

# ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА И НАДЕЖНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ АКТИВНЫХ ЗОН УКРАИНСКИХ АЭС ЗА СЧЕТ ОПТИМИЗАЦИИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ

А. А. АВТУШКО, Р. Л. ВАСИЛЕНКО, О. В. БОРОДИН, В. Н. ВОЕВОДИН, А. С. КАЛЬЧЕНКО,  
Ю. Э. КУПРИЯНОВА, Р. И. ЛЫМАРЬ, Е. А. НАЗАРЕНКО, А. Б. ШЕВЦОВ

Нац. научный центр «Харьковский физико-технический институт».  
61108, Харьков, ул. Академическая, 1. E-mail: r.vasilenko@kipt.kharkov.ua

Создана методика имитационных экспериментов на ускорителе и проведено облучение образцов труб из циркониевых сплавов E110, E110M, E125 ионами циркония до высоких повреждающих доз (20...50 сна). Определены дозные зависимости параметров (размер, плотность) радиационно-индуцированных дислокационных петель *c*-типа, образование которых коррелирует с ускоренной стадией радиационного роста. Исследовано радиационно-индуцированное изменение химического состава выделений второй фазы. Показано, что легирование железом значительно уменьшает размеры радиационно-индуцированных дислокационных петель *c*-типа, таким образом, подавляя радиационный рост. Библиогр. 6, рис. 18, табл. 1.

*Ключевые слова:* ресурс, надежность, активные зоны реакторов, оптимизация структурного состояния, микролегирование

Проблемы разработки циркониевых материалов, применяемых в условиях облучения, требуют использования облучающих устройств для определения механизмов радиационного повреждения и отбора материалов с высокой радиационной стойкостью. Эти эксперименты можно проводить при нейтронном облучении в существующих ядерных устройствах. Однако нейтронное облучение требует длительных выдержек образцов в радиационном поле до 5 лет для ВВЭР, или до двух лет в исследовательском реакторе БОР-60. Большие скорости набора дозы ( $10^{-2}$ ... $10^{-3}$  сна/с) при ионном облучении значительно превышают скорости набора дозы в существующих исследовательских и энергетических реакторах ( $10^{-6}$ ... $10^{-8}$  сна/с). Использование пучков заряженных частиц, имеющих сечение взаимодействия с атомами решетки на много порядков больше, чем нейтроны, позволяет создавать радиационные дефекты ускоренным путем. Такая методика дает возможность точного контроля параметров эксперимента и огромный выигрыш во времени, особенно в тех случаях, когда надо прогнозировать поведение материалов при высоких флюенсах нейтронов. Имитационные эксперименты имеют и другие преимущества: точный и непрерывный контроль параметров облучения, возможность дифференциального и непосредственного исследования различных факторов, влияющих на эволюцию дефектной структуры при облучении, отсутствие наведенной активности, относительная

дешевизна проведения экспериментов. Целью настоящей работы является:

- разработка методик облучения и проведение исследований возможности экспериментального моделирования радиационной структуры циркониевых сплавов для прогнозирования склонности циркониевых изделий к радиационному росту;
- определение взаимосвязи микроструктуры и условий облучения заряженными частицами в широком диапазоне доз и температур;
- сравнение с облучением нейтронами.

**Материалы и методика.** Разработана следующая технология препарирования образцов.

1. *Сегментация трубки ТВЭЛа.* Резка трубок проводилась на установке Low Speed Saw IsoMet в два этапа: вдоль оси на два полукольцевых сегмента длиной 18 мм и поперек трубки, для отделения сегментов.

2. *Химическое истончение сегментов.* Сегменты, вырезанные из оболочки ТВЭЛа, утонялись до толщины 200 мкм путем периодического кратковременного погружения в раствор 45 %  $H_2O_2$ , – 45%  $HNO_3$ , – 10 % HF при температуре реактива 70 °C с последующей промывкой в этаноле.

3. *Разгибание сегментов* в плоские пластины проводилось в тисках через прокладки из полированной нержавеющей стали.

4. *Механическое шлифование* проводилось для удаления неровностей после разгибания и удаления наклепаного слоя. Шлифовка пластин прово-

дилась на мелкозернистых шлифовальных бумагах с обеих сторон пластины толщиной 100 мкм.

5. *Анализ текстуры* исследуемого материала. Определение текстуры образцов проводили методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) с помощью блока HKL на микроскопе JSM-7001F. Текстура определялась на отполированных пластинах из исследуемого материала, ориентированных в соответствии с направлением прокатки твэльных труб. Необходимость этой методики вызвана поставленными задачами по исследованию эволюции *c*-петель под облучением.

Как известно, петли данного типа находятся в базисных плоскостях. Для их изучения необходимо расположить образец таким образом, чтобы базовая плоскость находилась параллельно пучку электронов в трансмиссионном электронном микроскопе. Поскольку гониометр трансмиссионного микроскопа имеет ограничения по углу наклона 45°, то знание ориентационных характеристик зерен образца поможет располагать образец в держателе микроскопа таким образом, чтобы увеличить долю зерен, в которых базисные плоскости находятся параллельно пучку электронов. На рис. 1 приведены прямые и обратные полюсные фигуры исследуемых сплавов циркония. Как видно из данных рисунков, базисные плоскости преимущественно расположены в плоскости, перпендикулярной оси трубки и перпендикулярны поверхности трубки, с небольшим (10...20°) интервалом оси (0001). Таким образом, если нанести на образец, который вырубается, метку направления оси трубки, то при дальнейшем электронно-микроскопическом исследовании возможно расположить образец в держателе микроскопа в условиях совпадения оси гониометра и оси трубки ТВЭЛа.

