

# НАКОПЛЕНИЕ И ОТЖИГ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ЦИРКОНИИ, ЛЕГИРОВАННОМ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ

*В.Н. Борисенко, Ю.Т. Петрусенко, Д.Ю. Баранков, П.Н. Вьюгов*

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,  
Харьков, Украина*

*E-mail: vborysenko@kipt.kharkov.ua*

Исследовано влияние надразмерных атомов редкоземельных металлов (Sc, Dy, Y, Gd и La) на кинетику накопления и отжига радиационных дефектов в цирконии, облученном электронами с энергией 2 МэВ при температуре 82 К. Экспериментально подтверждено существование областей растяжения и сжатия вокруг надразмерных атомов примеси. Показано, что в областях растяжения вокруг атомов Dy, Y, Gd и La существуют метастабильные позиции, в которых межузельный атом может находиться до начала стадии II отжига. Определены энергии активации процессов отжига на подстадиях I<sub>E</sub> и I<sub>F</sub> и на стадии II отжига. Вычислены энергии связи межузельного атома в ловушках, образованных атомами Dy, Y, Gd и La.

## ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время в радиационной физике металлов и сплавов наиболее актуальными являются следующие задачи: свойства точечных дефектов и их взаимодействие с легирующими добавками; радиационно-стимулированная сегрегация и фазовые превращения при облучении в сплавах; вакансионное распухание и поведение трансмутационных газовых примесей. К настоящему времени выполнен большой объем теоретических и экспериментальных исследований по изучению свойств точечных дефектов в большинстве металлов. Однако процессы взаимодействия точечных дефектов с атомами примеси, особенно в ОЦК- и ГПУ-решетках, пока изучены не достаточно.

В этой связи особый интерес представляет исследование взаимодействия точечных дефектов с атомами замещения в ГПУ-решетке циркония.

В данной работе приведены результаты исследований влияния надразмерных атомов редкоземельных металлов на кинетику накопления и отжига радиационных дефектов в матрице циркония.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для проведения исследований были приготовлены сплавы циркония с редкоземельными металлами (Sc, Dy, Y, Gd и La). Сплавы выплавлялись в лабораторной дуговой печи в атмосфере очищенного гелия. Для хорошего перемешивания каждый сплав переплавлялся 5-6 раз. В результате были получены сплавы Zr-Sc, Zr-Dy, Zr-Y, Zr-Gd и Zr-La с концентрацией легирующих элементов (0,15±0,02) мас.%. Данная концентрация находится в пределах растворимости этих элементов в циркониевой матрице [1]. Концентрация примесей в полученных слитках циркония и его сплавов приведена в табл. 1.

Из полученных сплавов были приготовлены образцы для облучения по методу, описанному в работах [2,3]. Облучение проводили в ННЦ ХФТИ

на электростатическом ускорителе электронов ELIAS. Энергия электронов на поверхности образцов составляла 2 МэВ, а плотность тока пучка – 10 мкА/см<sup>2</sup>. Было проведено два облучения одинаковых серий образцов до флюенса 1,4·10<sup>19</sup> е<sup>-</sup>/см<sup>2</sup>. В процессе облучения температура образцов не превышала 82 К. После первого облучения образцы были подвергнуты изохронному отжигу по следующей программе: в интервале температур 83...150 К с шагом по температуре 2,4 К и временем отжига 6 мин; в интервале 150...220 К с шагом 6,4 К и временем отжига 12 мин. После второго облучения образцы были подвергнуты серии изотермических отжигов. Изменение концентрации радиационных дефектов определяли по изменению удельного электросопротивления образцов при температуре 79,5 К.

