

УДК 621.039.53:533.9

**ИОННОЕ И ЛАЗЕРНОЕ ОБЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ****В.Г. Кириченко, Т.А. Коваленко***Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина**61108, г. Харьков, пр. Курчатова, 31**E-mail: val\_kir@mail.ru*

Received August 16, 2013

Кратко представлены результаты исследования повреждения циркониевых сплавов при ионном и лазерном облучении, приводящим к образованию аморфных фаз в слое глубиной до 3000 Å. Обнаружено, что термический отжиг облученных фольг сплавов проходит в две стадии. В результате лазерного облучения на поверхности сплавов формируются волновые структуры за счет быстрого застывания жидкого расплава, фронт которого движется с большой скоростью  $V=(0,8-1,0)\cdot 10^3$  м/с.

**КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА:** цирконий, сплавы, радиационная стойкость, поверхность, ионное и лазерное облучение, аморфизация, кристаллизация

**ION AND LASER IRRADIATION OF ZIRCONIUM ALLOYS****V.G. Kirichenko, T.A. Kovalenko***V.N. Karazin Kharkiv National University**31 Kurchatov St., Kharkov, 61108, Ukraine*

The ion and laser irradiation of the zirconium alloys leads to the formation of amorphous phases in a layer of depth up to 3000 Å. It was found that thermal annealing of the irradiated foils of alloys held to a two stage. In the result of laser irradiation on the surface of the alloys the wave structures are formed due to the rapid solidification of a liquid melt, whose front is moving at high speed  $V=(0,8-1,0)\cdot 10^3$  m/s.

**KEY WORDS:** Zirconium, alloys, radiation stability, surface, ion irradiation, amorphization, crystallization

**ИОННЕ ТА ЛАЗЕРНЕ ОПРОМІНЕННЯ СПЛАВІВ ЦИРКОНІЮ****В.Г. Кіріченко, Т.О. Коваленко***Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна**61108, Харків, пр. Курчатова, 31*

Стисло розглянуто результати аналізу іонного та лазерного опромінення сплавів цирконію, що призводить до утворення аморфних фаз у шарі глибиною до 3000 Å. Виявлено, що термічний відпал опромінених фольг сплавів проходить у дві стадії. В результаті лазерного опромінення на поверхні сплавів формуються хвильові структури за рахунок швидкого застигання рідкого розплаву, фронт якого рухається з великою швидкістю  $V=(0,8-1,0)\cdot 10^3$  м/с.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** цирконій, сплави, радіаційна стійкість, поверхня, іонне опромінення, аморфізація, кристалізація

Сплавы циркония с высокой температурой плавления, с низким сечением поглощения тепловых нейтронов, совместимые с ядерным горючим, с высокими деформируемостью и свариваемостью используются в ядерных реакторах на тепловых нейтронах при обогащении топлива до 5% и степенью выгорания до 65 МВт ·сут/кг U [1]. Относительная доля поврежденных ТВЭЛов 0,027-0,001 % [2,3]. К основным причинам повреждения ТВЭЛов относятся механическое взаимодействие топливных таблеток с оболочкой, радиационный рост элементов конструкции, неодинаковое изменение размеров стандартных ТВЭЛов, коррозионное повреждение материала оболочки, коррозионное растрескивание за счет выделения продуктов деления, фреттинг-коррозия, искривление ТВЭЛов под действием облучения, нарушение механической целостности оболочек, внешнее истирание оболочки и т.д. Для оценки радиационной стойкости сплавов циркония целесообразно использовать имитацию ионным облучением, приводящим к образованию радиационных дефектов в поверхностном слое до 100 нм со скоростью набора дозы ( $10^{-2}$ - $10^{-3}$  сна/с), что значительно превышает скорость набора дозы в исследовательских и энергетических реакторах ( $10^{-6}$ - $10^{-8}$  сна/с). В имитационных экспериментах используются: электронное излучение, ионное излучение, мощное  $\gamma$ -излучение. К преимуществам лазерной обработки: упрочнение поверхности; создание поверхностного излучения значительных площадей без охрупчивания, растрескивания, деформирования, отслаивания; легирования различными элементами с помощью излучения лазера; получение заданного микрорельефа поверхности; отсутствие деформации обрабатываемых деталей за счет локальности термообработки; исключение финишной обработки; отсутствие механического воздействия на материал.

Характеристики имитационных экспериментов приведены в таблице. Оценка критерия подобия при облучении в нашем случае дает для параметра соответствия различие в 30-40%, что является удовлетворительным критерием на фоне идеального соответствия, равного 1. Кроме того, следует учитывать, что в случае применяемого нами метода МСКЭ глубина анализируемого слоя составляет 100-300 нм, что хорошо согласуется с глубиной повреждаемого ионами слоя при имитационном облучении.

