

PACS: 61.80.Ba

THE FORMATION OF MULTYSCALING STRUCTURES UNDER LASER IRRADIATION OF ZIRCONIUM ALLOYS SURFACE

V.G. Kirichenko, S.V. Starostenko

*Kharkiv National Karazin University
4 Svobody Sq., Kharkiv, 61022, Ukraine*

E-mail: val_kir48@mail.ru

Received December 31, 2013

The results of studying the influence of laser pulse irradiation on the structure of the zirconium alloys surface layers are presented. As a result of laser irradiation of the alloys surface the multyscaling structure which included large-scale and small-scale changes of surface relief was formed. Under laser pulse irradiation of alloys surface the concentration of intermetallic phase's inclusions in the surface layer to a depth of 0.3 μm of ageing alloys was reduced. Due to the rapid heating and solidification of a liquid melt the front of the melt is moving at high velocity and accelerated migration of inclusions into the surface layer of the irradiated spot.

KEY WORDS: zirconium, alloys, surface, laser, irradiation, crystallization, waves

ФОРМУВАННЯ МУЛЬТИМАСШТАБНИХ СТРУКТУР ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОПРМІНЮВАННІ ПОВЕРХНІ СПЛАВІВ ЦИРКОНІЮ

В.Г. Кіриченко, С.В. Старостенко

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна
61022, Харків, м. Свободи, 4*

Представлені результати дослідження впливу лазерного імпульсного опромінення на структуру поверхневих шарів сплавів. В результаті лазерного опромінення поверхні сплавів формується мультимасштабна структура з крупномасштабними та дрібномасштабними змінами рельєфа поверхні. При лазерному опромінюванні поверхні сплавів концентрація включень інтерметалевих фаз в поверхневому шарі глибиною до 0,3 мкм відпалених сплавів зменшується. За рахунок швидкого нагріву поверхні та охолодження рідкого розплаву фронт розплаву рухається з великою швидкістю та прискореною міграцією включень в поверхневому шарі опроміненої плями.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: цирконій, сплави, поверхня, лазер, опромінення, кристалізація, хвилі

ФОРМИРОВАНИЕ МУЛЬТИМАСШТАБНЫХ СТРУКТУР ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ

В.Г. Кириченко, С.В. Старостенко

*Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина
61022, г. Харьков, пл. Свободы, 4*

Представлены результаты исследования влияния лазерного импульсного облучения на структуру поверхностных слоев сплавов. В результате лазерного облучения поверхности сплавов образуется мультимасштабная структура, включающая крупномасштабные и мелкомасштабные изменения рельефа поверхности. При лазерном облучении поверхности сплавов концентрация включений интерметаллических фаз в поверхностном слое глубиной до 0,3 мкм отожженных сплавов уменьшается. За счёт быстрого нагрева поверхности и охлаждения жидкого расплава фронт расплава движется с большой скоростью и ускоренной миграцией включений в поверхностном слое облучённого пятна.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: цирконий, сплавы, поверхность, лазер, облучение, кристаллизация, волны

Анализ взаимодействия импульсного лазерного излучения с поверхностью твердых тел требует знания как параметров лазерной плазмы (температура и концентрация ионов, электронов и нейтральных частиц), так и процессов быстрого локального нагрева с последующей трансформацией поверхностного слоя материала [1]. Заметим, что процесс образования лазерной плазмы начинается при мощности лазерного излучения выше 10^6 Вт/см². В [2] приведены простые оценки нагрева поверхности. Показано, что температура $T \approx q / c_p l$, где q - поверхностная плотность энергии, c_p - теплоемкость, l - толщина прогретого слоя. В [3] показано, что процесс взрывного вскипания поглощающих сред под действием наносекундных лазерных импульсов может иметь повторяющийся периодически - волновой характер. Для экспериментального наблюдения подобных особенностей необходимо однородное распределение лазерной интенсивности по облучаемому пятну и не слишком большие значения коэффициента поглощения материала. Ранее в обзоре [4] отмечено значение оптической нелинейности в процессе лазерного облучения полупроводников и металлов, что приводит к возникающим неустойчивостям рельефа поверхности и образованию периодических поверхностных структур. Это является универсальным явлением, возникающим при достаточно высокой интенсивности лазерного излучения. Их возникновение обусловлено пространственно-неоднородным нагревом поверхности за счет интерференции падающей лазерной волны с полем, образовавшимся вследствие рассеяния излучения на флуктуациях рельефа поверхности. В различных условиях могут иметь место неустойчивости поверхностных акустических волн, капиллярных волн в расплавах и жидких металлах и, наконец, интерференционная неустойчивость испарения поверхности. Наиболее простая причина неоднородностей - шероховатость

