Н.В. Коваль,³ В.В. Ларионов,¹ А.М. Лидер,¹
Н.С. Пушилина,¹ Е.Н. Степанова,¹ О.М. Степанова,¹ Ю.П. Черданцев¹

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
634050 Томск, Россия

² Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
115409 Москва, Россия

³ Институт сильноточной электроники СО РАН,
634050 Томск, Россия
e-mail: chernov@tpu.ru

(Поступило в Редакцию 25 апреля 2011 г.)

Исследовано импульсное воздействие электронным пучком на сплавы циркония на примере Zr-1%Nb. Образцы облучали тремя импульсами длительностью $50 \mu\text{s}$ при плотности энергии $15\text{--}25 \text{ J/cm}^2$, уровне мощности $(3\text{--}6) 10^4 \text{ W/cm}^2$, плотности тока $(10\text{--}50) \text{ A/cm}^2$ и энергии электронов — 18 keV . Установлено, что данный способ обработки ведет к модификации поверхностного слоя материала без изменения структурно-фазового состояния основного объема изделия. Техническим результатом исследования является повышение стойкости изделий по отношению к их насыщению водородом.

Введение. Постановка задачи

Взаимодействие потоков заряженных частиц с поверхностью твердых тел имеет давнюю историю, описано в большом количестве работ и по-прежнему актуально [1–9]. Для модификации материалов используются низкоэнергетические (десятки keV) и высокоэнергетические (несколько MeV) заряженные частицы с длительностью импульса $10^{-6}\text{--}10^{-8} \text{ s}$, плотностью тока до нескольких kA/cm^2 и флюенсами до сотен J/cm^2 [7,8]. Результаты экспериментов способствовали формированию представлений о физической природе взаимодействий интенсивных пучков частиц с веществом. Интенсивные пучки обеспечивают улучшение уже имеющихся свойств, а также создают новые уникальные свойства. На широком классе металлов, сплавов и изделий из них обнаружена генерация динамических напряжений в металлах, распространение ударных волн, радиационно и термо-градиентно стимулированный перенос вакансий, примесей. Продемонстрировано реальное повышение таких эксплуатационных характеристик, как износостойкость, усталостная прочность при длительных циклических нагрузках, коррозионная и эрозионная стойкости. Быстрый нагрев и последующее охлаждение приводят к существенному изменению структурно-фазового состояния в приповерхностных слоях и к модификации структурно-зависимых свойств материалов. Улучшение этих характеристик значительно повышает надежность и ресурс работы изделий [9–11]. Несмотря на широкий класс исследуемых материалов, видов и режимов облучений, можно выделить общую черту процессов и эффектов: коллективное возбуждение электронной и атомной подсистем металлов, в частности, наводороженных

металлов [12], комплексное воздействие генерируемых радиационных, тепловых и механических полей [8–11]. Многие из них наблюдаются при интенсивностях и потоках, превышающих критические значения (аномальное глубинное упрочнение металлов, абляция вещества). Эффекты воздействия отмечаются как в облученной, так и необлученной областях (эффекты дальнего действия связаны с воздействием возникающих упругих волн, на порядки превышающих пробег частиц пучка) [7,8]. Считалось, что ограниченный спектр свойств твердых материалов является основной причиной, сдерживающей успешное развитие технологий их обработки. Этот спектр значительно расширяется в случае наводороженных металлов и изделий [12–14]. Определенный оптимизм вызывают исследования, посвященные удалению водорода из металлов под действием электронных пучков [15], осуществление ядерных реакций в водородной подсистеме соединений, содержащих металлы [16,17]. В последнее время установлено [18–21], что импульсное электронное облучение (ИЭП) даже небольших энергий может вызывать изменения в структуре и фазовом составе материалов. Вместе с тем исследований, направленных на модификацию свойств циркониевых сплавов ИЭП с целью повышения коррозионной стойкости, до сих пор не проводилось. Циркониевые сплавы Zr-1%Nb (Э110) и Zr-2.5% Nb (Э125) являются конструкционным материалом для важнейших элементов активных зон атомных энергетических реакторов [10,21]. В процессе эксплуатации циркониевые изделия подвергаются наводороживанию, что приводит к понижению пластичности и трещиностойкости сплавов. В настоящей работе в отличие от известных ранее работ [18–23] исследовано получение слоев на поверхности цирконии-

евых сплавов, задерживающих проникновение водорода внутрь металла, т.е. позволяющих создавать защитные покрытия, практически не изменяя структурно-фазового состояния основного объема изделия.