Таблица

## Характеристики имитационных экспериментов

Основные преимущества	Параметры	Критерии
Экспрессность, точный контроль параметров облучения, исследования влияния различных факторов на образование дефектов при облучении, отсутствие наведенной активности, экономичность проведения экспериментов.	Ионная имитация реакторных повреждений происходит с более (на 2-3 порядка) высокими скоростями создания повреждений. Нарушение подобия диффузионных процессов по сравнению с реакторным облучением. Степень повреждаемости неоднородна по глубине материала. Необходимо знание пространственного распределения дозы облучения $P(x)$ . Необходим контроль процессов формирования дислокационной структуры в облучаемом материале, фазового состава на разных стадиях облучения.	Соблюдение равенства основных характеристик условий облучения [15]: - скоростей создания радиационных повреждений - функций распределения дефектов по энергиям ПВА - скоростей образования продуктов ядерных реакций - равенства дозы облучения в смещениях на атом; - соответствия функций распределения дефектов по энергиям ПВА; -- равенства отношения скоростей дефектообразования и наработки газовых трансмутантов; - подобия протекания диффузионных процессов.

Ядерно-физические методы микроскопического исследования твердых тел широко используются для изучения циркониевых сплавов, аустенитных и ферритных сталей. Применение мессбауэровской спектроскопии при изучении циркония и его сплавов с добавками  $Fe^{57}$  и  $Sn^{119}$  способствовало получению новых данных о структуре и фазовом составе интерметаллических фаз [3].

Целью настоящей работы является исследование повреждения циркониевых сплавов при ионном и лазерном облучении.

**МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ**

Для проведения исследования были изготовлены сплавы: Zr-0,31%Fe; Zr-0,63%Fe; Zr-0,31%Fe-M (M=1%Sn; 0,28V; 0,3%Cr; 0,3-0,5%Mo; 0,5-2,5%Nb; 1%Ta; 0,3%Cu) и Zr-0,5%Fe-0,5%Sn-1%Nb). Методика их приготовления описана в [4]. Добавки железа обогащены стабильным изотопом  $Fe^{57}$ . Перед облучением деформированные фольги отжигали в вакууме  $1,3 \cdot 10^4$  Па. Облучение ионами  $Fe^{4+}$  с энергий  $E = 600$  кэВ флюенсом  $\Phi = 2 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-2}$  проводили на ускорителе тяжелых ионов. После облучения проводили изохронный отжиг в диапазоне 370-970 К. Импульсное лазерное облучение проводили с помощью лазера АИГ:  $Nd^{3+}$  с энергией 4-5 Дж в импульсе длительностью 30-50 нс. Использовалась мессбауэровская спектроскопия на ядрах  $^{57}Fe$  и  $^{119}Sn$  в геометрии обратного рассеяния с регистрацией электронов внутренней конверсии (МСКЭ). Рентгенографическое исследование сплавов проводили на установке ДРОН-3,0 в  $Cu-k_{\alpha}$  - излучении. Рентгеноспектральный анализ поверхности отожженных образцов сплавов циркония производили на спектрометре "Самбах MBX 268". Получены распределения ряда легирующих добавок и O, N, C по сечению интерметаллидов в поверхностном слое.

**РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ**

Полученные подобным образом расчетные профили распределения имплантированных атомов Fe и образовавшихся дефектов для сплава несколько отличаются от чистого циркония, что обусловлено сегрегацией интерметаллидов в данном сплаве в приповерхностном слое (рис. 1-4).

Профили концентрации имплантированных ионов железа, как и профили повреждений, на образце сплава находятся ближе к поверхности, чем на образце чистого циркония. Уровень радиационных повреждений (смещений на атом - сна)  $D = \Phi \times \sigma_d \times t$ , где  $\Phi$  – плотность потока ионов;  $\sigma_d$  – поперечное сечение;  $t$  – время облучения. Максимум концентрации внедрённых атомов  $C_{MAX}$  находится на глубине  $R_p$  ( $< R_p >$ ) от

поверхности и равен  $C_{MAX} = \frac{\Phi}{\sqrt{2\pi\Delta R_p}}$ . Концентрация  $C(x)$  внедренных атомов в аморфных мишенях как функция расстояния от поверхности выражается соотношением

$$C(x) = \frac{\Phi}{\sqrt{2\pi\Delta R_p}} \exp\left(-\frac{(x - \bar{R}_p)^2}{2 < \Delta R_p >^2}\right), \quad (1)$$

где  $x$  – расстояние от поверхности образца.