6. *Вырубка трехмиллиметровых дисков с циркониевых образцов.* Образцы для исследований в виде трехмиллиметровых дисков вырубались из исходной фольги толщиной около 100 мкм с помощью пуансона путем штамповки. Глубина слоя с деформированной структурой в этом случае не превышала 10 мкм.

7. *Подготовка образцов к облучению.* Препарирование мишеней для облучения в ускорителе ЕСУВИ проводилось методом струйной электрополировки с одной стороны образца. Электрополировка проводилась на установке Tenupol-5, в электролите, состоящем из 90 % C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH и 10 % HClO<sub>4</sub> при напряжении 50 В и температуре электролита –50 °С в течение 10 с.

8. *Препарирование облученных образцов.* Для достижения необходимой глубины слоя материала, в котором проводится электронно-микроскопическое исследование, применялся метод струйной электрополировки с импульсной подачей тока. Снятие приповерхностного слоя (100 нм) с облученной стороны проводилось на установке Tenupol-5, в электролите 90 % C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH, – 10 % HClO<sub>4</sub>, при напряжении 75 В, и температуре электролита –50 °С. Для контролируемого снятия тонкого слоя материала установка Tenupol-5 была оборудована системой стабилизации тока и контроллером подачи импульса.

В схеме установки для электрополировки образцов (рис. 2) толщина снятого слоя задавалась с помощью установки времени нахождения полирующей струи на образце. Тем самым время полировки было постоянным и не менялось в процессе. Так как толщина снятия слоя с поверхности образца зависит не только от времени полировки, но и от значения тока, которое, в свою очередь, меняется при изменении температуры электролита и изменении скорости струи, то точно обеспе-

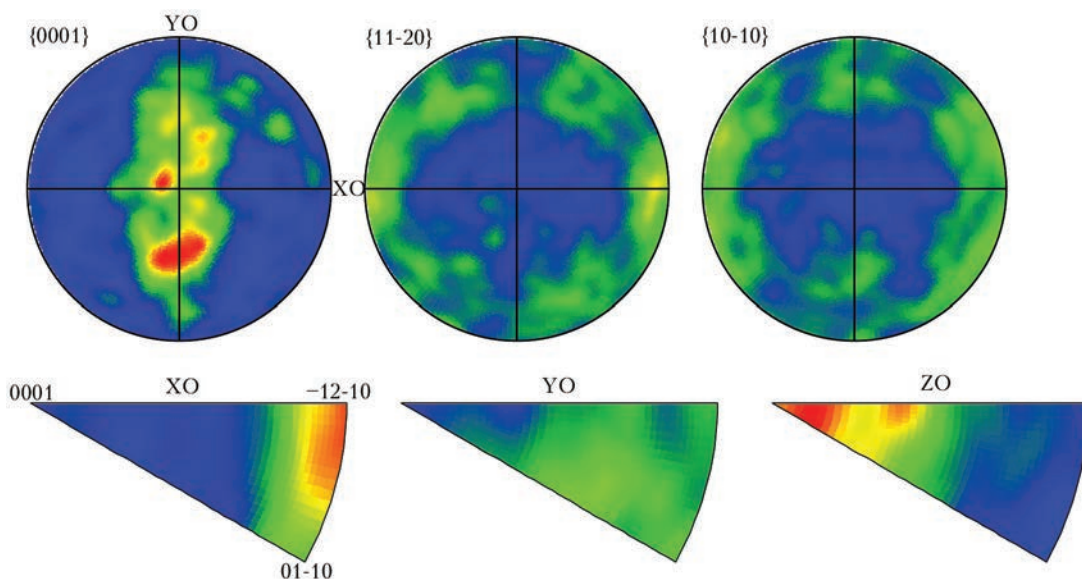


Рис. 1. Прямые и обратные полюсные фигуры труб из сплава E110

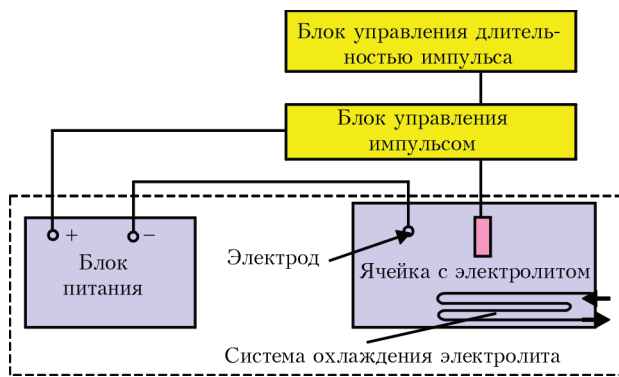


Рис. 2. Схема установки для электрополировки

чить удаление необходимой толщины слоя в процессе полировки невозможно. Это потребовало изменения установки для электрополировки.

В работе использовалась система электрополировки образцов (рис. 3), в которой импульс задается по количеству тока, протекающего через образец в единицу времени: заряд устанавливается на датчике импульса в диапазоне от 1 до 198 мКл. Тем самым, в процессе электрополировки изменение температуры электролита, в свою очередь, приводит к изменению тока полирующей струи, величина заряда остается постоянной, так как при уменьшении тока увеличивается время и наоборот. Таким образом, толщина снятия импульсом слоя с поверхности образца не меняется в процессе электрополировки. В данной схеме предусмотрено два режима работы: 1) блок стабилизации тока отключен; 2) блок управления импульсом отключен (данный режим используется, чтобы приготовить образец для исследования на трансмиссионном микроскопе). Предложенная схема установки для электрополировки образцов совместима со стандартной установкой струйной электрополировки для трансмиссионной электронной микроскопии TenuPol-5, производства фирмы «Struers».