Экспериментальная установка, приборы для анализа и методика эксперимента

Для исследования применялись прямоугольные плоские образцы сплава циркония с ниобием Э110 (Zr-1%Nb) размерами 50×50 мм, толщиной 0.7 мм. Облучение импульсным электронным пучком осуществлялось на установке института сильноточной электроники СО РАН [24]. Воздействие проводилось с двух сторон образца при плотности энергии от 15 до 25 J/cm^2 . Плотность тока составляла от 10 до 50 A/cm^2 , энергия электронов — 18 keV, каждый образец облучали тремя импульсами длительностью $50 \text{ }\mu\text{s}$. Диаметр пучка — 2.3 мм. Для исследования структуры поверхности сплава использованы методы оптической (прибор OLYMPUS) и сканирующей микроскопии (Philips SEM 515), метод термоэда [25], микротвердомер ПМТ-3 с индентором Виккерса, метод наноиндентирования [26] на приборе „Nano Hardness Tester“ фирмы CSEM. Структурно-фазовый состав (характер и количество фаз, внутренние напряжения, текстура) исследован по методу рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 ($\text{CuK}\alpha$ -излучение). Точность воспроизведения по углу составляла $2\Theta \pm 0.001^\circ$, интервал сканирования по углу — 2Θ : $-6-163^\circ$, с минимальным шагом $\pm 0.002^\circ$. Анализ фазового состава, размеров областей когерентного рассеяния, внутренних упругих напряжений проводился с использованием баз данных PCPDFWIN и PDF4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4. Насыщение образцов водородом проводилось на установке PCI „Gas Reaction Controller“ по методу Сивертса, а также электролитически в 1М водном растворе серной кислоты в течение 24 h при плотности тока 0.5 A/cm^2 и при комнатной температуре. Абсолютную концентрацию водорода в исследуемом сплаве определяли на анализаторе RHEN 602 фирмы LECO. При наводороживании применялись результаты работ [27–28].

Теоретические и экспериментальные результаты и их обсуждение

В исходном состоянии на поверхности циркониевого сплава равномерно распределены зерна размером $5-8 \text{ }\mu\text{m}$ (рис. 1).

Согласно литературным данным, основными факторами, определяющими структурно-фазовое состояние и свойства приповерхностных слоев материала при облучении импульсным электронным пучком, являются распределение полей температур и термомеханических напряжений [27]. Теоретический анализ проведен на

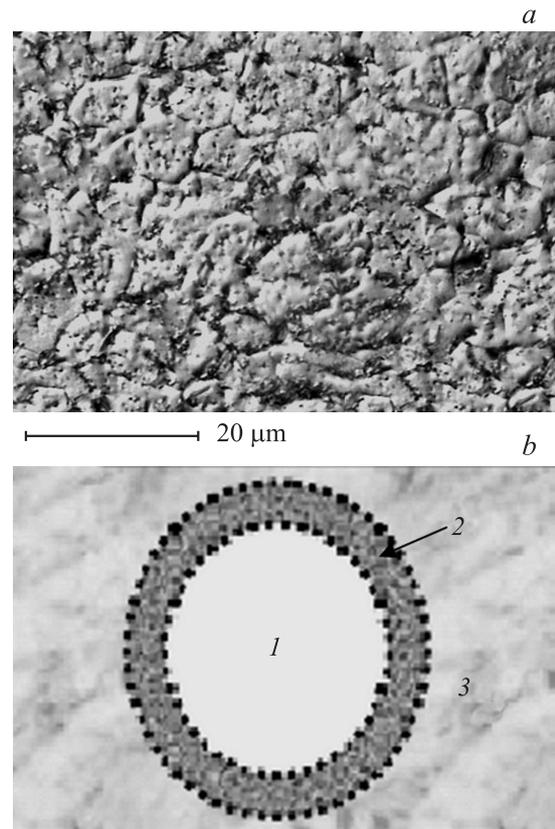


Рис. 1. Металлографические снимки: *a* — исходная структура сплава Э110 (поляризованный свет), *b* — схематичное изображение образца, облученного электронным пучком ($E = 18 \text{ J/cm}^2$). 1 — область воздействия электронным пучком; 2, 3 — периферийные области.

основе решения уравнения теплопроводности, записанного через тепловую составляющую внутренней энергии вещества E_T в приближении существования Кнудсеновского слоя (прилегающей к поверхности паровой области, характеризующейся температурой \bar{T} , плотностью вещества $\bar{\rho}$, массовой скоростью потока \bar{u})

$$\dot{E}_T(\mathbf{r}, t) = \lambda \Delta T(\mathbf{r}, t) + W(\mathbf{r}, t), \quad (1)$$