Таблица 1

Примесь	Концентрация примеси, ат. %
Nb	<0,001
Hf	0,02
Si	0,000095
Al	0,00013
Ni	0,009
Cu	0,0017
Mn	0,000072
Pb	0,00063
Fe	0,014
Cr	0,0035
O	0,11
C	0,019
N	0,00082
F	<0,0005
Mo	0,00083
Cd; Ca; Ti; K; Cl	<0,0001
B; Be; Li	<0,00001

Измерение электрического сопротивления образцов выполняли стандартным потенциометрическим методом с использованием двухканального пиковольтметра Agilent 34420A и двух нановольтметров Solartron 7071. Все приборы,

а также коммутаторы образцов и направления измерительного тока с помощью шины IEEE-488 были соединены в единую систему, управляемую персональным компьютером. Данная схема позволяла одновременно производить измерение тока через образец, потенциала на образце и его температуру. В эксперименте проводили 50...60 измерений электросопротивления каждого образца в интервале температур 78...81 К. Полученные результаты аппроксимировали линейной зависимостью, из которой определяли значение сопротивления при температуре 79,5 К. Относительная погрешность измерений не превышала  $\pm 5 \cdot 10^{-6}$ .

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В процессе облучения после набора определенного флюенса электронов проводили измерение электросопротивления образцов. На рис.1 приведены дозовые зависимости прироста удельного электросопротивления циркония и его сплавов от флюенса электронов.

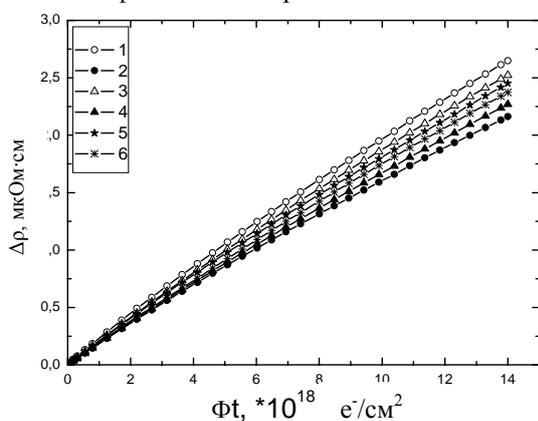


Рис.1. Зависимости прироста удельного электросопротивления от флюенса электронного облучения с энергией 2 МэВ при температуре 82 К: 1 - Zr; 2 - Zr-Sc; 3 - Zr-Dy; 4 - Zr-Y; 5 - Zr-Gd; 6 - Zr-La

Из этих зависимостей определяли скорость дефектообразования  $dp/d\Phi t$ . Сечение дефектообразования  $\sigma_d$  вычисляли из соотношения  $(dp/d\Phi t)_{\Delta p=0} = \rho_F \sigma_d$ , где  $\rho_F$  - удельное сопротивление на пару Френкеля ( $\rho_F = 37,5 \cdot 10^{-4}$  Ом·см [4]). Полученные значения  $dp/d\Phi t$  и  $\sigma_d$  для циркония и сплавов, а также концентрации легирующих элементов и их объемный размерный фактор показаны в табл.2.

Как следует из приведенных данных (см. рис.1), введение атомов легирующих элементов в матрицу циркония приводит к замедлению прироста удельного электросопротивления от флюенса электронов в сравнении с чистым цирконием, а также к уменьшению скорости и сечения дефектообразования в процессе облучения (см. табл. 2).

Выбранная температура облучения близка к температуре начала свободной миграции межузельных атомов и совпадает с температурой подстадии I<sub>D</sub> стадии I отжига в чистом цирконии

[5,6] (см. рис.2). На этой подстадии, а также на подстадиях I<sub>A</sub>, I<sub>B</sub> и I<sub>C</sub> происходит отжиг дефектов за счет рекомбинации близких пар Френкеля. Энергия активации этих процессов существенно меньше энергии свободной миграции межузельных атомов. Различие между подстадиями I<sub>A</sub>, I<sub>B</sub>, I<sub>C</sub> и I<sub>D</sub> заключается только во взаимном расположении междоузлия и вакансии.