Окончательное приготовление образцов до толщины, пригодной для исследования в ТЭМ, проводилось методом стандартной струйной электрополировки [1, 2] в установке типа «TenuPol» со стороны необлученной поверхности. При этом на

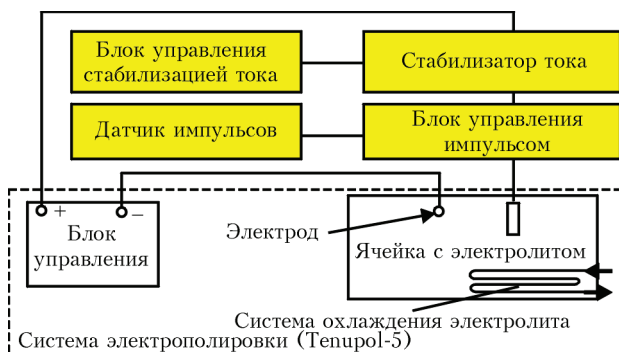


Рис. 3. Схема системы для электрополировки (толщина снятия слоя с поверхности образца задается установкой количества электричества)

облученную сторону образца наносился слой лака, который защищал ее от растворения. Условия электрополировки: напряжение 70 В, температура электролита – комнатная, состав электролита 80 %  $C_2H_5OH$ , – 10 %  $HClO_4$ , – 10 %  $C_3H_8O_3$ . При появлении в образце отверстия полировка прекращалась. Образец извлекался из тefлонового держателя, промывался в спирте, а затем в ацетоне до растворения защитной лаковой пленки. Окончательная промывка осуществлялась в этиловом спирте.

**Облучения на ускорителе ЕСУВИ.** Облучение образцов проводилось на электростатическом ускорителе с внешним инжектором (ЕСУВИ ННЦ ХФТИ). Контроль и регулирование температуры нагревателя проводились с помощью системы управления, соединенной с термопарой, укрепленной в подложке мишеней и используемой в качестве датчика температуры. Особое внимание уделялось обеспечению хорошего термодатчика между образцами и подложкой. Ошибки в измерении температуры не превышали  $\pm 5^\circ C$ . Ток ионного пучка в процессе облучения измерялся с помощью микроцилиндров Фарадея, установленных над образцом. Ошибки определения тока пучка, а следовательно, и дозы повреждения не превышали  $\pm 5\%$ . Вакуум во время облучения был не ниже  $1,3 \cdot 10^{-4}$  Па. Образцы облучались ионами циркония с энергией 1,8 МэВ в интервале температур 325...560  $^\circ C$ . Скорость создания смещений в исследуемой области образцов составляли  $10^{-2}$  сна/с (плотность тока 10 мкА/см<sup>2</sup>).

**Результаты исследования исходной структуры и фазового состава образцов сплава Э110.** По данным металлографических исследований структура штатного сплава E110 является стабилизированной с равномерными углами разориентации. Размеры зерен у сплавов, определенные методом секущей, лежат в пределах 3...5 мкм. Поверхность шлифов исследуемого сплава является гладкой, ровной, без выявления особых структурных особенностей. Наблюдаются гидридные выделения и полупрозрачные кристаллические образования с правильной огранкой. Однако такие выделения крайне редки и их размеры не выходили за рамки требований технических условий для сплава Э110. Других мелких включений явно примесного и загрязняющего характера на шлифах не наблюдалось. После травления в смеси азотной и плавиковой кислот на поверхности шлифа оказываются ямки травления в виде питтинга, количество которых увеличивается с продолжительностью травления.

Исследование сплава Э110 с помощью электронного микроскопа показало, что в исходном состоянии сплав имеет двухфазную структуру:  $\alpha$ -матрица + выделение  $\beta$ -ниобия (рис. 4). Средний размер выделений  $\beta$ -ниобиевой фазы около 50 нм, а концентрация около  $3 \cdot 10^{20} м^{-3}$ . Кроме



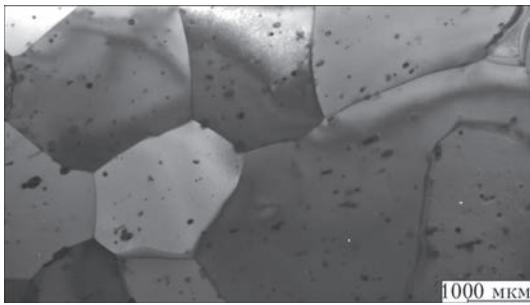


Рис. 4. Микроструктура сплава Э110 в исходном состоянии

$\beta$ -Nb фазы наблюдается небольшое количество карбидов типа MX с примерно равным содержанием циркония и ниобия. Плотность дислокаций при облучении составляет  $6...7 \cdot 10^{10} \text{см}^{-2}$ . Размер зерна в интервале 3...5 мкм.

Исследование экстракционных реплик с помощью энергодисперсионного анализа (EDS) показало, что в  $\beta$ -ниобиевой фазе содержание циркония колеблется в интервале 18...27 %, а ниобия 77...82 %. Также наблюдаются отдельные карбиды с примерно равным содержанием ниобия и циркония. Результаты EDS анализа приведены на рис. 5 и в таблице.