реальной поверхности. Развитие периодических структур во времени носит характер неустойчивостей. В основном такие периодические структуры наблюдались при облучении полупроводников Ge и Si импульсами излучения рубинового лазера. Наблюдаются не только одномерные, но и двумерные структуры. Периоды, ориентации решеток существенно зависят от характеристик лазерного излучения – угла падения, поляризации, частоты, энергии [4]. Образование решеток происходит при значительных вариациях параметров лазерного излучения ($\lambda = 0,308 - 10,6$ мкм, длительности импульсов $t = 10$ пс – 1 мс, интенсивности $j = 5 \cdot 10^6 - 5 \cdot 10^8$ Вт/см²). Времена релаксационных процессов в твердых телах простираются от наиболее быстрых электрон – электронных процессов релаксации энергии (10^{-14} с) через стадии электрон – фононной релаксации с испусканием LO-фононов ($10^{-14} - 10^{-13}$ с) и LA-фононов ($10^{-13} - 10^{-9}$ с) до процессов тепло- ассопереноса с характерными временами в наносекундном диапазоне [4]. Согласно «тепловой» модели в рамках шкалы релаксационных процессов при действии на поверхность достаточно короткого и мощного лазерного импульса световая энергия за времена ~ 1 пс передается от свободных носителей к решетке кристалла и вызывает ее быстрое плавление. Фронт расплава движется со скоростью звука вглубь образца, достигает глубины d_{\max} , и затем за наносекундные времена возвращается назад к поверхности, сопровождаемый процессом эпитаксиального восстановления кристаллической решетки. При большой интенсивности лазерного излучения возникновению периодических структур предшествует однородное плавление поверхности с возбуждением капиллярных волн. Закон дисперсии капиллярных волн, обусловленных поверхностным натяжением в жидкости, имеет вид $Q_q = (\sigma q^3 / \rho)^{1/2}$, где σ – коэффициент поверхностного натяжения, ρ – плотность, константа затухания $2\nu q^2$, ν – кинематическая вязкость. Для расплава Ge значения скорости распространения волн $\sim 10^3$ см/с. Эффективность формирования периодической структуры на поверхности [5] оценивается величиной ΔQ , равной разности плотностей энергии, поглощенной во впадинах гофра и на его вершинах. Резкие всплески на кривой ΔQ соответствуют периодам решеток, при которых происходит возбуждение волноводных мод. Наиболее эффективно формируются решетки, соответствующие возбуждению мод высших порядков.

Мультимасштабный подход анализа иерархических структур использован для описания дефектной структуры облученных материалов на микро-, мезо- и макроуровнях [6]. На первом из них ядра дефектов представлены ансамблем потенциальных рельефов, реализующихся в сильно неравновесном состоянии кристалла. С учетом иерархической связи между различными структурными уровнями описана эволюция дефектной структуры, обладающей произвольным числом таких уровней. Оценка критерия подобия при ионном облучении дает для параметра соответствия различие в 30-40%, что является удовлетворительным критерием на фоне идеального соответствия, равного единице [7].

Ранее [8-10] в сплавах циркония в отсутствие процессов испарения материала и распыления поверхности было обнаружено значительное изменение структуры и фазового состава поверхности железосодержащих сплавов на основе циркония при импульсном облучении лучом лазера АИГ: Nd³⁺ с длительностью импульса $t_0 = 50$ нс и энергией в импульсе до 5 Дж причем, в этом случае $I_0 = 10^8$ Вт/см². Изменение структуры проявляется в обнаруженных на поверхности ступенчато-волновых формированиях и в релаксации напряжений в области включений интерметаллических фаз. Изменение фазового состава обусловлено различным характером движения включений железосодержащих фаз при лазерном облучении: от поверхности вглубь для деформированных сплавов и из глубины к поверхности для отожженных сплавов. На поверхности сплавов формируются волновые структуры за счет быстрого застывания жидкого расплава, фронт которого движется с большой скоростью вследствие возможной неустойчивости Кельвина-Гельмгольца или возникновения кристаллизационных волн на поверхности облученного пятна. Волновая структура на поверхности сплавов после лазерного импульсного облучения с характерными значениями профиля поверхности свидетельствует о возбуждении капиллярных волн в результате тангенциальной неустойчивости Кельвина-Гельмгольца на границе расплавленного металл – лазерная плазма. Над поверхностью распространяется сверхбыстрый поток пара и плазмы в приповерхностном слое вдоль расплавленной поверхности сплавов от центра к периферии.

Таким образом, появление волновых структур объясняется пятью – шестью различными механизмами возникновения неустойчивостей и замораживания периодического рельефа на поверхности.