где T — температура, λ — коэффициент теплопроводности, $W(\mathbf{r}, t)$ — функция энерговыделения, определяемая кинетикой изменения плотности ток $j(t)$ и пространственным распределением линейных потерь энергии ускоренных заряженных частиц в веществе $Q(\mathbf{r}, t)$. Уравнение в таком виде позволяет учитывать затраты энергии пучка (тепла) на плавление мишени [27]. При этом температура найдена из следующих соотношений:

$$T(\mathbf{r}, t) = \begin{cases} \frac{E_T(\mathbf{r}, t)}{c\rho}, & E_T(\mathbf{r}, t) < E_1; \\ T_{\text{melt}} + \frac{E_T(\mathbf{r}, t) - E_2}{c\rho}, & E_1 < E_T(\mathbf{r}, t) < E_2; \\ T_{\text{melt}}, & E_T(\mathbf{r}, t) \geq E_2. \end{cases} \quad (2)$$

Здесь $E_1 = T_{\text{melt}}c\rho$, $E_2 = E_1 + q_{\text{melt}}\rho$, c и ρ — удельная теплоемкость и плотность вещества мишени,

$T_{\text{melt}}, q_{\text{melt}}$ — температура и удельная теплота плавления соответственно.

В начальный момент времени температура равна

$$T(\mathbf{r}, 0) = T_0. \quad (3)$$

Решение проведено для случая, когда обратная сторона мишени (образца) в процессе воздействия пучка теплоизолирована,

$$\lambda \nabla T(\mathbf{r}, t) = 0. \quad (4)$$

На поверхности тепловой поток определяется скоростью фронта испарения

$$\lambda \nabla T(\mathbf{r}, t) = \rho V_f \Delta H, \quad (5)$$

где V_f — скорость фронта испарения, ΔH — разность удельных энтальпий твердой и газообразной фаз. Для учета влияния на процесс наводороживания микровыступов на поверхности образца применялась, согласно условию (5), двухфазная модель испарения с кнудсеновским слоем

$$\lambda \nabla T(\mathbf{r}, t) = V_f \rho \left(L_0 + \frac{R}{\mu} \left[\frac{5}{2} \bar{T} - 3T_0 \right] \right). \quad (6)$$

Данную задачу можно решать как в одномерном случае (для расчета температурных полей и испарения материала, когда $W(x, t) = j(t)Q(x)e^{-1}$, e — заряд электрона), так и в двумерном приближении с движущейся со скоростью V_f границей раздела между конденсированной и паровой фазами. Двумерная модель необходима для выявления роли микровыступов на поверхности твердого тела в процессах удаления водорода и наводороживания. Для определения скорости фронта испарения V_f использованы следующие уравнения для параметров кнудсеновского слоя, а также законы сохранения массы и импульса:

$$\rho_0 V_f = \bar{\rho}(V_f - \bar{u}), \quad (7)$$

$$P_0 + \rho_0 V_f^2 = \bar{P} + \bar{\rho}(V_f - \bar{u})^2, \quad (8)$$

$$\bar{T} = 0.65T_0, \quad (9)$$

$$\bar{\rho} = \left(\frac{mk\Theta_0^2}{2\pi\hbar^2 T_0} \right)^{3/2} \exp\left(-\frac{\lambda_l}{kT_0} - 1\right), \quad (10)$$

$$\bar{P} = \frac{\rho}{\mu} R \bar{T}, \quad (11)$$

$$\bar{u} = \left(\frac{5k\bar{T}}{3m} \right)^{1/2}. \quad (12)$$

Здесь \bar{u} — массовая скорость паров на границе разрыва ($\bar{u} < 0$), ρ_0, P_0, T_0 — плотность, давление и температура конденсированной фазы, $\bar{\rho}, \bar{P}, \bar{T}$ — плотность, давление и температура на границе разрыва, μ — молярная масса, R — универсальная газовая постоянная, ρ — плотность насыщенного пара, $\Theta = h\nu_0/k$ — дебаевская температура, ν_0 — эффективная дебаевская частота колебаний атомов, k — постоянная Больцмана, λ_l — энергия связи

кристаллической решетки, \hbar — постоянная Планка, m — масса атома мишени. Область моделирования и граничные условия задаются для микровыступов на поверхности образца. Высота выступов соответствуют параметру шероховатости реальной поверхности. Изменение плотности тока в импульсе $j(t)$ для одномерного случая аппроксимировалось трапецией. Расчеты температурных полей выполнены в приближении монохроматического электронного пучка с начальной энергией частиц $E_0 = 18-25$ keV. Основными факторами, определяющими структурно-фазовое состояние и свойства приповерхностных слоев материала при импульсном электронно-лучевом нагреве, являются нестационарные поля температур и термомеханических напряжений, возникающие в результате передачи энергии электронного пучка мишени. Поле температур локализовано в зоне теплового влияния, толщина которой в случае ИЭП не превышает нескольких десятков микрометров [6]. Для решения тепловой задачи учитывали потери тепла на возможные фазовые переходы (плавление и испарение). Так как размеры поперечного сечения пучка (радиус пятна нагрева равен 15 мм) намного больше, чем расстояние, на которое распространяется тепловая волна за время действия пучка $L \approx \sqrt{a\tau}$ ($a = \lambda/(c\rho)$ — коэффициент температуропроводности; τ — длительность импульса), вполне корректно для определения основных закономерностей тепловых процессов использовать одномерное приближение. Согласно результатам численного моделирования при амплитудном значении плотности тока $j = 25$ A/cm² и заданной длительности импульса $\tau = 50$ μs, временное распределение температуры на глубине 0.8 и 20 μm соответствует представленному на рис. 2. Температура вещества на поверхности циркония достигает значений, превышающих температуру его плавления ($T_{\text{melt}} = 2130$ K). При этом глубина расплавленного слоя не превышает 8 μm. Наиболее