**Исследование исходной структуры и фазового состава образцов сплава Э125.** В исходном состоянии в сплаве Э125 (состав Zr + 2,5 % Nb) наблюдаются три фазы ( $\alpha$ -циркониевая матрица и выделения  $\beta$ -циркониевой фазы, а также  $\beta$ -ниобиевой фазы). Размер зерен  $\alpha$ -циркония от 3 до 10 мкм (рис. 6), зерна равноосные. Фаза  $\beta$ -Zr (92 % Zr–8 % Nb), в виде отдельных зерен размером от 0,5 до 3 мкм имеет ОЦК-решетку с параметром 0,33 нм. Как правило, выделения  $\beta$ -циркониевой фазы расположены по границам  $\alpha$ -зерен,  $\beta$ -Nb фаза (7 % Zr–93 % Nb), глобулярной формы, располагается неоднородно в теле зерен и по грани-

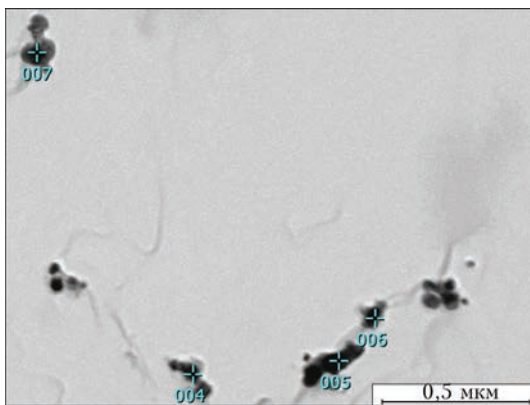


Рис. 5. Экстракционная реплика Э110 в исходном состоянии

**Состав выделений в сплаве Э110 в исходном состоянии**

Фаза	Zr	Nb	Всего, мас. %
$\beta$ -Nb	25,98	74,02	100,00
MC	36,09	63,91	100,00
$\beta$ -Nb	18,89	81,11	100,00
$\beta$ -Nb	17,99	82,01	100,00

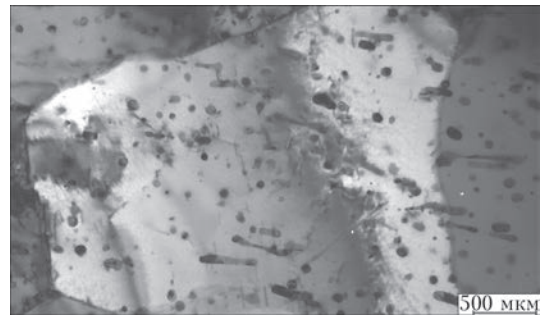


Рис. 6. Микроструктура сплава Э125 в исходном состоянии

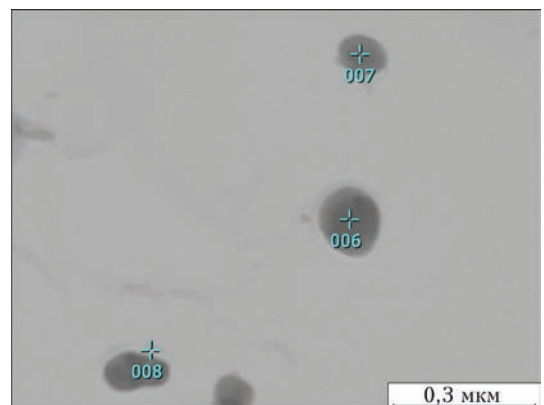
цам в виде скоплений. Ее размер от 0,02 до 0,4 мкм. Она имеет ОЦК решетку с параметром 0,35 нм.

На рис. 7 приведены результаты рентгеноспектрального анализа реплик сплава Э125. Как видно, в состав  $\beta$ -Nb фазы входят два элемента: цирконий и ниобий. Следует отметить, что ниобия больше, чем в аналогичной фазе в сплавах E110 и E110 M и составляет 89...91 %.

**Сплав Э110.** В исходном состоянии сплав имеет трехфазную структуру:  $\alpha$ -матрица + выделения  $\beta$ -ниобия + выделение фазы Лавеса Zr (Nb, Fe)<sub>2</sub>. Средний размер выделений  $\beta$ -ниобиевой фазы около 50 нм, а концентрация около  $3 \cdot 10^{20} \text{м}^{-3}$  (рис. 8). Средний размер выделений фазы Лавеса 90 нм, а их концентрация  $8 \cdot 10^{19} \text{м}^{-3}$ . Размер зерна порядка 5 мкм.

На рис. 9 приведен результат рентгеноспектрального анализа выделений вторых фаз сплава E110M, сделанного с тонких фольг. Результаты рентгеноспектрального анализа подтверждают результаты фазового дифракционного анализа.

**Облученное состояние.** Облучение сплава Э110 при температуре 390 °C в интервале доз 20...30 сна приводит к образованию радиационно-индуцированных дислокационных петель и дислокационной сетки. Микроструктура сплава Э110 после облучения до дозы 25 сна при тем-



Реплика	Zr	Nb	Всего, мас. %
006	10,88	89,12	100
007	12,96	87,04	100
008	8,92	91,08	100

Рис. 7. Рентгеноспектральный анализ экстракционной реплики сплава Э125 в исходном состоянии

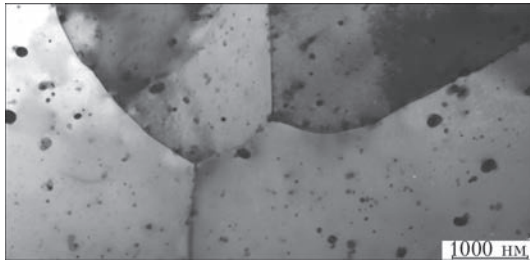
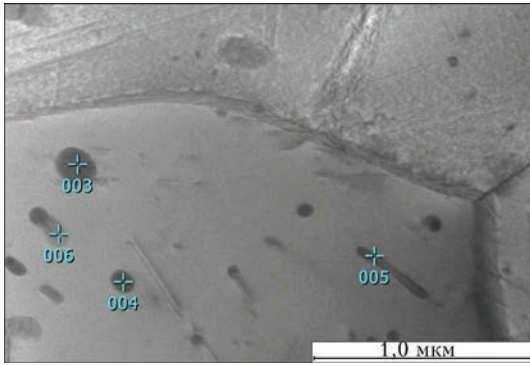