Целью настоящей работы является изучение микроструктуры сплавов циркония при лазерном облучении и процессов образования периодических волновых и мультимасштабных структур на поверхности.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для проведения исследования были изготовлены сплавы: Zr – 0,63% Fe; Zr – 0,31% Fe – M (M = Nb, Sn, Ta). Методика их приготовления описана в [11]. Перед облучением деформированные фольги отжигали в вакууме $1,3 \cdot 10^{-4}$ Па при 970 К в течение 1 ч. Использовалась мессбауэровская спектроскопия на ядрах ⁵⁷Fe в геометрии обратного рассеяния с регистрацией электронов внутренней конверсии (МСКЭ). Рентгеноспектральный анализ поверхности отожженных образцов сплавов циркония производили на спектрометре «Camebax MBX 268». Микроструктуру сплавов анализировали с помощью микроскопов JEOL JSM-840 и «Quanta - 3D». Температурная зависимость вязкости Zr со значением $\eta = 4,86$ мПа/с при T = 2125 К показана на рис. 1. Импульсное лазерное облучение проводили с помощью лазера АИГ: Nd³⁺ с энергией 4-5 Дж в импульсе

длительностью $t_0 = 30-50$ нс. Профиль лазерного пучка по данным о рельефе поверхности имеет качественно следующий вид (рис. 2). Источником энергии для формирования жидкой фазы является центральная часть лазерного пучка, форма которого проиллюстрирована рис. 2. Видно, что основная часть энергии лазерного пучка сосредоточена в луче диаметром около 4 мм. Поглощаемая на поверхности подложки интенсивность лазерного излучения задается в виде импульса лазерного излучения с гауссовским профилем

$$I(t) = I_0 \exp \left[-\frac{(t - 2t_0)^2}{t_0^2} \right],$$

причем $I_0 = 10^9$ Вт/см², t_0 – длительность импульса.

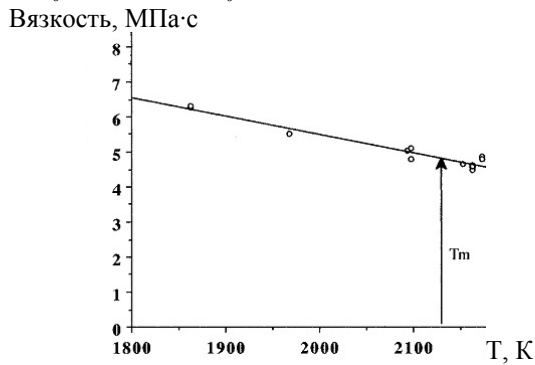


Рис. 1. Вязкость циркония как функция температуры [12, 13]

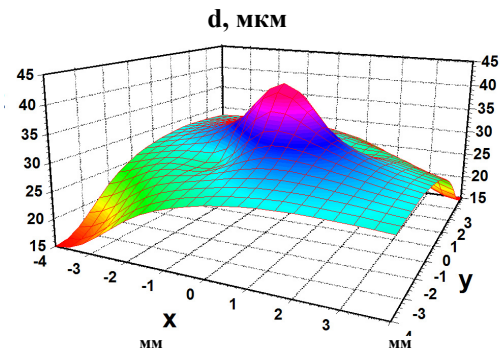


Рис. 2. 3D диаграмма профиля облученного пятна в радиальном направлении [8]

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 3-5 приведены микрофотографии различных участков облученного пятна на поверхности циркониевых сплавов. Выбор участков осуществлялся на основе диаграммы рис. 2. На данных микроструктурах проявляется крупномасштабная и мелкомасштабная структура поверхности облученного пятна.

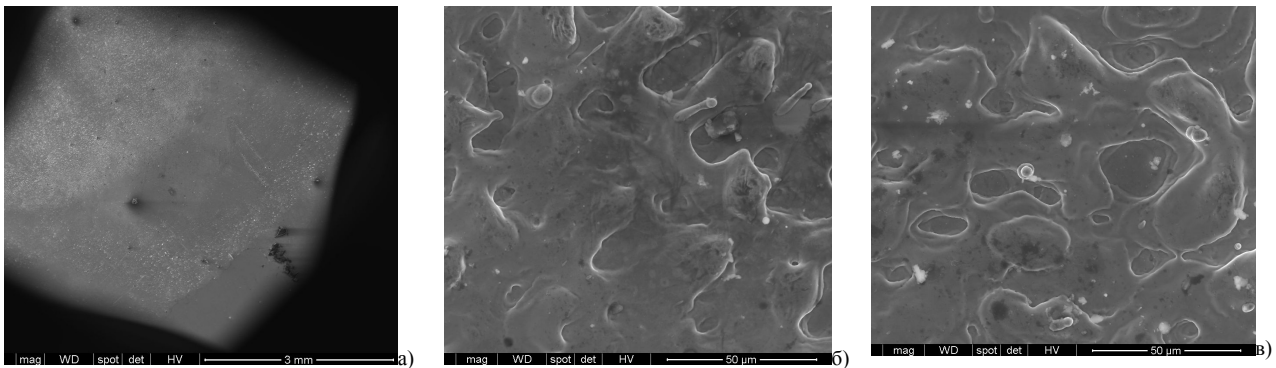


Рис. 3. Микрофотографии, иллюстрирующие мультимасштабность поверхности облученного лазером сплава $Zr - 0,63\%Fe$: а) край пятна масштаб – 3 мм; б) средняя часть пятна; в) центр пятна (масштаб – 50 мкм)