Таблица 2

Сплав	Легиру-вание, ат. %	$(dp/d\Phi t)_{\Delta p=0} \cdot 10^{25}$ , (Ом·см <sup>3</sup> )/e <sup>-</sup>	$\sigma_d$ , барн	Объемный размерный фактор, %
Zr	-	2,216	59,1	-
Zr-Dy	0,08	2,110	56,3	35,56
Zr-Gd	0,09	1,974	52,6	42,32
Zr-La	0,10	1,928	51,4	60,84
Zr-Y	0,15	1,889	50,4	42,09
Zr-Sc	0,30	1,752	46,7	7,48

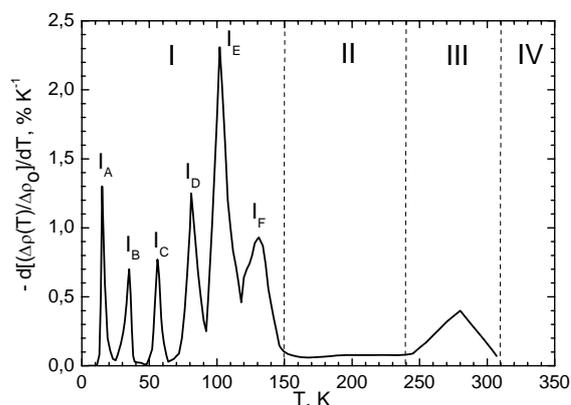


Рис.2. Спектр изохронного отжига чистого Zr, облученного электронами с энергией 1,5 МэВ при температуре жидкого гелия до флюенса  $2,25 \cdot 10^{17}$  e<sup>-</sup>/см<sup>2</sup> [5,6] с указанием стадий отжига

На подстадии I<sub>E</sub> и I<sub>F</sub> происходит отжиг свободно диффундирующих межузельных атомов. Различие между подстадиями заключается только в том, что на подстадии I<sub>E</sub> происходит коррелированная рекомбинация межузельных атомов с вакансиями, а на подстадии I<sub>F</sub> - некоррелированная рекомбинация.

Наблюдаемое в процессе облучения замедление прироста удельного электросопротивления от флюенса электронов в сплавах по сравнению с чистым цирконием можно объяснить аннигиляцией части межузельных атомов с вакансиями. Такая аннигиляция может быть обусловлена уменьшением энергии миграции межузельных атомов в полях упругих деформаций, создаваемых надразмерными атомами примеси.

На основании экспериментальных данных были определены радиусы упругих взаимодействий собственных межузельных атомов и надразмерных атомов легирующих элементов в матрице циркония. Определение радиуса упругого взаимодействия проводили в два этапа. На первом этапе вычисляли количество узлов вокруг атома легирующего элемента, удовлетворяющих следующим условиям:

1) если в процессе облучения межузельный атом попадает вовнутрь сферы, ограничивающей данное количество узлов, то происходит его аннигиляция с

вакансией при наличии атома легирующего элемента внутри этой сферы;

2) аннигиляция не происходит при отсутствии атома легирующего элемента внутри данной сферы.

Вычисление данного количества узлов кристаллической решетки выполняли с помощью полученного нами выражения:

$$N_{lat.site} = \frac{100 \cdot (\Delta\rho_{Zr} - \Delta\rho_{all})}{C_{imp} \cdot \Delta\rho_{Zr}}, \quad (1)$$

где  $\Delta\rho_{Zr}$  и  $\Delta\rho_{all}$  – приросты удельного электросопротивления после облучения в цирконии и в сплаве соответственно;  $C_{imp}$  – концентрация легирующего элемента в сплаве.

На втором этапе результаты вычислений по формуле (1) для каждого сплава наносили на зависимость радиуса сферы от количества узлов кристаллической решетки внутри данной сферы (рис.3).