Рис. 8. Микроструктура сплава Э110М в исходном состоянии



Реплика	Fe	Zr	Nb	Всего, мас. %
003	12,04	62,20	25,76	100,00
004	0,21	58,74	41,05	100,00
005	0,15	85,36	14,49	100,00
006	2,73	90,49	6,77	100,00

Рис. 9. Результаты рентгеноспектрального анализа тонкой фольги сплава Э110М в исходном состоянии

пературе 390 °С приведена на рис. 10. В структуре материала наблюдаются эллиптические дислокационные петли и элементы дислокационной сетки. Дислокационные петли отнесены к петлям *a*-типа, они имеют вектор Бюргерса  $\langle 1120 \rangle$  (рис. 10, *a*). По мере роста дозы облучения увеличивается размер эллиптических дислокационных петель и их плотность. При облучении до дозы

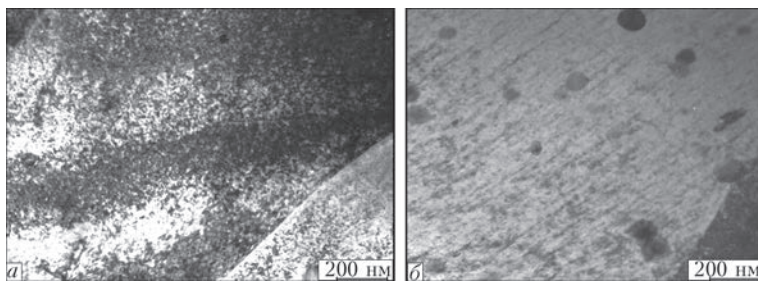
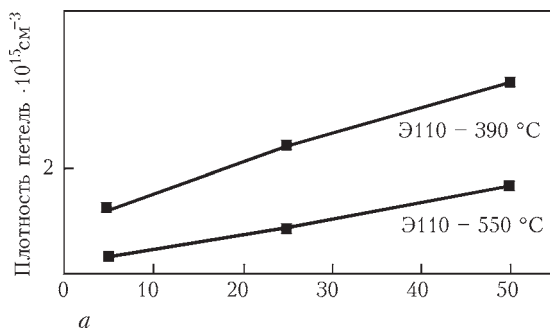


Рис. 10. Микроструктура сплава Э110 (25 сна, 390 °С): *a* – *a*-петли; *б* – *c*-дислокации



20 сна, кроме петель *a*-типа, образуются петли *c*-типа, т.е. петли, имеющие *c*-компоненту вектора Бюргерса  $\langle 0002 \rangle$  (рис. 10, *б*). С ростом дозы до 30 сна средний размер петель растет, а концентрация мало зависит от дозы облучения. Для 550 °С при повреждающей дозе 50 сна размер петель *a*-типа достигает 21,3 нм, а плотность  $1,8 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$  (рис. 11).

В сплаве Э110М в результате облучения при 390 °С образовались дислокационные петли различных типов и дислокационная сетка (рис. 12).

По мере повышения дозы средний размер *c*-петель увеличивается от 56 до 90 нм, их концентрация слабо зависит от дозы и постоянна на уровне  $2 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$  (рис. 13).

В сплаве Э125 с ростом дозы облучения средний размер *c*-петель также увеличивается от 63 до 130 нм, а концентрация слабо зависит от дозы и постоянна на уровне  $1,5 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$  (рис. 14, *a*). В распределении *a*-петель наблюдается упорядочение, характерное для нейтронного облучения (рис. 14, *б*).

Таким образом, с ростом дозы облучения средний размер петель в интервале 20...30 сна растет, в то время как концентрация остается постоянной (рис. 15). Это характерно для сплавов Э110, Э110М и Э125. Следует отметить, что для сплава Э110М в данном интервале доз петли *c*-типа имеют наименьший размер, но более высокую плотность. Из этого можно сделать вывод, что сплав E110М характеризуется более высокой устойчивостью к радиационному росту, чем другие сплавы.

**Обсуждение результатов.** Преимущества имитационной методики, а именно, значительно более высокая скорость создания повреждений, точность и контролируемость параметров облучения и информативность электронно-микроскопического и рентгеноспектрального исследований необходимо было дополнить количественным анализом микроструктурных элементов, позволяющих оценить макросвойства сплавов при облучении нейтронами.

Таким образом, целью данной работы было показать подобие радиационных процессов при различных видах облучения, выработать критерии подобия между облучением заряженными части-

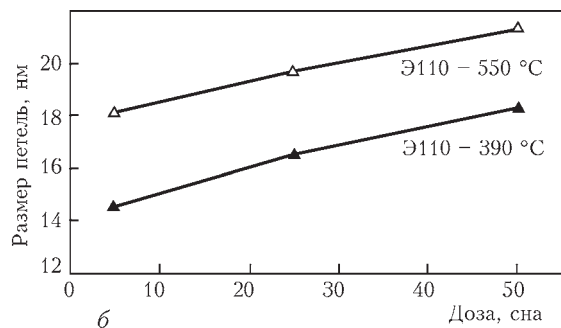


Рис. 11. Эволюция петель *a*-типа в сплаве Э110: *a* – плотность; *б* – размер

цами и нейтронами и выявить параметры, по которым можно определять макросвойства сплавов при эксплуатации в реакторе.