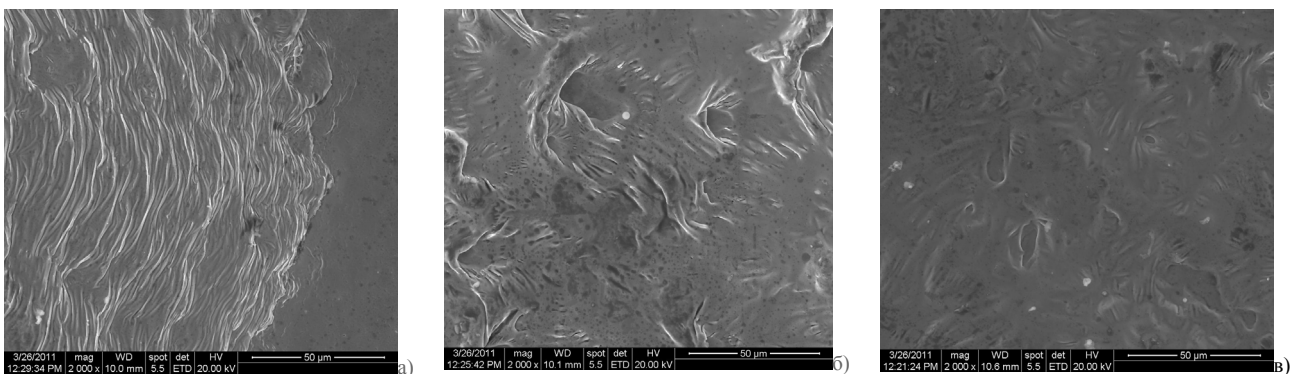


Рис. 4. Микрофотографии, иллюстрирующие мультимасштабность поверхности облученного лазером деформированного сплава $Zr - 0,31\%Fe - 0,5\%Ta$: а) край пятна; б) средняя часть пятна; центр пятна. Масштаб – 50 мкм

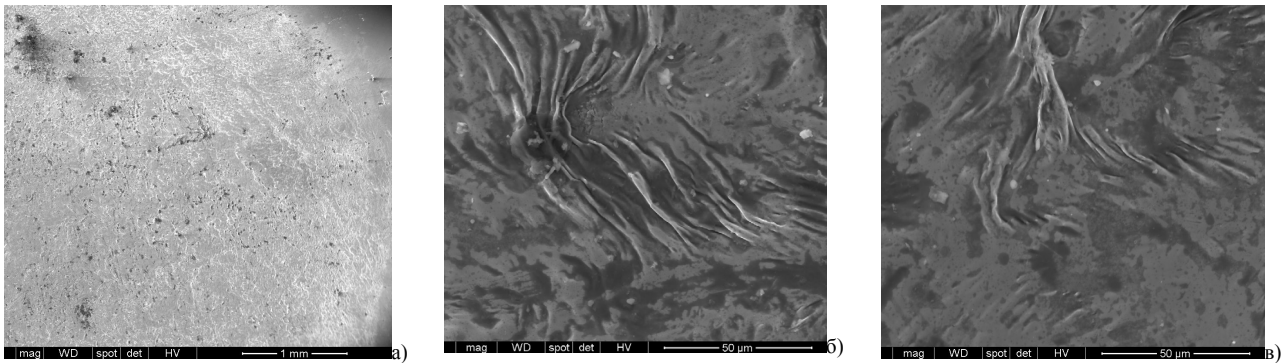


Рис. 5. Микрофотографии мультимасштабной поверхности облученного лазером отожженного сплава Zr – 0,31% Fe – 0,5%Ta:

а) край пятна масштаб – 1 мм; б) средняя часть пятна; в) центр пятна (масштаб – 50 мкм)

В нашем случае, как и ранее [9] отсутствует изменение веса облученных образцов, что свидетельствует о практически полном отсутствии распыления поверхности. При анализе дополняющих друг друга взаимосвязанных явлений – «мультимасштабирование» – «иерархия структур» – «самоподобие структур» можно использовать [14] инвариантную меру отношения последовательных сопряженных масштабов, формирующихся в ходе эволюции иерархических структур. Это отношение равно числу Ф (числу Фибоначчи). Ряд чисел Фибоначчи, в котором $R_{n+1} = R_{n-1} + R_n$ (R_{n-1}/R_n) \rightarrow $\Phi = 1,618$ является простым алгоритмом увеличения или уменьшения масштаба самоподобных структур. Отношения близких масштабов равны по разным оценкам составляют от 1,6 – 1,7 до $R_{n-1}/R_n = A \approx 3$. По другим данным отношение L/d (L - среднее расстояние между дефектами сходных размеров, d - их средний размер) оказалось равным 2,6 – 2,8 [15].