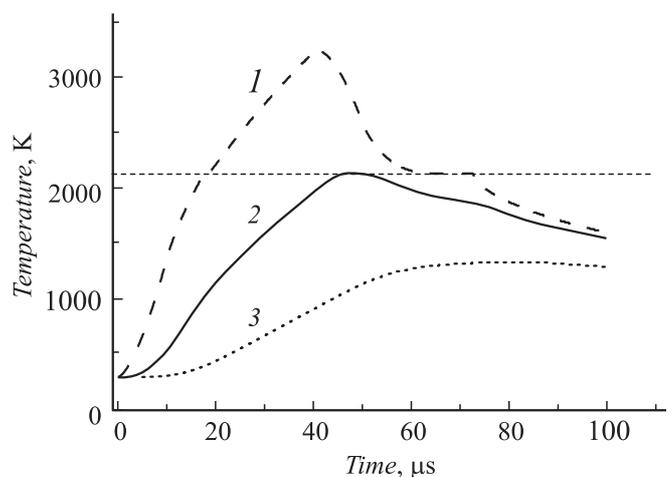


Рис. 2. Распределение температуры в процессе облучения циркониевого сплава ИЭП при 18 J/cm²: 1 — на поверхности, 2 — на глубине 8 μm, 3 — 20 μm, пунктирная горизонтальная прямая — температура плавления.

высокой скоростью нагрева обладает поверхностный слой материала. Модифицирование поверхностного слоя (изменение его физических свойств, а также рельефа) под действием импульсного электронного пучка с указанными выше параметрами обусловлено образованием жидкой фазы и ее последующим после действия импульса затвердеванием. Охлаждение расплава начинается к концу действия импульса, с началом уменьшения плотности тока в пучке.

Наряду с расчетом тепловых полей проводилась оценка кинетики испарения вещества с поверхности сплава циркония. Полученные значения толщины испарившегося слоя составляют сотые доли нанометра, что пренебрежимо мало по сравнению с глубиной проплавления. Для оценки глубины материала, подвергнутого структурно-фазовым переходам, выполнен расчет максимально достижимых температур в зависимости от толщины. Максимальная температура (3250 К) достигается на поверхности образца (рис. 3). Структурные изменения могут наблюдаться на глубине до 40 μm , поскольку температура рекристаллизации циркониевого сплава Zr-1%Nb составляет 863 К. Параметры новой кристаллической решетки (межатомные расстояния, размеры зерен) определяются скоростью, с которой происходит застывание жидкой фазы. Наибольшие значения скорости ($V_{cc} \sim 10^8$ К/с) достигаются в тонком поверхностном слое мишени толщиной до 1 μm . С увеличением глубины скорость затвердевания падает до $1.3 \cdot 10^7$ К/с. Так как скорости затвердевания могут быть достаточно высокими (10^7 – 10^8 К/с), размеры образующихся кристаллов становятся меньше, чем до облучения. С этим обстоятельством связано увеличение твердости поверхностного слоя. Из расчетов также следует, что толщина испарившегося слоя сравнима с величиной пробега частицы. Пример расчета по уравнениям (1)–(6) представлен на рис. 4. При длительности импульса 2 μs

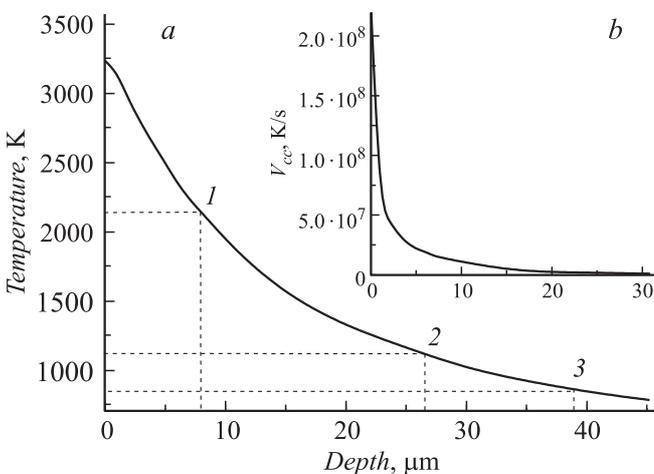


Рис. 3. Распределение температуры (а) и скорости охлаждения поверхности (б) по глубине циркониевого сплава Э110 в процессе воздействия ИЭП: 1 — температура плавления, 2 — фазового перехода, 3 — кристаллизации соответственно.