Сравнение закономерностей эволюции микроструктуры и фазового состава различных циркониевых сплавов позволило выявить роль легирующих элементов в микрохимических и диффузионных процессах. Особенное внимание было уделено петлям *c*-типа, появление которых связывают с радиационным ростом циркониевых сплавов [1, 5]. Так, с ростом дозы облучения средний размер петель в интервале 20...30 сна растет, в то время как концентрация остается постоянной. Это характерно для сплавов Э110, Э110М и Э125. Для сплава Э635М петли *c*-типа наблюдались только при дозе 30 сна. Таким образом, сплав Э635М характеризуется большим инкубационным периодом образования петель *c*-типа, чем остальные сплавы.

Пороговую дозу образования *c*-петель для сплавов Э110, Э110М и Э125 определить не удалось, но, экстраполируя зависимости среднего размера петель от дозы, можно предположить, что зарождение петель в данных сплавах происходит в близком ин-

тервале доз, а основные различия наблюдаются в величине концентрации и среднего размера. Самая высокая скорость роста среднего размера петель была обнаружена в сплаве Э110, самая низкая – в сплаве Э110М. Сплав Э125 занял промежуточное положение по этому параметру. Исходя из различий в химических составах этих сплавов, можно предположить, что увеличение содержания Nb в сплаве Э125 по сравнению с Э110 слабо влияет на процесс образования петель *c*-типа, в то время как добавка Fe в сплав Э110М значительно уменьшила скорость роста среднего размера петель данного типа. В сплаве Э635М образование петель *c*-типа было полностью подавлено до дозы 30 сна. В данной работе была предложена модель, позволяющая по количественным характеристикам дислокационной структуры оценить (в первом приближении) массоперенос вещества, который может дать значительный вклад в формоизменение изделий из этих сплавов (рис. 16).

Исходя из того, что *c*-петли имеют вакансионное происхождение и лежат в основном в базисных плоскостях, знание размера и концентрации

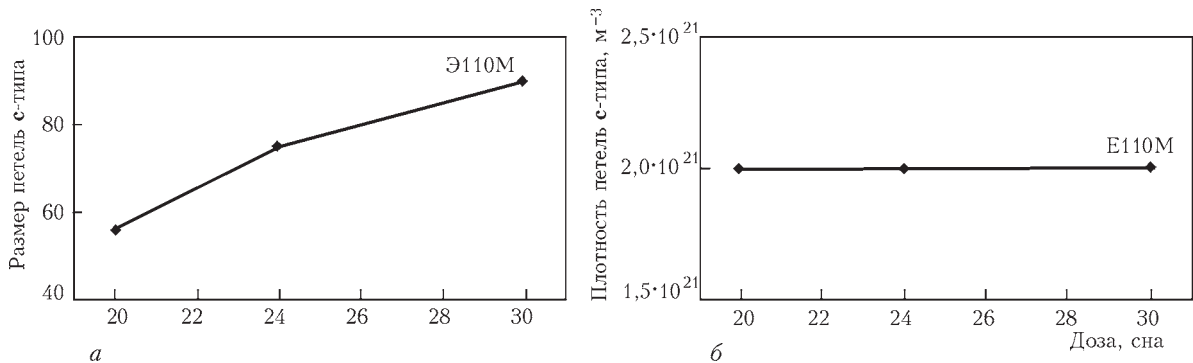


Рис. 12. Дозная зависимость параметров петель *c*-типа в сплаве Э110 М при температуре облучения 390 °С

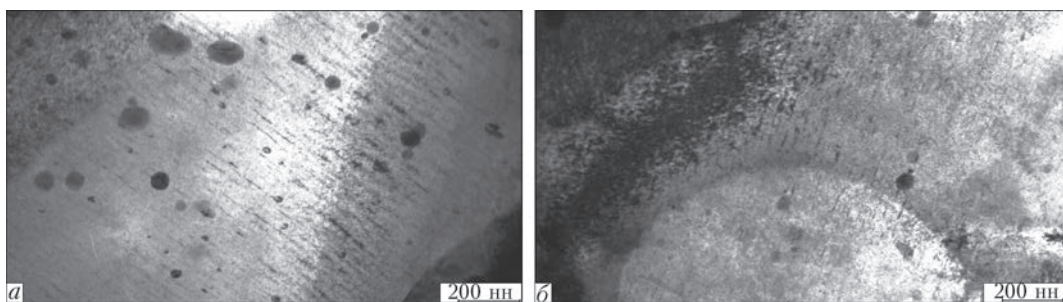


Рис. 13. Дислокации *c*-типа в сплаве Э110 М, облученного при температуре 390 °С: а – 20; б – 30 сна

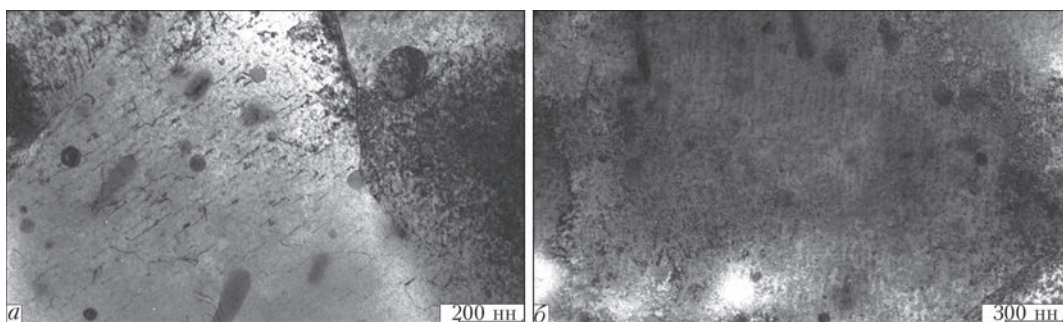


Рис. 14. Дислокации *c*-типа (а), упорядочение петель *a*-типа (б) в сплаве Э125; облучение 20 сна, температура 390 °С