Приближенно оценим отношения (по данным рис. 3-5), по крайней мере, двух последовательных сопряженных масштабов (параметров подобия), характеризующих процесс формирования волнообразных структур на поверхности сплавов (таблица).

Таблица

Параметры подобия

Сплав	Край пятна		Средняя часть пятна		Центр пятна	
	(L/d) ₀	(L/d) ₁	(L/d) ₀	(L/d) ₁	(L/d) ₀	(L/d) ₁
Zr – 0,63%Fe	1	10	1,7	3	3	5
Деформированный Zr – 0,31%Fe – 0,5%Ta	3	2	3	5	3	4
Отожженный Zr – 0,31%Fe – 0,5%Ta	2	2,5	3	3	2,7	3

Приведенные на рис. 3-5 волновые структуры сложного вида в центральной части облученного пятна отличаются от более упорядоченных структур вблизи края облученного пятна, что обусловлено значительным снижением мощности излучения при распространении оплавленной зоны от центра к краю облученного пятна.

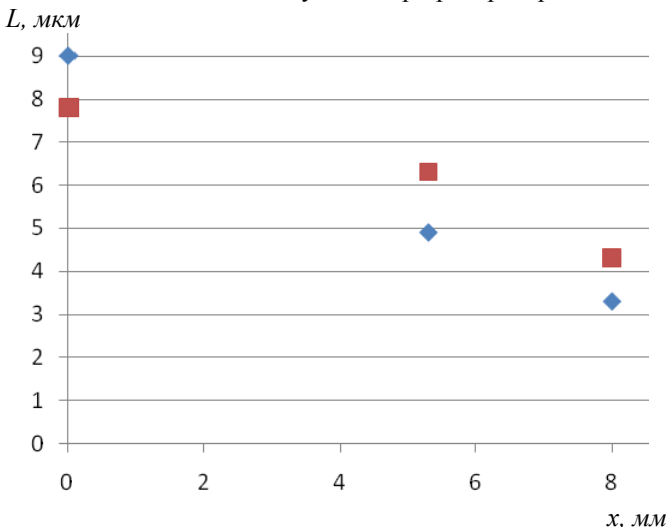


Рис. 6. Зависимость длины волны мелкомасштабной волновой структуры от поперечного размера пятна.

■ – деформированный Zr – 0,31%Fe – 0,5%Ta; ◇ – отожженный сплав Zr – 0,31%Fe – 0,5%Ta

При низких порогах лазерного облучения $10^{-5} < I_0 < 10^{-4}$ возникновения неупругих деформаций при повторяющемся локальном облучении с относительно малым лазерным нагревом $\Delta T_{max} \approx (10-100)$ градусов возникают значительные сдвиговые напряжения в приповерхностных слоях полупроводников $\sigma_0 \geq (10^6-10^7) \text{ Н/м}^2$. Это может вызвать вблизи поверхности генерацию точечных дефектов. С ростом деформаций за счет повышения концентрации генерируемых точечных дефектов и развития неустойчивости возможно образование организованной протяженной микроструктуры (т.е. низкороговые эффекты имеют дефектно-деформационную природу) [16].

На рис. 6 представлены 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 приблизительное значение скорости распространения волны вдоль

поверхности образца $V \sim 10^3$ м/с. Такие большие значения распространения фронта расплавленной жидкой фазы обусловлены, в основном, малой длительностью лазерного импульса (50 нс) и совместным действием разных механизмов. Уменьшение периода волновой структуры на поверхности при движении расплавленного фронта к краю облученного пятна связано с более быстрым остыванием расплава по направлению к краям пятна и достаточно малой величиной вертикальной компоненты скорости – порядка 10^{-4} м/с.

Рассмотрим данные, характеризующие мультимасштабность в случае лазерного импульсного воздействия при переходе с микроструктурного уровня масштабов на близкий к наноструктурному уровень масштаба. Такой переход связан с выделяющимися в циркониевой матрице сплавов интерметаллическими включениями, содержащими железо. В нашем случае железо было обогащено изотопом ^{57}Fe , что дало возможность использования МСКЭ. По рентгеноспектральным данным (рис. 7) на поверхность при отжиге деформированных сплавов выходят частицы интерметаллических включений, что приводит к увеличению их размеров и относительной доли в поверхностном слое.