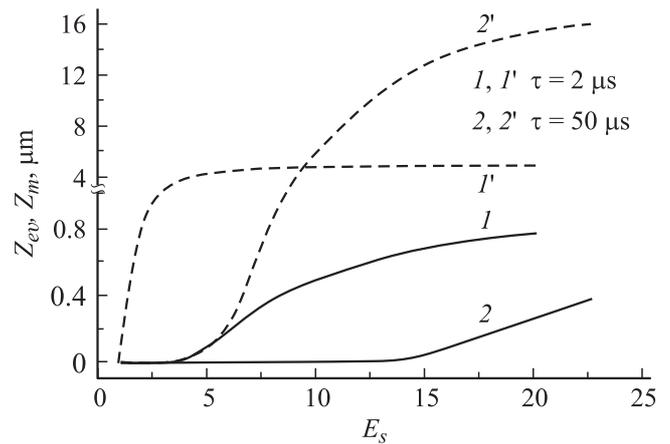


Рис. 4. Зависимости величины расплавленного ($I', 2'$) и испарившегося ($I, 2$) слоев циркония от величины потока энергии электронов (J/cm^2) ($E_0 = 15$ keV, расчет по формулам (1)–(6)).

плавление начинается уже при энергии 4 J/cm^2 . Граничное значение плотности тока, при котором начинается заметное испарение, определяется коэффициентом теплопроводности материала. Роль испарения является существенной, когда высота неровностей на поверхности больше толщины слоя, охваченного фазовыми превращениями. В радиальном направлении воздействие импульсным электронным пучком (ИЭП) приводит к образованию на поверхности трех отличающихся по своим свойствам областей: центральную и две периферийных в виде концентрических зон, повторяющих геометрию пучка (рис. 1). В центральной части формируется рельеф, напоминающий зеренную структуру, с четко выявленными границами. Поверхность имеет зеркальный блеск со следами плавления. Шероховатость поверхности в данной области равна 0.10 μm , что на 30% меньше исходных образцов. Сглаживание поверхности под действием пучка происходит за счет оплавления гребней, возвышающихся над поверхностью и заполняющих впадины. Периферийная область имеет большую шероховатость, чем центр пучка. На ней присутствует пленка, окраска которой свидетельствует о высоком градиенте температур между областью облучения и исходным материалом. Роль испарения является существенной, когда высота неровностей на поверхности больше толщины слоя, охваченного фазовыми превращениями. На расстоянии более 3 см от центра воздействия пучка структура сплава Э110 соответствует исходной.

Влияние плотности поглощенной энергии при облучении E_s на морфологию циркониевого сплава экспериментально исследовалось при $E_s = 18, 20$ и $25 \text{ J}/\text{cm}^2$.

Рост плотности поглощенной энергии приводит к структурированию поверхности с появлением на ней кристаллитов в виде шестиугольников с размером грани около 6–7 μm (рис. 5), к укрупнению зерен на поверхности циркониевого сплава. Внутри исходных зерен образуется нерегулярная складчатая структура с

пластинчатыми (или игловидными) выделениями. Это происходит от того, что в циркониевых сплавах, содержащих до 5% ниобия, в процессе быстрого охлаждения из β -области образуется метастабильная α' -фаза, представляющая собой пересыщенный твердый раствор ниобия в α -модификации циркония и имеющая гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку. α' -фаза подобна мартенситу в закаленных сплавах железо-углерод и ее микроструктура характеризуется игольчатым строением. Для определения толщины модифицированного слоя после воздействия ИЭП при $E_S = 18 \text{ J/cm}^2$ были подготовлены поперечные шлифы облученных образцов. На шлифе проявляется слой, имеющий отличный от основного объема материала контраст. Его толщина составляет $\sim 10 \mu\text{m}$. Согласно результатам расчетов, такой слой образуется в результате высокоскоростной закалки ($V \approx 10^8 - 10^7 \text{ K/s}$) из расплава.

Влияние воздействия импульсного электронного пучка на параметры кристаллической решетки циркониевого сплава, фазовый состав, размер областей когерентного рассеяния (ОКР) и величину внутренних упругих напряжений ($\Delta d/d$) исследовано с помощью рентгенограмм сплава в исходном состоянии и после ИЭП. Результаты анализа рентгенограмм представлены в таблице.