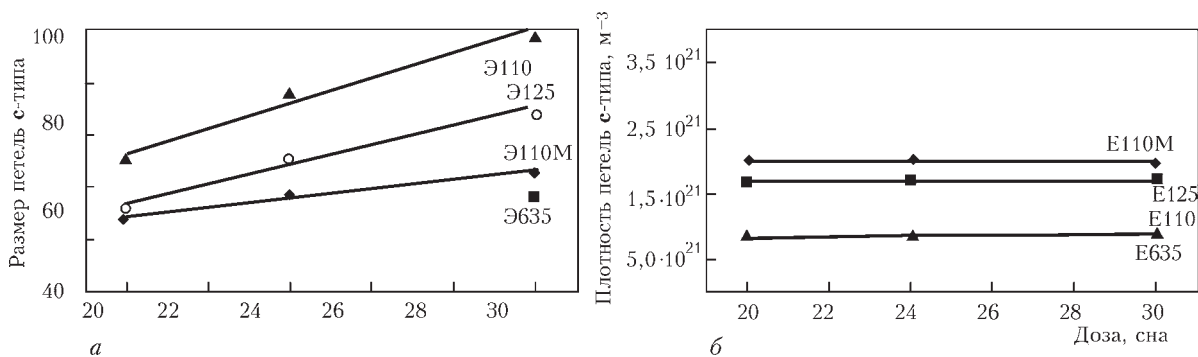


Рис. 15. Зависимость среднего размера (а) и концентрации (б) петель с-типа в циркониевых сплавах, облученных при температуре 390 °С

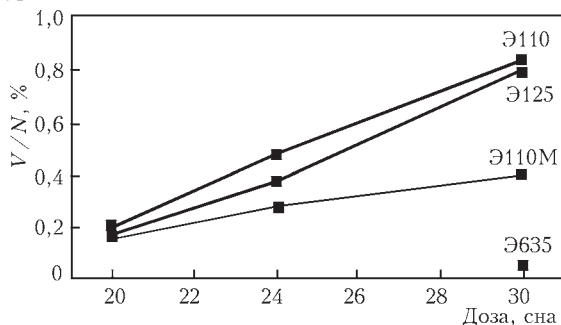


Рис. 16. Изменение относительной объемной доли материала за счет образования с-петель в циркониевых сплавах после облучения тяжелыми ионами при температуре 390 °С

этих петель позволяет посчитать объем материала, перераспределившегося из базисных плоскостей на призматические плоскости по формуле:

$$\frac{\Delta V}{V} = \frac{\pi d^2 c}{8} N \cdot 100 \%,$$

где  $\Delta V/V$  – перераспределенный объем, %;  $d$  – диаметр петель с-типа, м;  $c$  – параметр решетки, м;  $N$  – концентрация петель, м<sup>-3</sup>.

Этот объем является интегральной характеристикой петель с-типа и позволяет сравнивать сплавы, имеющие разные плотности и размеры

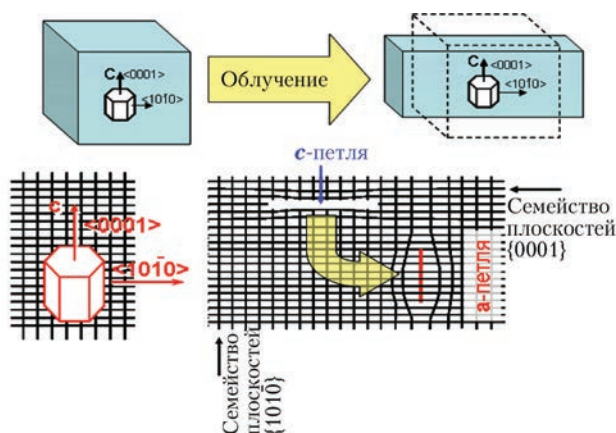


Рис. 17. Механизм перераспределения материала под облучением в цирконии

одномерных дефектов петель с-типа. Таким образом, образование вакансионных петель с-типа в базисных плоскостях приводит к ориентационно направленному переносу атомов вещества на призматические плоскости и, как следствие, формоизменению материала. Сравнение относительных перемещенных объемов исследованных сплавов позволяет сделать вывод, что сплав Э110 более всего подвержен формоизменению, а сплав Э110М имеет значительную радиационную сопротивляе-