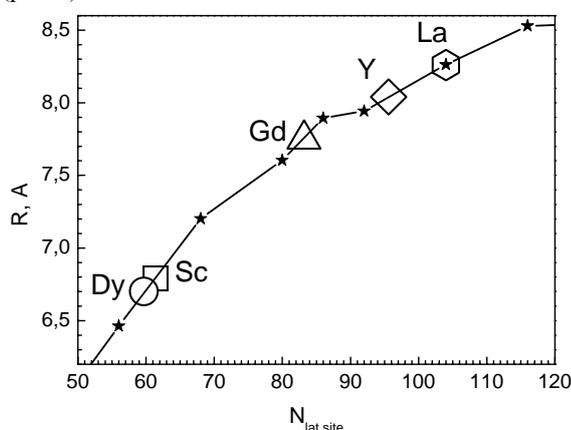


Рис.3. Зависимость радиуса сферы от количества узлов внутри данной сферы для ГПУ-решетки циркония (\*), а также результаты вычислений по формуле (1) для сплавов Zr со Sc, Dy, Y, Gd и La

Из этой зависимости определяли радиус упругого взаимодействия ( $R_{int}$ ) собственных межузельных атомов и надразмерных атомов легирующих элементов в матрице циркония. На рис.4 приведена зависимость  $R_{int}$  от радиуса атомов легирующего элемента.

Как видно из графика, с увеличением радиуса примеси (Sc, Y, Gd, La) происходит монотонное увеличение радиуса упругого взаимодействия. В случае легирования циркония диспрозием наблюдается отклонение от монотонной зависимости. Это отклонение может быть связано, например, с наличием у атома диспрозия большого магнитного момента [7].

Надразмерный атом легирующего элемента и межузельный атом в первом приближении можно рассматривать как центр расширения в упругой среде. Тогда из математической теории упругого поля в непрерывной среде следует, что напряжение и деформация вокруг такого центра убывает обратно пропорционально расстоянию в третьей степени. Из этого следует, что заметные смещения создаются только на расстоянии одного-двух атомных диаметров от центра дефекта. Этот вывод находится в хорошем согласии с полученными в

данной работе величинами радиусов упругих взаимодействий собственных межузельных атомов и надразмерных атомов легирующих элементов в матрице циркония.

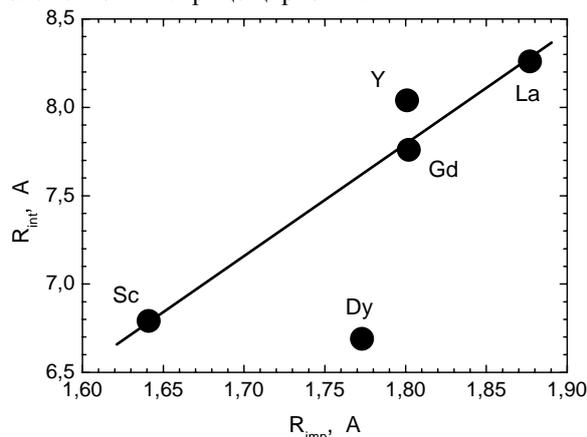


Рис.4. Зависимость радиуса упругого взаимодействия собственных межузельных атомов и атомов легирующих элементов от радиуса атома легирующего элемента в матрице циркония

На рис.5 приведены спектры изохронного отжига циркония и сплавов в интервале температур стадии I отжига (подстадии I<sub>E</sub> и I<sub>F</sub>). На этих спектрах наблюдается два пика с максимумами при температурах 105 и 120 К. Эти пики соответствуют подстадиям I<sub>E</sub> и I<sub>F</sub> стадии I отжига в чистом цирконии (см. рис. 2). Легирование циркония гадолинием, диспрозием, лантаном или иттрием приводит к уменьшению отжига (возврата) на подстадии I<sub>E</sub>. Это уменьшение, с одной стороны, можно связать с частичной аннигиляцией попавших в зону действия полей упругих деформаций межузельных атомов с вакансиями. Данный процесс происходит при облучении, а поля деформаций создаются атомами легирующих элементов. С другой стороны, это уменьшение можно связать с взаимодействием при отжиге свободно диффундирующих межузельных атомов с атомами легирующих элементов. Результатом такого взаимодействия есть образование межузельно-примесных комплексов. Для этих сплавов наблюдается также уменьшение отжига и на подстадии I<sub>F</sub>. На этой подстадии происходит аннигиляция свободно мигрирующих межузельных атомов с вакансиями или на других видах стоков. Логично предположить, что на этой подстадии мигрирующие межузельные атомы могут взаимодействовать с атомами легирующего элемента с образованием межузельно-примесных комплексов. На образование такого типа комплексов указывает наличие пика на стадии II отжига в сплавах (рис. 6). Основной особенностью стадии II отжига для чистых металлов является относительно малая величина отжига в широком температурном интервале. В малолегированных сплавах на этой стадии имеют место процессы, обусловленные освобождением межузельных атомов из примесных ловушек [8]. Поэтому пики на спектрах отжига