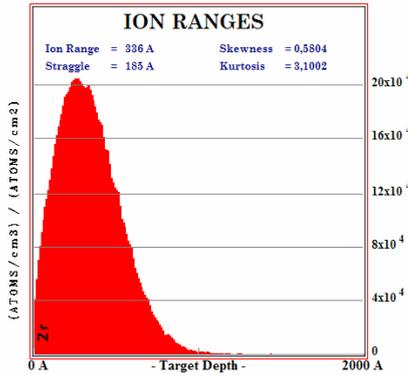


Рис. 1. Расчетные зависимости ионного профиля для E=60 кэВ

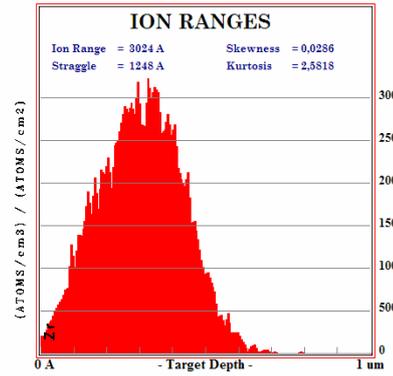


Рис. 2. Расчетные зависимости ионного профиля для E=600 кэВ

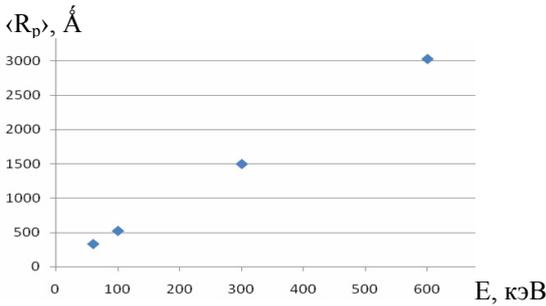


Рис. 3. Зависимость среднего пробега ионов железа в чистом цирконии от энергии ионов

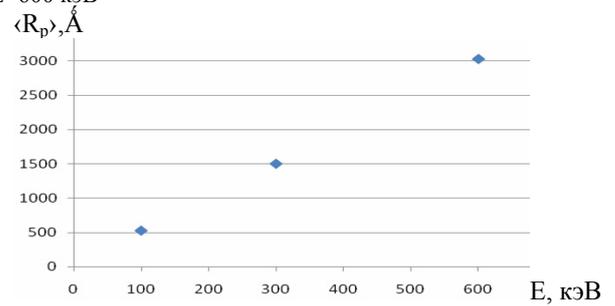


Рис. 4. Зависимость среднего пробега ионов железа в сплаве цирконий-1% ниобия от энергии ионов

Следует отметить, что в вышеприведенных рассуждениях не учитывалось диффузионное перераспределение внедренных атомов. Отметим, что вышеприведенные формулы можно использовать для расчета распределения имплантированных ионов в аморфных, поликристаллических твердых телах, если температура во время имплантации и отжига достаточно низкая и не вызывает перераспределения имплантированных примесей вследствие диффузии. Полученная линейная зависимость (рис. 3,4) среднего пробега ионов железа от энергии ионов связана как с возможностью выбора энергии ионов, так и используемой в расчете моделью.

На рис. 5,6 приведены мессбауэровские спектры необлученной и облученной сторон фольги сплава Zr-Fe.

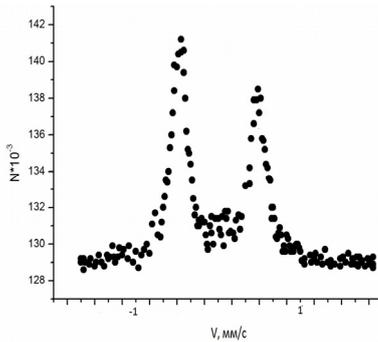


Рис. 1. МСКЭ спектр необлученной стороны фольги сплава Zr-1,03 ат%Fe после отжига 970 К, 1 ч

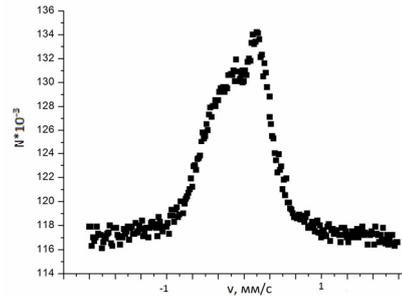


Рис. 2. МСКЭ спектр облученной стороны фольги сплава Zr-1,03 ат%Fe

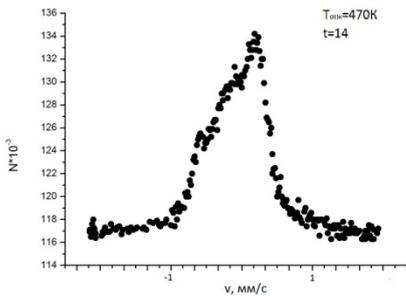


Рис. 3 МСКЭ спектр облученной стороны фольги сплава Zr-1,03 ат%Fe после отжига 470 К, 1 ч