Результаты рентгеноструктурного анализа циркониевого сплава до и после воздействия ИЭП

Образцы	Фаза	Содержание фаз, %vol.	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, nm	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
Исходный	Zr	100	$a = 3.2357$ $c = 5.1471$	145	0.3
ИЭП	Zr Nb	99.5	$a = 3.2262$ $c = 5.1376$ $a = 3.2254$	27	1.3

Воздействие импульсным электронным пучком приводит к изменению параметров решетки циркония, выделению фазы Nb с $a = 3.2254 \text{ Å}$ и существенному (более чем в 5 раз) уменьшению размеров блоков когерентного рассеяния. Наряду с уменьшением ОКР происходит также сложная упругая деформация кристаллитов в целом и отдельных блоков, проявляющаяся в увеличении величины внутренних упругих напряжений.

Изменение объемных электрических характеристик сплава в процессе воздействия ИЭП исследовалось по методу термоэдс, позволяющим получать информацию об электронной плотности сплава, величина которой непосредственно связана с его дефектной структурой. С ростом числа дефектов электронная плотность и соответственно значение термоэдс снижаются. Для исходного образца термоэдс равна 0.65 mV , а после облучения ИЭП при плотностях энергии пучка 18 и 20 J/cm^2 термоэдс становится равным 0.47 mV . Наиболее вероятным объяснением полученного результата является возникновение внутренних напряжений, связанных с неравномерным нагревом и остыванием поверхности металла. Таким образом, можно говорить о наличии высокой плотности дефектов в области облучения.

Облучение ИЭП существенным образом влияет на твердость образцов и зависит от параметров пучка. Исследование влияния режимов облучения на твердость проводили на микротвердомере ПМТ-2М при нагрузке на индентор 0.3 N и методом наноиндентирования. Изменение микротвердости поверхности в зависимости от плотности внесенной энергии в исследованном диапазоне характеризуется линейным ростом твердости с увеличением величины E_S . Твердость исходных образцов составляет около 1300 МПа , после воздействия ИЭП с $E_S = 20 \text{ J/cm}^2$ твердость возрастает до 1960 МПа , что на 40% выше первоначального значения. Для оценки глубины упрочненного слоя и его механических свойств по методу наноиндентирования исследовалась нанотвердость в центре действия пучка и в периферийной области на расстоянии 20 mm от центра (рис. 6). Как видно из рисунка, на глубине до $12.5 \mu\text{m}$ нанотвердость H_V в центральной области превосходит на 20% , в периферийной области на 10% нанотвердость исходного образца. Таким образом, воздействие ИЭП вызывает поверхностное упрочнение циркониевого сплава, что

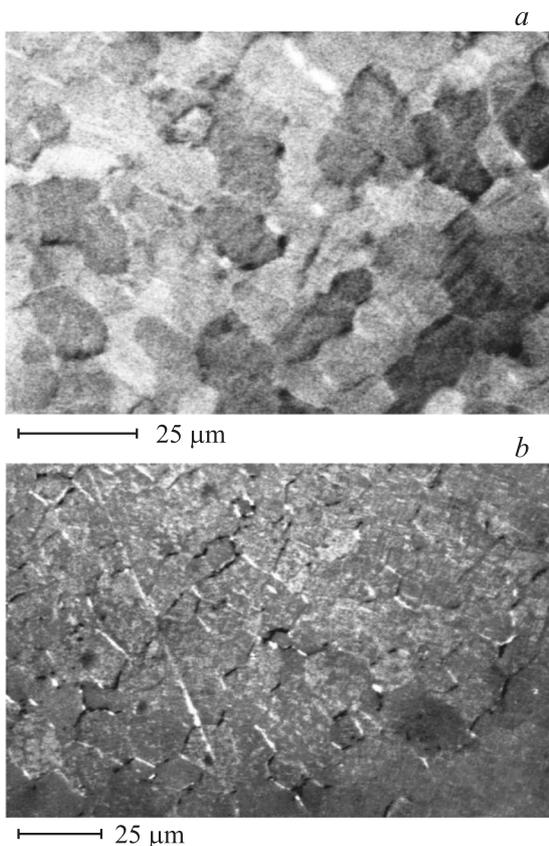


Рис. 5. Поверхность циркониевого сплава после воздействия ИЭП при 20 J/cm^2 (a) и 25 J/cm^2 (b).

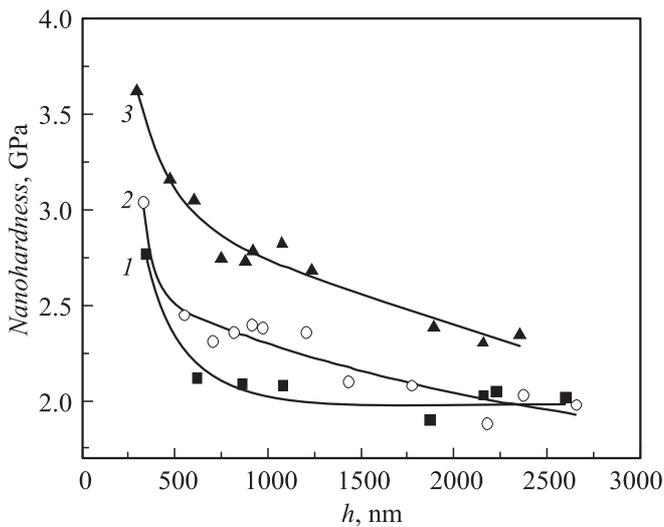


Рис. 6. Распределение нанотвердости по глубине образца: 1 — исходная область, 2 — периферия, 3 — центр пучка.