сплавов циркония с гадолинием, диспрозием, лантаном и иттрием в температурном интервале стадии II отжига (140...210 К) отвечают за освобождение межузельных атомов из ловушек с последующей их аннигиляцией с вакансиями или на других видах стоков.

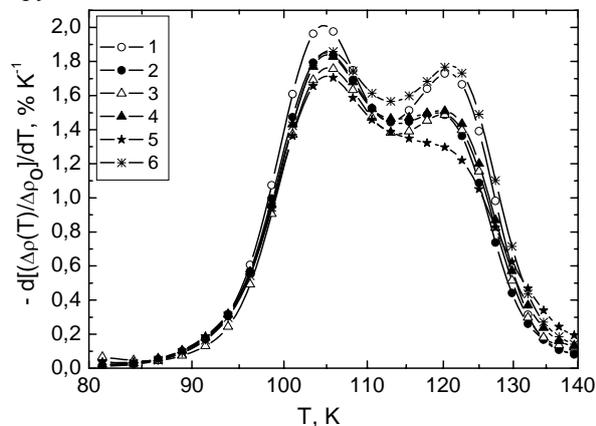


Рис.5. Спектры изохронного отжига (подстадии  $I_E$  и  $I_F$ ) Zr и сплавов, облученных электронами с энергией 2 МэВ при температуре 82 К до флюенса  $1,4 \cdot 10^{19} \text{ e}^-/\text{cm}^2$ :  
1 - Zr; 2 - Zr-Gd; 3 - Zr-Dy; 4 - Zr-La; 5 - Zr-Y; 6 - Zr-Sc

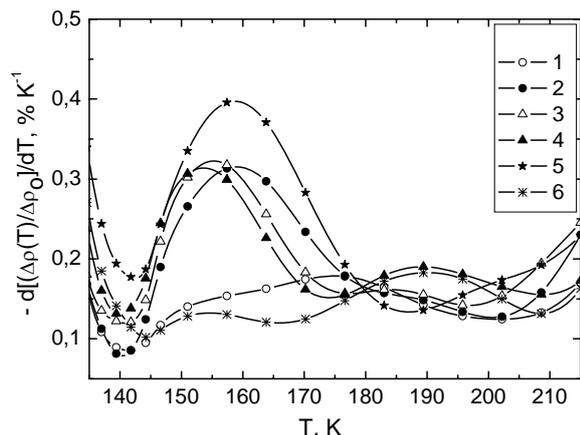


Рис.6. Спектры изохронного отжига (стадия II) Zr и сплавов, облученных электронами с энергией 2 МэВ при температуре 82 К до флюенса  $1,4 \cdot 10^{19} \text{ e}^-/\text{cm}^2$ :  
1 - Zr; 2 - Zr-Gd; 3 - Zr-Dy; 4 - Zr-La; 5 - Zr-Y; 6 - Zr-Sc

Образование межузельно-примесных комплексов вступает в противоречие с выше приведенным выводом о наличии сил упругого отталкивания между атомами легирующих элементов и междоузлиями. Это противоречие можно разрешить, если рассмотреть поведение ближайших атомов кристаллической решетки вокруг дефекта или атома примеси. Введение в кристаллическую решетку надразмерного атома примеси приводит к ее искажению. В результате атомы первого слоя смещаются по направлению от атома примеси. Второй слой атомов смещается в сторону атома примеси, а третий слой смещается по направлению от него и так далее. Величина этих смещений убывает обратно пропорционально третьей степени расстояния до слоя от центра атома