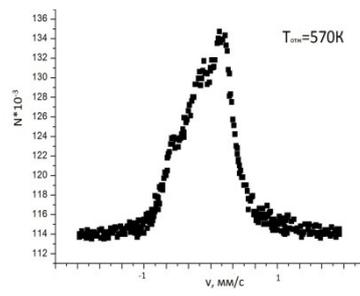


Рис. 4. МСКЭ спектр облученной стороны фольги сплава Zr-1,03 ат%Fe после отжига 570 К, 1 ч

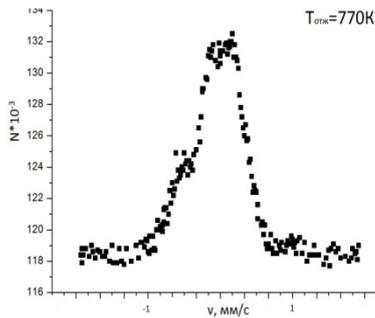


Рис. 5. МСКЭ спектр облученной стороны фольги сплава Zr-1,03 ат%Fe после отжига 770 К, 1 ч

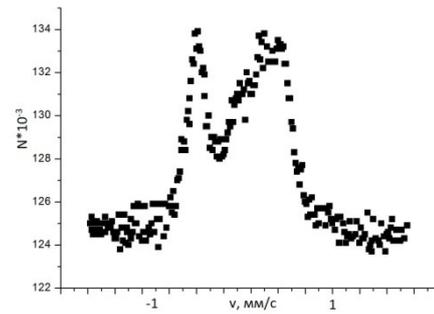


Рис. 6. МСКЭ спектр облученной стороны фольги сплава Zr-1,03 ат%Fe после отжига 870 К, 1 ч

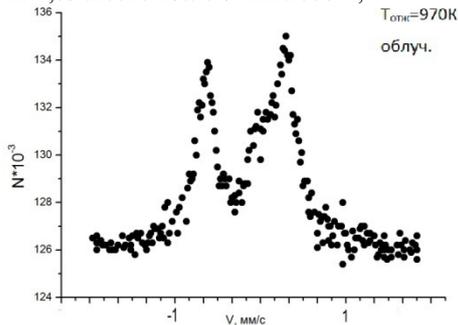


Рис. 7. МСКЭ спектр облученной стороны фольги сплава Zr-1,03 ат%Fe после отжига 970 К, 1 ч

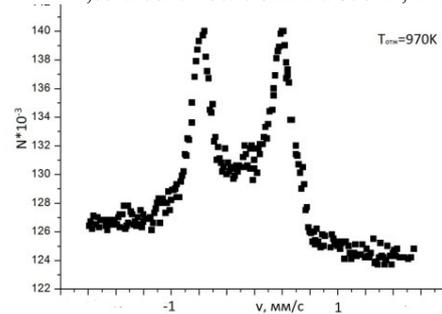


Рис. 8. МСКЭ спектр необлученной стороны фольги сплава Zr-1,03 ат%Fe после отжига 970 К, 1 ч

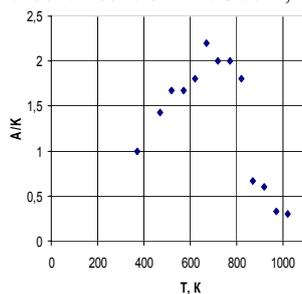


Рис.9. Зависимость содержания аморфной и метастабильной фазы А, нормированной на содержание кристаллической фазы К, от температуры отжига [4]

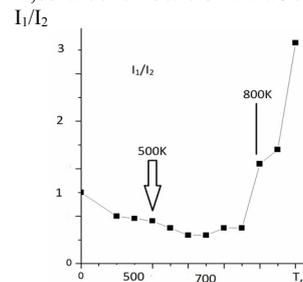


Рис. 10. Зависимость доли кристаллической фазы на облученной стороне фольги сплава Zr-Fe от температуры отжига [4]

Фаза  $Zr_3Fe$  однозначно идентифицирована с помощью мессбауэровской спектроскопии в геометрии обратного рассеяния. Термическая обработка позволяет достигать концентрации атомов-информаторов Fe от 2 до 6,5% в приповерхностном слое по сравнению с 0,3-0,6% в исходном состоянии.

Облучение ионами  $Fe^{4+}$  сплавов Zr-0,51%Fe, Zr-1,03%Fe при  $T=300$  К дозой  $2 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-2}$  приводит к значительному изменению фазового состава интерметаллидов в приповерхностном слое сплавов. Ионное облучение сплава привело к аморфизации интерметаллической фазы  $Zr_3Fe$  и переходу атомов Fe в метастабильную фазу  $Zr_7Fe_{24}$ . Изохронный отжиг приводит к обратному превращению – распаду аморфной фазы через формирование на промежуточном этапе в диапазоне температур отжига 720-820 К метастабильной фазы  $m-Zr_3Fe$  и переходу атомов Fe в кристаллическую фазу  $Zr_3Fe$  со структурой типа  $Re_3B$  (рис. 3-8).