можно объяснить влиянием таких факторов как закалка в результате быстрого охлаждения ($\sim 10^8$ K/s) расплавленного слоя, а также сглаживание рельефа поверхности, что отмечено, например, в работе [28]. В этой связи заметим, что традиционная закалка сплавов циркония, содержащих до 5% ниобия, резко повышает их твердость и применяется для упрочнения [28].

Нанотвердость после наводороживания циркониевого сплава, модифицированного ИЭП, также увеличивается. На глубине ~ 300 nm H_V при содержании водорода 0.0372 mass.% на 40% больше по сравнению с ненаводороженными модифицированными образцами. С ростом глубины проникновения индентора величина H_V снижается и на глубине ~ 1.5 μ m сравнима с исходным сплавом.

Прочность и пластичность циркониевого сплава определялась посредством растяжения образцов в исходном состоянии до и после воздействия ИЭП при 18 J/cm². Результаты испытаний показали, что для сплава Э110 в исходном состоянии величина предела прочности и относительное удлинение составляют 400 МПа и 34% соответственно. Модифицирование поверхности сплава приводит к увеличению предела прочности до 450 МПа и практически не влияет на величину пластичности ($\sim 33\%$).

Статическое одноосное растяжение образцов циркониевого сплава без облучения и после ИЭП показывает, что участок центральной зоны поверхности разрушения исходного образца содержит равноосные ямки почти одинаковых размеров. Диаметр их колеблется в диапазоне 0.5–20 μ m. Такой рельеф, образуемый совокупностью отдельных ямок, характерен для вязкого излома [28,29]. Ямки на поверхности вязкого излома являются результатом образования, роста и слияния множества микропор. Импульсное облучение не приво-

дит к изменению характера разрушения. Как и в случае исходного образца, поверхность разрушения однородная, с равноосными углублениями.

Установлено, что модификация сплава Э110 ИЭП приводит к существенному снижению количества водорода, проникающего в объем сплава, по сравнению с исходным, причем не важно, каким способом происходило наводороживание, электролитически или из газовой фазы. Количество водорода, проникающего при электролитическом насыщении в объем сплава, обработанного ИЭП в режимах $E = 15$ и $E = 20$ J/cm², ниже в 1.7 раза, а для режима $E = 18$ J/cm² в 2.5–3 раза по сравнению с исходным материалом. Содержание водорода в исходном материале после насыщения из газовой фазы составило 0.019 mass.%, в модифицированном — 0.004 mass.%. Модификация поверхности сплава Э110 ИЭП также приводит к существенному снижению скорости поглощения водорода. Абсолютная величина скорости сорбции модифицированного сплава при 723 К составляет 1.5 cm²H₂/(s·cm²) и 6.0 cm²H₂/(s·cm²) при $T = 873$ К, что соответственно в 2–3 раза ниже по сравнению с исходным материалом.

Выводы. Заключение

1. Воздействие ИЭП приводит к модификации поверхностного слоя циркониевого сплава Э110. Глубина модифицированного слоя при плотности энергии $E_S = 18$ J/cm² составляет около 8 μ m. Установлено, что при облучении ИЭП в зависимости от величины плотности энергии в импульсе происходит сглаживание рельефа и структурирование поверхности с появлением на ней кристаллитов в виде правильных шестиугольников с размером грани около 6–7 μ m.

2. На основе проведенных расчетов тепловых полей и максимальных скоростей охлаждения поверхности циркониевого сплава в процессе воздействия ИЭП длительностью импульса 50 μ s и начальной энергией электронов 18 keV установлено, что толщина испарившегося слоя независимо от материала мишени сравнима с величиной пробега частицы. Граничное значение плотности тока, при котором начинается заметное испарение, определяется коэффициентом теплопроводности материала. Вещества с меньшей теплопроводностью и близкой плотностью атомов испаряются при меньших плотностях тока. Процесс испарения является существенным, когда высота неровностей на поверхности больше толщины слоя, охваченного фазовыми превращениями. Основную роль играет выбор начальной энергии электронов, длительности импульса, плотности тока и количества импульсов.