примеси. Такая же картина наблюдается и вокруг межузельного атома. Вокруг вакансии все происходит аналогично, но в обратной последовательности: первый слой атомов смещается в сторону вакансии, второй – от нее и так далее [9]. Таким образом, поле смещений сильно анизотропно – в разных направлениях смещение имеет разный знак и разную величину. В результате вокруг атома примеси существуют области сжатия и растяжения. Поэтому в одних направлениях атом примеси должен отталкивать междоузельный атом, а в других направлениях может притягивать его. Другими словами, вокруг надразмерного атома примеси в областях растяжения существуют метастабильные позиции, в которых межузельный атом может находиться до начала стадии II отжига, т. е. образовывать межузельно-примесный комплекс.

Наибольшее растяжение вокруг надразмерного атома примеси должно наблюдаться в области второй координационной сферы, атомы которой смещены в сторону атома примеси. Следовательно, в этой области энергетически наиболее выгодно расположение межузельного атома при образовании комплекса с атомом примеси.

В системе Zr-Sc существуют силы упругого взаимодействия между собственным межузельным атомом и атомом скандия, в то время как образование межузельно-примесных комплексов не обнаружено. Из этого можно заключить, что вокруг атома скандия в циркониевой матрице отсутствуют метастабильные позиции в областях растяжения, в которых межузельный атом может находиться до начала стадии II отжига. Такое поведение, очевидно, связано с малым различием между радиусами атома скандия и циркония.

С помощью “метода касательных” были определены эффективные энергии активации процессов, протекающих на стадиях I и II отжига. Суть данного метода заключается в следующем. Проводят изотермический отжиг образца при температуре  $T_1$  и через определенные интервалы времени измеряют величину остаточного электросопротивления, пропорциональную концентрации дефектов. Затем температуру отжига увеличивают до  $T_2$  и повторяют процедуру измерений. В точке пересечения двух изотерм, где  $T_1$  переходит в  $T_2$ , угловые коэффициенты касательных  $R_1$  и  $R_2$  можно записать в следующем виде:

$$R_1 = -AF(n)e^{-(E/kT_1)},$$

$$R_2 = -AF(n)e^{-(E/kT_2)}.$$

Отсюда вытекает соотношение

$$\ln \frac{R_1}{R_2} = -\frac{E}{k} \left( \frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right),$$

из которого определяется энергия активации процесса.

Результаты вычислений эффективных энергий активации процессов на подстадиях  $I_E$  и  $I_F$  и стадии II отжига циркония и его сплавов приведены в табл.3.

Таблица 3

Образец	Подстадия $I_E$ , эВ	Подстадия $I_F$ , эВ	Стадия II, эВ
Zr	0,30	0,34	-
Zr-Sc	0,30	0,36	-
Zr-Dy	0,29	0,37	0,46
Zr-Y	0,30	0,36	0,47
Zr-Gd	0,29	0,35	0,48
Zr-La	0,30	0,35	0,44

Легирование циркония скандием, диспрозием, иттрием, гадолинием или лантаном не влияет на энергию активации процессов, протекающих на подстадии  $I_E$ . Из этого можно сделать вывод о том, что на этой подстадии свободно мигрирующие межузельные атомы не взаимодействуют с атомами примеси. Следовательно, наблюдаемое уменьшение величины отжига на этой подстадии в сплавах по сравнению с чистым цирконием можно связать с частичной аннигиляцией попавших в зону действия полей упругих деформаций межузельных атомов с вакансиями. Данный процесс происходит еще при облучении, а поля деформаций создаются атомами легирующих элементов. На подстадии  $I_F$  легирование приводит к повышению энергии активации процессов. Это повышение можно объяснить взаимодействием межузельных атомов в процессе свободной миграции с атомами легирующих элементов.