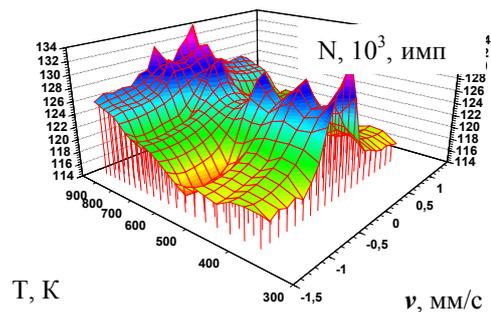
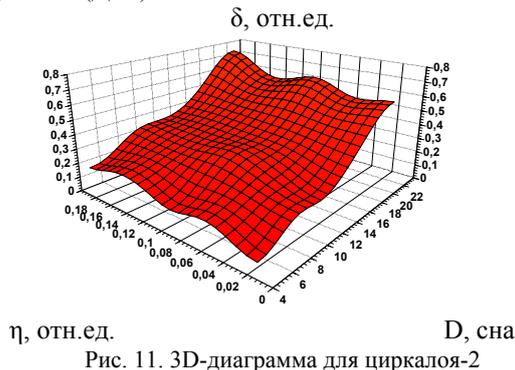
Зависимость суммарного относительного содержания аморфной фазы и метастабильной фазы  $m-Zr_3Fe$  от температуры отжига сплава Zr-0,63%Fe приведена на рис. 9. Наибольшая доля этих фаз наблюдается при температурах 650-700 К. Далее, при увеличении температуры отжига эта доля резко уменьшается, что связано с образованием и ростом кристаллической фазы. На рис. 10 представлена зависимость образующейся кристаллической фазы от температуры отжига.

При температуре 500 К, соответствующей началу перехода атомов железа из распадающейся аморфной фазы в метастабильную фазу  $m-Zr_3Fe$  и вертикальной линией – температура 800 К, соответствующая началу перехода атомов железа в формирующуюся кристаллическую фазу  $Zr_3Fe$ . Процесс кристаллизации характеризуется образованием зародышей, растущих до включений с размерами 10-120 нм.

Таким образом, становится возможным регулирование как относительного содержания интерметаллических нанокристаллических фаз в поверхностных слоях сплавов (толщиной до 3000 Å) за счет проведения предварительной термомеханической обработки, так и степени кристалличности этих фаз путем ионного облучения и последующего изохронного отжига.

При миграции и объединении вакансий в материалах появляются поры, стимулирующие диффузионные процессы и снижающие эксплуатационные характеристики сплавов. Одним из возможных путей снижения подвижности вакансий и уменьшения склонности к порообразованию является ослабление дальнего порядка, что становится возможным при аморфизации интерметаллических фаз, объемная доля которых в поверхностном слое может достигать 10-12 %.

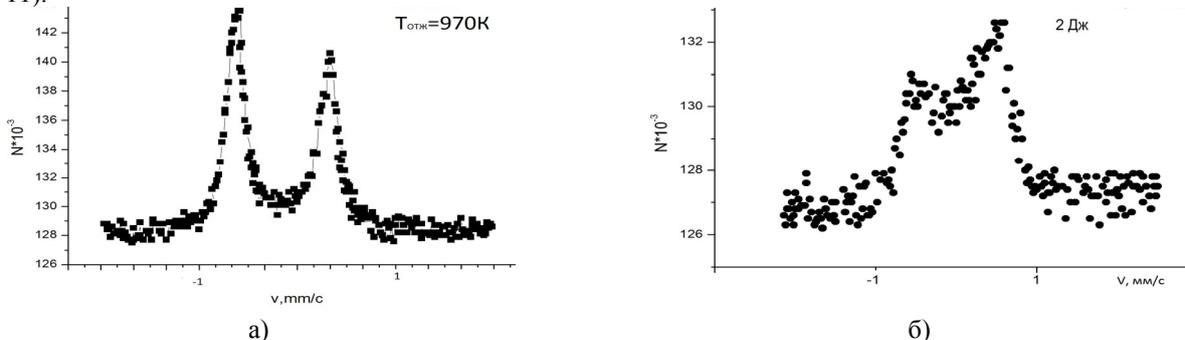
Другой важной проблемой является собственно аморфизация сплавов и интерметаллидов под влиянием облучения, особенно при облучении тяжелыми ионами тонкого (до 3000 Å) поверхностного слоя. В случае двойных сплавов Zr-Fe облучение приводит к аморфизации интерметаллических включений. Наименьшее воздействие ионное облучение оказывает на фазовый состав интерметаллидов в сплаве Zr-0,5%Fe-0,5%Sn-1%Nb. Полученные в [5,6] результаты в виде 2D-графиков для циркалоя-2 представлены нами в виде 3D-диаграмм (рис. 11), с помощью которых можно интерполировать экспериментальные результаты в 3-х координатном базисе: «степень холодной деформации образцов -  $\eta$ » - «смещения на атом - D» - «деформация при облучении (ДРП) -  $\delta$ ».