Это явление относится к сегрегационным эффектам и сопровождает процессы термического отжига деформированных сплавов на основе циркония [18,19]. Процесс сегрегации заключается в синхронном быстром росте размеров включений интерметаллических фаз и ускоренной миграции этих частиц к поверхности сплавов [20] и иллюстрируется схемой, приведенной на рис. 8. На схеме также указаны процессы, происходящие при лазерном импульсном облучении сплавов.

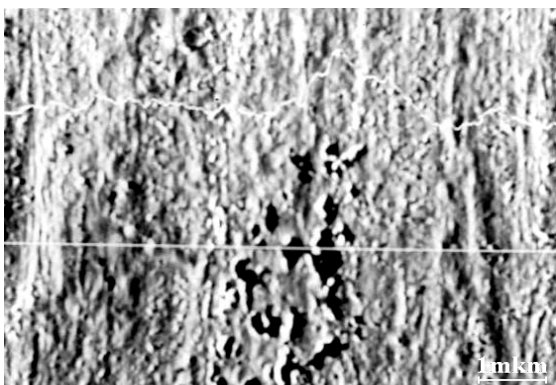


Рис. 7. Профиль концентрации железа по сечению интерметаллида Zr_3Fe на поверхности сплава $\text{Zr} - 0,63\% \text{Fe}$

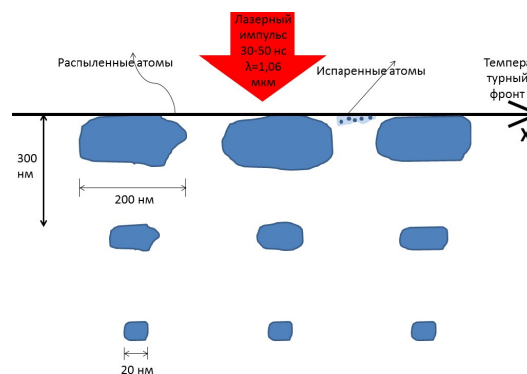


Рис. 8. Схема формирования обогащённого интерметаллидами поверхностного слоя и эффектов лазерного облучения

Поверхность специально приготовленного массивного образца интерметаллида Zr_3Fe показана на рис. 9, 10. Деформирование хрупкого интерметаллида на излом приводит к образованию трещин достаточно большого раскрытия (от 1 до 3 мкм) на дистанции 20 и 30 мкм, соответственно. Оценка коэффициентов подобия дает более высокие значения, чем полученные ранее с большим разбросом – от 10 до 20.

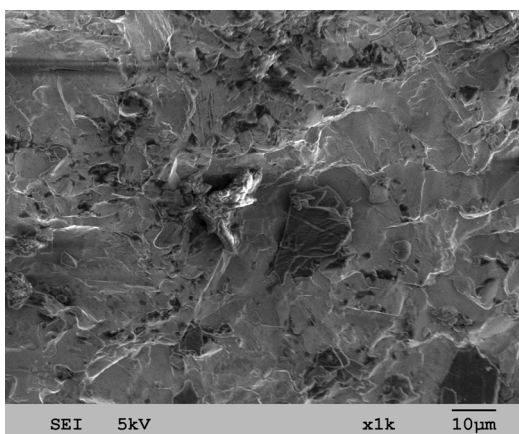


Рис. 9. Микрофотография поверхности массивного образца интерметаллида Zr_3Fe

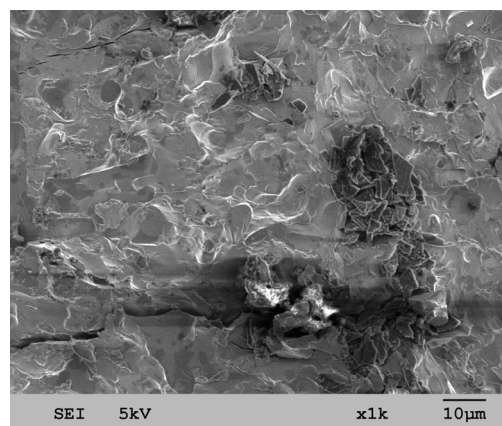


Рис. 10. Микрофотография поверхности массивного образца интерметаллида Zr_3Fe . Участок с трещиной

При лазерном облучении поверхности по схеме рис. 8 наблюдается повторная миграция интерметаллидов либо вглубь поверхностного слоя – в случае отожженных сплавов, либо – к поверхности в случае деформированных сплавов.