Исходя из того, что пики на спектрах отжига в интервале стадии II обусловлены освобождением межузельных атомов из примесных ловушек и последующей аннигиляцией с вакансиями или на других стоках, можно оценить энергию связи в этих ловушках:  $E_{св} = E_{акт} - E_m$  ( $E_m$  – энергия миграции собственного межузельного атома, в нашем случае – равная энергии активации на подстадии  $I_E$  для чистого циркония). На рис.7 приведена зависимость энергии связи межузельного атома в примесной ловушке от радиуса атома примеси.

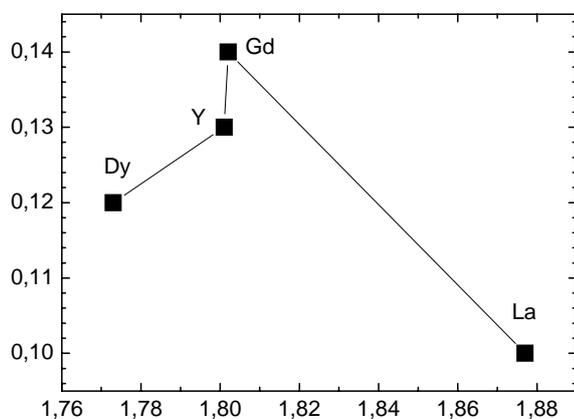


Рис.7. Зависимость энергии связи собственного межузельного атома в примесной ловушке от радиуса атома примеси

Эта энергия связи фактически равна величине потенциального барьера, который необходимо преодолеть межузельному атому для перемещения из метастабильной позиции, в области растяжения вокруг надразмерного атома легирующего элемента. Зависимость энергии связи от размера атома легирующего элемента является немонотонной. Вначале наблюдается увеличение энергии с увеличением радиуса атома, а затем уменьшение. Логично предположить, что чем больше энергии связи, тем больше величина растяжения вокруг надразмерного атома примеси. Следовательно, эти параметры взаимосвязаны и изменяются по одному закону.

В заключение следует отметить, что вычисление радиусов упругого взаимодействия собственных межузельных атомов и надразмерных атомов легирующих элементов в матрице циркония проводили в приближении сплошной среды и не учитывали дискретного атомного строения металла. Поэтому не была учтена анизотропия смещений атомов вокруг атома легирующего элемента. Это обстоятельство вносит определенную погрешность в определение радиуса упругого взаимодействия.

## ВЫВОДЫ

С использованием метода низкотемпературного облучения высокоэнергетичными электронами и измерения удельного электросопротивления исследованы процессы накопления и отжига радиационных точечных дефектов в малолегированных сплавах: Zr-Sc, Zr-Dy, Zr-Y, Zr-Gd и Zr-La.

Экспериментально показано, что

а) введение надразмерных атомов Sc, Dy, Y, Gd или La в матрицу циркония приводит к уменьшению сечения дефектообразования в процессе облучения 2 МэВ электронами при температуре 82 К. Это уменьшение пропорционально радиусу и концентрации атомов легирующего элемента;

б) вокруг надразмерных атомов Sc, Dy, Y, Gd и La в матрице циркония существуют области сжатия и растяжения;

в) вдоль направлений сжатия энергия миграции межузельного атома уменьшается на величину, пропорциональную силе упругого взаимодействия междоузлия и атома примеси;

г) в областях растяжения вокруг надразмерных атомов Dy, Y, Gd и La существуют метастабильные позиции, в которых межузельный атом может находиться в конфигурации междоузлие-примесь до начала стадии II отжига. Наиболее вероятное расположение этих позиций в области второй координационной сферы. Величина потенциального барьера, который необходимо преодолеть межузельному атому для перемещения из этой позиции, зависит немонотонно от размера атома легирующего элемента;

д) в системе Zr-Sc не обнаружено метастабильных позиций, в которых межузельный атом может находиться до начала стадии II отжига.