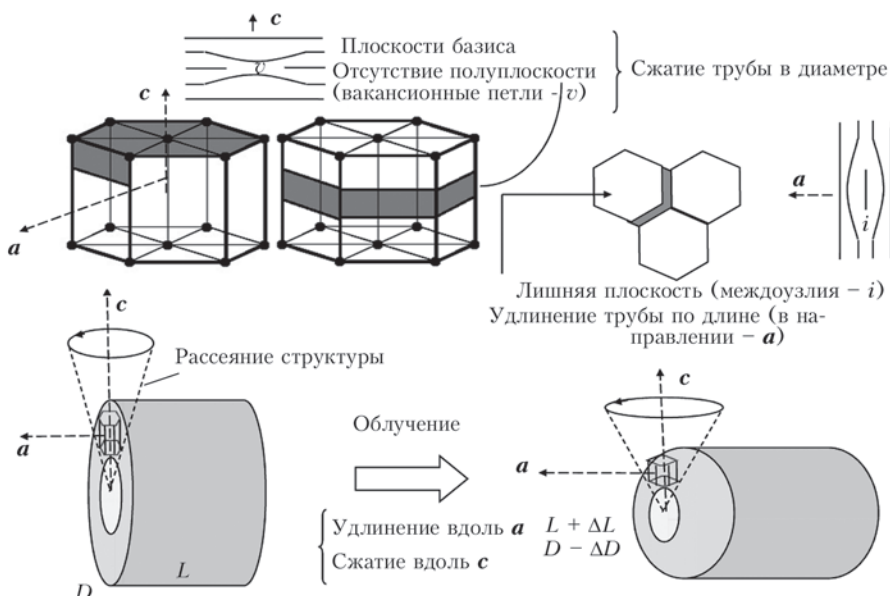


Рис. 18. Схема влияния распределения междуузельных и вакансионных петель на радиационный рост оболочечной трубы

мость этому явлению в исследованном интервале условий облучений. Анализ результатов деформации радиационного роста и микроструктуры после нейтронного облучения показал, что плотность дислокаций *c*-типа повышена в сплавах, испытывающих значительный рост (рис. 18) [6].

По современным представлениям основным фактором, определяющим стадию ускоренного радиационного роста, является эволюция дислокационной структуры.

На ранних стадиях облучения формируются дислокационные петли (преимущественно междоузельные) в призматических плоскостях, имеющие вектор Бюргерса *a*-типа, что сопровождается умеренным радиационным ростом. После достижения некоторого порогового флюенса (разного для сплавов разного состава) наступает ускорение радиационного роста.

При этом наблюдается появление *c*-компонентных дислокационных петель (вакансионных). По мере увеличения дозы облучения их плотность растет, поскольку потоки вакансий направлены на базисные или пирамидальные плоскости, а междоузлия стабилизируют *a*-петли в призматических плоскостях (рис. 18).

### Выводы

Полученные данные о влиянии облучения ионами  $Zr^{+6}$  сплавов циркония с энергией 2 МэВ и скоростью повреждения  $10^{-2}$  сна/с на микроструктуру и фазовый состав обнаружили ряд явлений, имеющих место и при облучении этих сплавов нейтронами.

Показано, что в ускорителе всего лишь за 1:00 возможно создать радиационные повреждения, характерные для нейтронного облучения в реакторе в течение нескольких лет.

Показана принципиальная возможность создания радиационных повреждений в виде дислокационных петель *a*- и *c*-типов (типичных для

нейтронного облучения) при контролируемых температурах в циркониевых сплавах.

Размер и плотность дефектов сопоставимы со структурой после нейтронного облучения.

Микрхимическая эволюция (обеднение выделений фазы Лавеса железом и обогащения матрицы) при облучении тяжелыми ионами проходит аналогично наблюдаемому при облучении нейтронами [1, 5].

Уровень повреждающих доз, достигнутый в работе при ионном облучении на ускорителе (до 50 сна), намного превышает уровень доз при облучении в реакторе ВВЭР-1000 даже в течение 8–10 лет, что позволяет сделать прогноз о поведении циркониевых сплавов при высоких выгораниях.

1. Shishov V. N. The Evolution of Microstructure and Deformation Stability in Zr–Nb–(Sn, Fe) Alloys under Neutron Irradiation / V. N. Shishov // Proc. of 16th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, Chengdu, China, 2009, ASTM STP 1529, ASTM International, West Conshohocken, PA. – 2012. – P. 37–66.
2. Модернізація прискорювача ЄСУВІ для одночасного опромінення сталі X18N10T іонами хрому, гелію та водню різних енергій / О. В. Бородин, В. В. Брик, Р. Л. Василенко [и др.]. // Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій споруд та машин»: Збірник наук. ст. за результатами, отриманими в 2007–2009 рр. Науковий керівник – академік Б. Є. Патон. Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ, 2009.
3. Ziegler J. F. SRIM2006 – The Stopping and Range of Ions in Matter Version 2006 [Electronic resource] / J. F. Ziegler, J. P. Biersack // Program, IBM Corp. – Yorktown, NY, USA, 2006. – Code available in: <http://www.srim.org>.
4. Electron Backscatter Diffraction in Materials Science / Ed. by Adam J. Schwartz, Mukul Kumar, Brent L. Adams // 2000 Kluwer Academic/Plenum Publishers, 233 Spring Street, New York, N.Y. 10013.
5. Воеводин В. Н. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов / В. Н. Воеводин, И. М. Неклюдов. – К.: Наукова думка, 2006. – 376 с.
6. Griffiths M. Evolution of microstructure in hcp metals during irradiation / Griffiths M. // Journal of Nuclear Materials. – 1993. – Vol. 205. – P. 225.

Procedure of simulation experiments in an accelerator was developed and irradiation of pipe samples from E110, E110M, E125 zirconium alloys by zirconium ions up to high damaging doses (20 – 50 sna) was performed. Dose dependencies of parameters (size, density) of radiation-induced *c*-type dislocation loops were determined, their formation correlating with accelerated stage of irradiation growth. Influence of radiation-induced change of chemical composition of second phase precipitates was studied. It is shown that iron alloying significantly reduces the dimensions of radiation-induced *c*-type dislocation loops and, thus, suppresses irradiation growth. 6 References, 18 Figures, 1 Table.

*Keywords*: residual life, reliability, reactor active zones, structural state optimization, microalloying

Поступила в редакцию  
06.05.2016