Формирование поверхностного слоя сплавов происходит в результате плавления слоя и перераспределения компонент при последующем охлаждении из жидкофазного состояния со скоростью примерно 10^6 К/с в поверхностном слое толщиной около 7000 Å. Оценим коэффициент диффузии атомов Fe

интерметаллического включения по известной формуле [17]: $C(x, t) = C_0 \exp(-x^2/4Dt)$, где $C(x, t)$ концентрация железа на расстоянии x от поверхности, C_0 – исходная концентрация, t – время отжига, D – коэффициент диффузии. Изменение исходной (до воздействия лазерного импульса) концентрации железа в составе железосодержащего интерметаллида можно оценить путем сравнения спектров МСКЭ поверхностного слоя сплавов до и после облучения лазерным импульсом. На рис. 11 приведены спектры МСКЭ, полученные в геометрии обратного рассеяния необлученной и облученной поверхности отожженного сплава $Zr+ 0,5\%Sn+ 0,5\%Nb+ 0,5\%Fe$. Сравнивая относительные интенсивности спектров можно определить уменьшение концентрации железа в поверхностном слое глубиной 0,3 мкм.

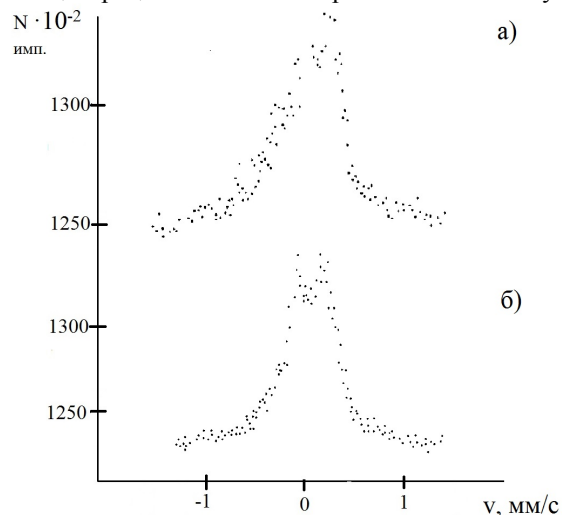


Рис. 11. Спектры облученной (а) поверхности фольги сплава $Zr+ 0,5\%Sn+ 0,5\%Nb+ 0,5\%Fe$ по сравнению с необлученной (б)

Оценка значения коэффициента диффузии дает большие значения порядка $(5 \cdot 10^{-4} - 10^{-3}) \text{ см}^2/\text{с}$, что намного выше значений коэффициента диффузии при 1170-1700 К ($6,8 \cdot 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$) [21]. Также, методом меченых атомов был измерен коэффициент диффузии ^{59}Fe в поликристаллическом сплаве $Zr-0,28 \text{ ат. \% Fe}$ при $T=733-1070 \text{ К}$. Коэффициент диффузии Fe в $\sim 10^8$ раз больше соответствующего коэффициента самодиффузии в $\alpha\text{-Zr}$ [22].