Эти результаты для трех степеней предварительной холодной деформации образцов 2% (0,02) ХД, 10% (0,1) ХД и 20% (0,2) ХД, соответствующих величин смещений (сна) и относительного удлинения образцов при облучении представлены на рис. 11. Видно, что в диапазоне до 23 сна, деформация под облучением ведет себя монотонно, тогда как при анализе двухмерных графиков эта немонотонность не отмечается.

Полученные нами экспериментальные данные на модельных циркониевых сплавах по обогащению поверхности атомами железа в составе интерметаллических фаз типа  $Zr_3Fe$  коррелируют с данными по повышению концентрации железа вблизи поверхности сплава в условиях эксплуатации. Это можно проиллюстрировать 3D-диаграммой изменения спектров рассеяния облученной ионами поверхности сплавов циркония в зависимости от температуры изохронного отжига (рис. 12). 3D-спектральная диаграмма отражает в грубом приближении происходящие in-situ изменения фазового состава интерметаллических фаз в поверхностных слоях циркониевых сплавов.

В рассматриваемом случае процессы образования после облучения аморфных фаз и формирование в процессе отжига метастабильных фаз с переходом их в кристаллическую форму отражают существующие в динамическом режиме эксплуатации сплавов циркония (нейтронное облучение плюс постоянный отжиг при нижней границе температуры 350 °С) непрерывные превращения из кристаллической в аморфную фазу и наоборот. Возможно, что ход этих превращений зависит и одновременно влияет на зависимость ДРП от смещений на атом. Возможно, этими причинами обусловлено наличие широкого плато на 3D-диаграмме (рис. 11).

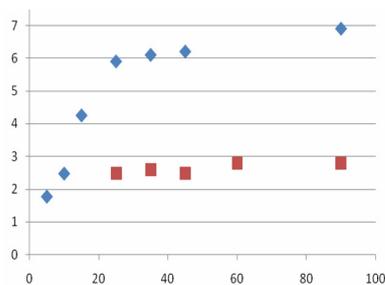


а) – спектр необлученной стороны после отжига при 970, б) - спектр облученной лазером стороны

На рис. 13 представлены результаты исследования поверхности отожженного образца сплава Zr-0,51at.%Fe с помощью мессбауэровской спектроскопии конверсионных электронов для обнаруженных на поверхности сплава интерметаллических включений до и после лазерного облучения одним импульсом. Фаза

$Zr_3Fe$  однозначно идентифицирована с помощью месбауэровской спектроскопии в геометрии обратного рассеяния (рис. 13а). Видно, что после облучения интенсивность спектра в максимуме почти в два раза ниже, чем в случае отожженного исходного сплава. Это свидетельствует о движении во время действия импульса включений интерметаллических фаз внутрь образца от поверхности в поверхностном слое 0,3 мкм и глубже. Это дает для оценки скорости движения включения во время действия импульса приблизительное значение 0,3-0,5 м/с, причем такие скорости характерны для отрыва металлических капель при эрозии поверхности в условиях импульсного воздействия мощных плазменных потоков [7]. Как показано на рис. 14 распределение интерметаллических фаз до и после облучения в поверхностном слое до 3000 Å ( $\theta=90^\circ$ ) значительно различается.

$\varepsilon$ , %



$\theta$ , град.

Рис. 14. Зависимость величины эффекта рассеяния необлученной (♦) и облученной поверхности сплава (■) от угла падения пучка гамма-квантов относительно плоскости образца

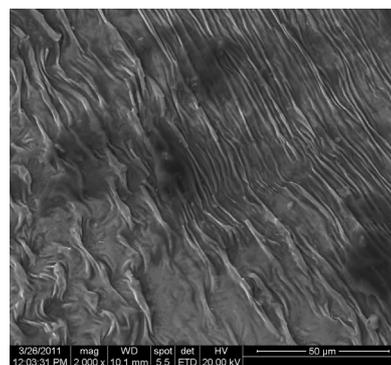


Рис. 15. Микроструктура поверхности центра облученного лазером участка

Отметим, что изменение формы спектра после облучения свидетельствует о формировании за время действия импульса аморфной фазы при аморфизации исходной кристаллической фазы  $Zr_3Fe$ . В нашем случае, как и ранее [8] отсутствует изменение веса облученных образцов, что свидетельствует о практически полном отсутствии распыления поверхности. Волновая структура на поверхности сплавов (рис. 15-16) после лазерного импульсного облучения с характерными значениями шага неровностей профиля поверхности свидетельствует о возбуждении капиллярных волн в результате тангенциальной неустойчивости Кельвина-Гельмгольца на границе расплавленный металл - лазерная плазма [9]. Над поверхностью распространяется сверхбыстрый поток пара и плазмы в приповерхностном слое вдоль расплавленной поверхности сплавов от центра к периферии. На рис. 17 представлены данные зависимости средних значений периода между гребнями соседних волновых образований от расстояния в направлении от центра к краю пятна для отожженного сплава. Простой расчет на основе этих данных дает следующие приблизительные значения скорости распространения волны вдоль поверхности образца  $V=(0,8-1,0) \cdot 10^3$  м/с.