3. Модифицированный циркониевый сплав Э110 ИЭП с энергией электронов 18 keV и плотностью энергии 18–20 J/cm² обладает защитными свойствами от проникновения водорода в объем и снижает его скорость поглощения более чем в 2 раза.

Список литературы

- [1] Месяц Г.А., Проскуровский Д.И., Ротштейн В.П., Лебедева Н.И. // ДАН СССР. 1983. Т. 253. № 6. С. 1383–1386.
- [2] Nakagawa Y. et al. // Japan N. Appl. Phys. 1988. Vol. 27. N 4. P. 719–722.
- [3] Proskurovsky D.I., Rotshtein V.P., Osur G.E. // Surf. Coat. Technol. 1997. Vol. 96. N 1. P. 117–122.
- [4] Davis H.A. et al. // Mater. Chem. Phys. 1998. Vol. 54. N 1–3. P. 213–218.
- [5] Proskurovsky D.I., Rotshtein V.P., Osur G.E. et al. // Vac. Sci. Tech. 1998. Vol. 16. N 4. P. 2480–2488.
- [6] Pogrebnyak A.D., Brayushka S., Boiko V.I. et al. // Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B. 1998. Vol. 145. N 3. P. 373–390.
- [7] Бойко В.И., Валяев А.Н., Погребняк А.Д. // УФН. 1999. Т. 169. № 11. С. 1243–1271.
- [8] Овчинников В.В. // УФН. 2008. Т. 178. № 9. С. 991–1001.
- [9] Баранов Ю.В., Троицкий О.А., Авраамов Ю.С., Шпагин А.Д. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработки и новые материалы. М.: ФМЛ, 2001. 844 с.
- [10] Неклюдов И.М., Юферев В.Б., Сороковой Л.Г. и др. // ВАНТ. Сер. ядерно-физические исследования. 2001. № 5. С. 191–193.
- [11] Гнюсов С.Ф., Иванов Ю.Ф., Ротштейн В.П. // ФХОМ. 2003. № 1. С. 16–21.
- [12] Tyurin Yu.I., Chernov I.P. // Intern. J. Hydrogen Energy. 2002. Vol. 57. P. 829–837.
- [13] Gabis I.E., Voit A.P., Evard E.A., Zaika Yu.V., Chernov I.A., Yartys V.A. // J. Alloys Compd. 2005. Vol. 404–406. P. 312–316.
- [14] Evard E.A., Gabis I.E., Yartys V.A. // Int. J. Hydrogen Energy. 2010. Vol. 35. N 17. P. 9060–9069.
- [15] Тюрин Ю.И., Ларионов В.В., Чернов И.П. и др. // ЖТФ. 2011. Т. 81. № 1. С. 35–41.
- [16] Липсон А.Г., Чернов И.П. и др. // ДАН. 2009. Т. 425. № 5. С. 1–5.
- [17] Чернов И.П., Ларионов В.В., Липсон А.Г., Тюрин Ю.И. // ТВТ. 2010. Т. 48. № 4. С. 630–632.
- [18] Shengzhi Hao, Chuang Dong // Int. J. of Modern Phys. B. 2009. Vol. 23. P. 1713–1718.
- [19] Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Коновалов С.В., Коваль Н.Н., Громов В.Е. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 12. С. 10–16.
- [20] Zang K.M., Zou J.X., Grosdidier T., Gey N., Yang D.Z., Hao D.Z., Dong C. // J. Alloys and Compounds. 2007. Vol. 434–435. N 4. P. 682–685.
- [21] Ротштейн В.П., Марков А.Б. // Вестн. ТГПУ. Сер.: Естественные и точные науки. 2006. № 6. С. 11–19.
- [22] Zou J.X., Grosdidier T., Zang K.M., Dong C. // Acta Materialia. 2006. Vol. 54. P. 5409–5419.
- [23] Grosdidier T., Zou J.X., Stein N., Boulanger C., Haoc S.Z., Dong C. // Scripta Materialia. 2008, Vol. 58. P. 1058–1061.
- [24] Коваль Н.Н., Девятков В.Н. и др. // ПТЭ. 2005. № 1. С. 135–140.
- [25] Шаров Б.В., Смирнов О.А. // Атомная энергия. 2000. Т. 89. № 5. С. 418–421.
- [26] Головин Ю.И. // ФТТ. 2008. Т. 50. № 12. С. 2113–2142.
- [27] Степанова О.М. Моделирование тепловой эрозии поверхности твердого тела под действием мощных импульсов пучков заряженных частиц. Автореф. канд. дис. Томск. 2009. 23 с.
- [28] Займовский А.С., Никулина А.В., Решетников Н.Г. Циркониевые сплавы в атомной энергетике. М.: Энергоатомиздат, 1981. 232 с.
- [29] Grosdidier T., Zou J.X., Stein N. et al. // Scripta Materialia. 2008. Vol. 58. N 12. P. 1058–1061.