ВЫВОДЫ

Формирование мультимасштабного рельефа поверхности при лазерном импульсном облучении тесно связано с относительным содержанием интерметаллических нанокристаллических фаз в поверхностных слоях сплавов, и быстрой диффузией компонент интерметаллидов при движении расплавленного фронта вглубь образца при действии импульса и при обратном движении в результате быстрого охлаждения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Delone N.B. Vzaimodeistvie lazernogo izlucheniya s veshchestvom. - M.: Nauka, 1989. - 280s.
2. Askar'yan G.A., Karlova E.K., Petrov R.P., Studenov V.B. Deistvie moshchnogo lazernogo lucha na poverkhnost' vody s plenкой zhidkosti: selektivnoe isparenie, vyzhiganie i vybryzgvanie sloya, pokryvayushchego poverkhnost' vody // Pis'ma v ZhETF. - 1973. - T.18. - Vyp.11. - S.665-667.
3. Andreev S.N., Orlov S.V., Samokhin A.A. Modelirovanie vzryvnogo vskipaniya pri impul'snom lazernom vozdeistvii // RAN. Trudy instituta obshchei fiziki im. A.M. Prokhorova. - 2004. - T.60. - S.127-148.
4. Akhmanov S.A., Emel'yanov V.P., Voroteev N.I., Seminogov V.N. Vozdeistvie moshchnogo lazernogo izlucheniya na poverkhnost' poluprovodnikov i metallov: nelineino-opticheskie efekty i nelineino-opticheskaya diagnostika // UFN. - 1985. - T.147. - Vyp.4. - S.675-745.
5. Bazakutsa P.V., Sychugov V.A., Prokhorov A.M. Difraksiya sveta na sherokhovatostyakh poverkhnosti i ee rol' v obrazovanii periodicheskogo poverkhnostnogo mikrorel'efa // Kvant. elektr. - 1984. - T.11, No.10. - C.2127-2128.
6. Olemskoi A.I. Theory of Structure Transformations in Non-equilibrium Condensed Matter. - N.-Y.: NOVA, 1999. - 280 r.
7. Kirichenko V.G., Kovalenko T.A. Ionnoe i lazernoe obluchenie spлавov tsirkoniya // The Journal of Kharkiv National University, physical series "Nuclei, Particles, Fields". - 2013. - No.1069. - Iss.4(60). - P.58-65.
8. Kirichenko V.G. Issledovanie strukturno-fazovykh prevrashchenii v poverkhnostnykh sloyakh spлавov tsirkoniya pri impul'snom lazernom vozdeistvii // Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Ser. Vakuuum, chistye materialy, sverkhprovodniki. - 1998. - Vyp. 6(7), 7(8). - S. 181-185.
9. Kirichenko V.G., Kirdin A.I., Kovalenko T.A., Ostapov A.V. Vliyanie impul'snogo lazernogo oblucheniya na strukturu poverkhnostnykh sloev tsirkonievyykh spлавov // The Journal of Kharkiv National University, physical series "Nuclei, Particles, Fields". - 2007. - No.777. - Iss.2(34). - P.41-50.
10. Kirichenko V.G., Kovalenko O.V., Leonov V.N., Starostenko S.V., Kovalenko T.A., Kolesnikov D.A. Vliyanie lazernogo oblucheniya na mikrostrukturu poverkhnosti spлавov tsirkoniya // The Journal of Kharkiv National University, physical series "Nuclei, Particles, Fields". - 2012. - No.991. - Iss.1(53). - P.80-85.
11. Kirichenko V.G., Kirdin A.I. Yaderno-fizicheskoe metallovedenie spлавov tsirkoniya // The Journal of Kharkiv National University, physical series "Nuclei, Particles, Fields". - 2008. - No.823. - Iss.3(39). - P.25-45.
12. Babichev A.P., Babushkina N.A., Bratkovskii A.M. i dr. Fizicheskie velichiny. Pod. red. Grigor'eva I.S., Meilikhova E.Z. Spravochnik. - M.: Energoatomizdat, 1991. - 1232s.
13. 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, No. 4. - R.988-989.
14. Makarov P.V. Evolyutsionnaya priroda destruktivnykh tverdykh tel sred // Fiz. mezomekh. - 2007. - T.10. - No.3. - S.23-38.
15. Kilian Kh.G., Vottegren' V.I., Svetlov V.N. Ansambli defektov na poverkhnosti nagruzhenyykh metallov kak rezul'tat ikh obratimoi agregatsii // Fizika tverdogo tela. - 2000. - T.42. - Vyp.11. - S.2024-2028.
16. Vintsents S.V., Zoteev A.V., Plotnikov G.S. O porogakh vzniknoveniya neuprugikh deformatsii v poverkhnostnykh sloyakh Si i GaAs pri mnogokratnom impul'snom lazernom obluchenii // Fizika i tekhnologiya poluprovodnikov. - 2002. - T.36. - Vyp.8. -

- S.902-906.
17. Geguzin Ya.E. Diffuzionnaya zona. - M.: Nauka, 1979.-343 s.
 18. Kirichenko V.G. Poverkhnostnaya segregatsiya i elektronnaya struktura intermetallicheskih faz v splavakh tsirkoniya // Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Ser.: Fizika radiats. povrezhdenii i rad. materialovedenie. – 1998. – Vyp. 3(69), 4(70). – S. 71–73.
 19. Kirichenko V.G. Vliyanie legiruyushchikh elementov na poverkhnostnyuyu segregatsiyu i strukturu intermetallicheskih faz v splavakh tsirkoniya // Voprosy atomnoi nauki i tekhn. Ser.: Fizika radiats. povrezhd. i rad. materialoved. – 1999. – Vyp. 1(73), 2(74). – S. 101–106.
 20. Kirichenko V.G., Kirdin A.I. Fazovyi sostav i migratsiya vklyucheni intermetallidov v splave Zr-Fe57 // The Journal of Kharkiv National University, physical series “Nuclei, Particles, Fields”. – 2005. – No.710. – Iss.3(28). - P.78-84.
 21. Minina N.A. K voprosu o diffuzii v tsirkonii // Teplofizicheskie svoistva veshchestv i materialov. – 1983. – No.19.– S.68–81.
 22. Hakajima H., Hood G.M., Schultz R.J. Diffusion of Fe59 in single-crystal α -Zr // Phil. Mag. B. – 1988. – Vol.58, No.3. – P.319-337.