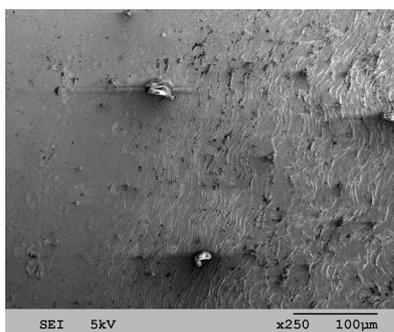


Рис. 16. Микроструктура поверхности облученного лазером участка на границе облученного пятна

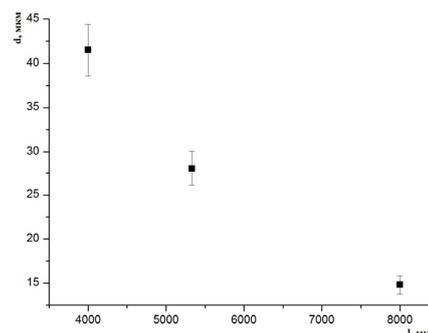


Рис. 17. Зависимости средних значений периода между гребнями соседних волновых образований от расстояния в направлении от центра к краю пятна для отожженного сплава [8]

Такие большие значения распространения фронта расплавленной жидкой фазы обусловлены в основном малой длительностью лазерного импульса (50 нс) и совместным действием разных механизмов.

С одной стороны, наблюдаемая после лазерного облучения волновая структура застывшей поверхности является результатом формирования неустойчивости Кельвина-Гельмгольца. Неустойчивость Кельвина-Гельмгольца КГ, проявляется находящаяся в квазижидком состоянии, характеризующихся вязкостью и поверхностным натяжением. Периоды волновых структур на охлажденной поверхности материалов хорошо согласуются с моделью капиллярных волн, возбуждаемых на расплавленной поверхности металлов потоком лазерной плазмы и движения приповерхностного слоя. Выполняется условие развития неустойчивости

$$W^2 + (\mu_2^*)^2 (\mu_1^*)^{-2} > 2, \quad (2)$$

где  $W$  – подъемная сила,  $\mu_1$  и  $\mu_2$  – соответствующие вязкости. Ввиду большого значения (рис. 18) вязкости циркония  $\mu_2$  возможно это условие выполняется в случае импульсного воздействия практически всегда. При известном значении  $W$  можно определить значение вязкости лазерно-эрозионной плазмы при заданной температуре. Источником энергии для формирования жидкой фазы является центральная часть лазерного пучка (рис. 19). Видно, что основная часть энергии лазерного пучка сосредоточена в луче диаметром около 4 мм.

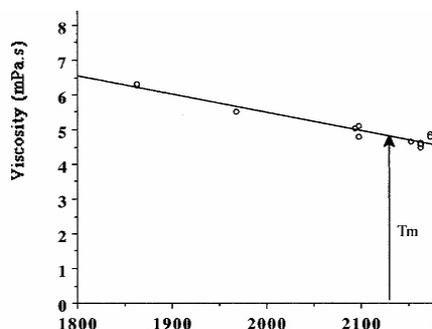


Рис. 18. Вязкость циркония как функция температуры [10, 11]

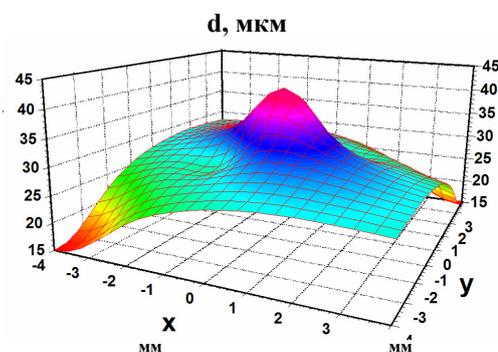


Рис. 19. 3D диаграмма зависимости периода волновой структуры от расстояния по облученному пятну в радиальном направлении [8]

С другой стороны, сплавы характеризуются атомно-шероховатыми поверхностями. С микроскопической точки зрения атомно-шероховатое состояние характеризуется высокой концентрацией разного рода поверхностных дефектов и осуществляется при достаточно высоких температурах. В случае отсутствия диссипативных процессов избыточная поверхностная энергия, например, при лазерном облучении, может перейти только в кинетическую энергию движения жидкости, кристаллизация и плавление сопровождаются движением жидкой фазы за счет разности плотностей двух фаз. Это значит, что при бездиссипативной кристаллизации любое отклонение формы кристалла от равновесной приводит к возникновению колебаний поверхности. Эти колебания распространяются вдоль поверхности в виде волн на поверхности жидкости. Это кристаллизационные волны, поскольку их существование целиком обусловлено периодической кристаллизацией после расплавления [12], и они могут осуществлять продвижение фронта расплава вдоль поверхности сплава.