Выявленные эффекты заметно влияют на процессы аннигиляции и перераспределения

радиационных дефектов и должны учитываться при разработке сплавов на основе циркония для активной зоны энергетических ядерных реакторов.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Н.П. Лякишев. *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. М.: "Машиностроение", 1997.
2. В.Н. Борисенко, Ю.Т. Петрусенко, Д.Ю. Баранков, П.Н. Вьюгов. Изохронный отжиг сплавов Zr-La, Zr-Dy и Zr-Gd, облученных 2 МэВ электронами // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2007, №6, с. 51.
3. В.Н. Борисенко, Ю.Т. Петрусенко, Д.Ю. Баранков, П.Н. Вьюгов. Изохронный отжиг сплавов Zr-Sc и Zr-Y, облученных 2 МэВ электронами // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2008, №2, с. 10.
4. С.Н.М. Broeders, А.Yu. Konobeyev. Defect production efficiency in metals under neutron

irradiation // *Journal of Nuclear Materials*. 2004, v. 328, p. 197.

5. Н.Н. Neely. Recovery of electron-irradiated zirconium at low temperatures // *Canadian Journal of Physics*. 1968, v. 46 (5), p. 321.

6. Н.Н. Neely. Damage rate and recovery measurements on zirconium after electron irradiation at low temperatures // *Radiation Effects and Defects in Solids*. 1970, v. 3, p. 189.

7. P.I. Elliot. *Magnetic properties of rare Earth Metals*. Plenum Press, London and New York, 1972, p.81.

8. W. Schilling and K. Sonnenberg. Recovery of irradiated and quenched metals // *Journal of Physics F: Metal Physics*. 1973, v.3, p.322.

9. A. Scholz and C. Lehmann. Stability problems, low-energy-recoil events, and vibrational behavior of point defects in metals // *Physical Review B*. 1972, v.6, N3, p.813.

Статья поступила в редакцию 10.09.2008 г.

### НАКОПИЧЕННЯ ТА ВІДПАЛ РАДІАЦІЙНИХ ДЕФЕКТІВ В ЦИРКОНІЇ, ЛЕГОВАНОМУ РІДКОЗЕМЕЛЬНИМИ МЕТАЛАМИ

*В.М. Борисенко, Ю.Т. Петрусенко, Д.Ю. Баранков, П.М. В'югов*

Досліджено вплив надрозмірних атомів рідкоземельних металів (Sc, Dy, Y, Gd та La) на кінетику накопичення та відпаду радіаційних пошкоджень в цирконії, опромінену електронами енергією 2 MeV при температурі 82 К. Експериментально підтверджено наявність областей розтягнення та стискання навколо домішок надрозмірних атомів. Показано, що в областях розтягнення довкола атомів Dy, Y, Gd та La існують метастабільні позиції, в яких міжвузловий атом може знаходитись до початку стадії II відпаду. Визначені енергії активації процесів відпаду на підстадіях I<sub>E</sub> та I<sub>F</sub> та на стадії II відпаду. Вирахувані енергії зв'язку міжвузлового атома в пастках, утворених атомами Dy, Y, Gd та La.

### ACCUMULATING AND ANNEALING RADIATION DEFECTS IN ZIRCONIUM ALLOYED BY RARE-EARTH METALS

*V.N. Borysenko, Yu.T. Petrusenko, D.Yu. Barankov, P.N. V'yugov*

The influence of the oversized atoms of rare-earth metals (Sc, Dy, Y, Gd, and La) on the kinetics of accumulation and annealing of radiation defects in zirconium irradiated by electrons with the energy 2 MeV, at a temperature of 82 K is represented. An existence of the regions of tension and compression around the oversized impurity atoms is experimentally confirmed. It is shown that in the regions of tension around the atoms Dy, Y, Gd, and La there are metastable positions, in which the interstitial atom can be located prior to the beginning of the stage II of the annealing. The activation energies of the annealing phenomena on the substages I<sub>E</sub> and I<sub>F</sub> and at the stage II of the annealing are determined. The binding energies of the interstitial atom in the traps formed by atoms Dy, Y, Gd, and La are calculated.