## ВЫВОДЫ

В результате ионного облучения на поверхности циркониевых сплавов формируются аморфные и метастабильные фазы, которые при последующем изохронном отжиге кристаллизуются в исходную фазу  $Zr_3Fe$ . Процессы образования аморфных фаз и формирование при отжиге метастабильных и кристаллических фаз отражают существующие режимы эксплуатации сплавов циркония. В результате импульсного лазерного облучения на поверхности сплавов формируются волновые структуры за счет быстрого застывания жидкого расплава. Таким образом, становится возможным регулирование, как относительного содержания интерметаллических нанокристаллических фаз в поверхностных слоях сплавов, степени кристалличности этих фаз так и рельефа поверхности за счет проведения лазерного импульсного облучения в различных условиях охлаждения поверхности и объема образцов сплавов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Metally i splavy dlya atomnoi tekhniki: sb. nauchn. trudov / pod red. V.S. Emel'yanova. – М.: Energoatomizdat, 1985. – 92 с.
2. Strasser A. Mirovoi opyt ekspluatatsii tvelov legkovodnykh reaktorov // At. Tekhn.. za rubezhom. – №9. –1986. –S.28–33.
3. Shmelev V.D. i dr. Aktivnyye zony VVER dlya atomnykh elektrostantsii. - М.: Akademkniga, 2004. – 220 s.
4. Shikanova Yu.A., Filippov V.P., Petrov V.I., Novoselov A.E., Kobylanskii G.P. Vliyanie na sostoyanie atomov zheleza i olova, a takzhe na radiatsionnyi rost model'nykh obraztsov tsirkonievyykh splavov sostava i vida obrabotki / Tr. VI Mezhd. Ural'skogo Sem. «Radiatsionnaya fizika metallov i splavov», Snezhinsk. - 2007. - С.45.
5. Kirichenko V.G., Kovalenko O.V., Leonov V.N., Starostenko S.V. Vliyanie ionnogo oblucheniya na strukturu poverkhnosti splavov tsirkoniya // The Journal of Kharkiv National University, physical series “Nuclei, Particles, Fields”. – 2011. - № 955. - Iss. 2/50/. – S.77 – 83.
6. Kobylansky G., Novoselov A., Ostrovsky Z., Obukhov A., Shishin V., Shishov V., Nikulina A., Peregud M., Mahmood S.T., White D., Lin Y-P., Dubecky M. Irradiation-induced growth strain and microstructure of recrystallized, cold-worked and quenched alloys Zry-2, NSF and E635 / 15th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, June 24–28, 2007, Sunriver Resort, Oregon, USA.
7. Bykovskii Yu.A., Nevolin V.N., Fominskii V.Yu. Ionnyaya i lazernaya implantatsiya metallicheskikh materialov. - М.: Energoatomizdat, 1991. - 238s.

8. Kirichenko V.G., Kovalenko O.V., Leonov V.N., Starostenko S.V., Kovalenko T.A., Kolesnikov D.A. Vliyanie lazernogo oblucheniya na mikrostrukturu poverkhnosti splavov tsirkoniya // The Journal of Kharkiv National University, physical series "Nuclei, Particles, Fields". – 2012. – №991. - Iss. 1/ 53/. – S.80–85.
9. Martynenko Yu.V., Moskovkin P.G. O kapel'noi erozii metallov pod deistviem sryvov plazmy v tokamakakh // VANT. Ser. Termoyadernyi sintez. - 2001. - Iss.1. - №2. - S.65-69.
10. Babichev A.P., Babushkina N.A., Bratkovskii A.M. i dr., Fizicheskie velichiny: Spravochnik. Pod. red. I.S. Grigor'eva, E.Z. Meilikhova. - M.: Energoatomizdat, 1991. – 1232 s.
11. Hildebrand J.H., Lamoreaux R.H. Viscosity of liquid metals: An interpretation (fluidity of liquid metals/solubility parameters) // Proc. Nat. Acad. Sci. USA. – 1976. - Vol. 73, №4. - R. 988–989.
12. Keshishev K.O., Parshin A.Ya., Babkin A.V. Eksperimental'noe obnaruzhenie kristallizatsionnykh voln // Pis'ma v ZhETF. – 1979. - T.30. - Iss.1. - S.63-67.