

ЦИРКОНИЙ И ЦИРКОНИЕВЫЕ СПЛАВЫ. АТЛАС СТРУКТУР (ПОРЫ В ЦИРКОНИИ И ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ)

Т.П. Черняева, В.С. Красноруцкий, В.М. Грицина

Научно-технический комплекс «Ядерный топливный цикл»

*Национального научного центра «Харьковский физико-технический институт»,
г. Харьков, Украина*

Проведена систематизация и анализ сведений, относящихся к одному из радиационных дефектов – вакансионным порам, образующимся в цирконии и циркониевых сплавах при реакторном облучении. Показано, что радиационная пористость не является характерной составляющей радиационного повреждения при используемых на практике режимах эксплуатации водоохлаждаемых реакторов, а также при условиях обычно проводимых реакторных экспериментов. Встречаются немногочисленные отрывочные сведения относительно пор, обнаруженных в цирконии и циркониевых сплавах, облученных в реакторе, при этом речь идет не о системе пор, как о неотъемлемой составляющей радиационного повреждения, а об отдельных порах или группе пор вблизи структурных дефектов (границ зерен, некоторых включений, дефектов упаковки). Поры в цирконии и циркониевых сплавах, облученных в реакторе, имеют тенденцию к упорядочению и часто имеют огранку (они огранены гранями, параллельными $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ и (0001) , при этом грань, параллельная плоскости (0001) , самая длинная).

ВВЕДЕНИЕ

Цирконий и циркониевые сплавы обладают уникальным набором достигаемых на них структурно-фазовых состояний, начиная от монокристаллического [1] до нанокристаллического, квазикристаллического и аморфного [2-5]. Разработке методов усовершенствования и создания особых структурно-фазовых состояний циркония и циркониевых сплавов, обладающих уникальным сочетанием физико-механических свойств, предшествует и их сопровождает большая работа по информационному поиску и анализу сведений об основных и «экзотических» состояниях циркония и циркониевых сплавов.

В Харьковском физико-техническом институте работы по исследованию фазовых превращений в циркониевых сплавах в течение ряда лет проводились под руководством А.И. Стукалова. В выполненных исследованиях структурных превращений в циркониевых сплавах при механическом и термическом воздействии, реализуемых по различным температурно-скоростным режимам, были установлены общие закономерности преобразования текстуры и структурно-фазового состояния, которые были положены в основу метода разрушения текстуры и создания структурно-фазового состояния, отвечающего высокой размерной стабильности под облучением, путем так называемой СВЧ-обработки [6-7]. Эти работы стимулировали исследования по «конструированию» циркониевых сплавов вследствие создания в них особого структурно-фазового состояния, при котором циркониевые сплавы (Zr-1%Nb, Zr-2,5%Nb) обладают высоким сопротивлением радиационному повреждению, повышенной прочностью и при этом имеют высокое сопротивление коррозии в воде и водяном паре под давлением [6-11]. К сожалению, смерть прервала плодотворную научную деятельность А.И.

Стукалова. Мы, его коллеги и ученики, продолжаем исследования по всё более глубокому проникновению в суть структурно-фазовых преобразований в циркониевых сплавах при различных видах воздействия (деформационного, термического, радиационного) и, наряду с исследованиями, продолжаем обширный информационный поиск, который ведет к созданию «Атласа структур циркония и циркониевых сплавов». Проводится систематизация и анализ сведений относительно основных фазовых состояний циркония, их термодинамических свойств и стабильности; о характеристиках дефектов кристаллического строения в цирконии и в циркониевых сплавах, а также о структурно-фазовом состоянии циркониевых сплавов (в основном на примере сплавов цирконий-ниобий). Форма обработки этих результатов продемонстрирована далее на примере представления в данной работе сведений об одном из дефектов кристаллического строения – о вакансионных порах, образующихся в цирконии и циркониевых сплавах при реакторном облучении. Вопросы образования пор при деформации упущены, не в силу отсутствия интереса к данному вопросу, а в силу ограничений, введенных на объем статьи.

Работа над атласом рассматривается нами как один из методов профессиональной подготовки молодых специалистов. В ней активное участие принимают Д.А. Батуревич, А.П. Гордая и Е.А. Михайлов.

РАЗВИТИЕ ПОРИСТОСТИ В ЦИРКОНИИ И ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ РЕАКТОРНОМ ОБЛУЧЕНИИ

Общие положения. Поры представляют собой дискретное нарушение сплошности материала (капли пустоты в веществе) и относятся к объемным дефектам кристаллического строения – дефектам, размеры

которых во всех трех направлениях превышают радиус межатомного сцепления (два-три межатомных расстояния) [12-14]. В отличие от трещин поры – нарушения сплошности, которые в ненагруженных телах не обладают собственным полем напряжений [12]. Основные характеристики пор: размер, концентрация, форма и изменение объема, обусловленное развитием пористости. Основные методы исследования – все методы структурного исследования (электронная микроскопия, сканирующая электронная микроскопия, металлография) и дилатометрия.

Я.Е. Гегузин [13, 14] считал, что: «среди прочих дефектов пора для исследователей обладает наибольшей привлекательностью. Её можно воспринять как накопление вакансий, как сток и источник пустоты. Её можно воспринять как «инородное» включение, которое живет, движется, деформируется, изменяет свой объем. Её можно воспринять и как сток и источник дислокационных петель и исследовать взаимодействие между порами и окружающими её другими дефектами кристаллического строения. Есть и философский аспект этого дефекта, пора – пустота в веществе, в отличие от обычной ситуации, когда вещество расположено в пустоте».

Поры могут образоваться при производстве металлов, сплавов и изделий из них, термомеханической обработке, а также в процессе эксплуатации в качестве материалов элементов конструкции, работающих в жестких условиях: под напряжением, в поле радиации и т.д. При эксплуатации элементов конструкции в условиях активной зоны ядерных установок к развитию пористости в основном приводят два вида воздействия: облучение высокоэнергетичными частицами (радиационное распухание¹) и напряжения (деформационная пористость).

Радиационная пористость. В 1966 г. Кауторн и Фултон при исследовании отработавших в реакторе DFR оболочек твэл из стали М316 впервые экспериментально обнаружили поры, вызванные облучением (радиационную пористость) [15]. Впоследствии было установлено, что подавляющее большинство чистых металлов и многие сплавы имеют высокую склонность к радиационному распуханию – под облучением в определенном температурном интервале, зависящем от температуры плавления и скорости повреждения, в них образуются многочисленные поры (система пор); обзор этих работ представлен в [16]. Обычная концентрация радиационных пор от 10^{17} до 10^{22} 1/м³, их размер от 10 до 100 нм (в зависимости от металла и условий облучения). Основные методы исследования радиационной пористости – электронная микроскопия и дилатометрия [15, 16]. Развитие радиационной пористости в образцах, не находящихся под напряжением, не приводит к их разрушению. Основные закономерности развития радиационной пористости [15, 16]:

¹ Радиационное распухание – изменение объема, обусловленное образованием и ростом вакансионных и газовых пор в облучаемом материале [15,16]

- поры образуются в определенном температурном интервале, положение которого зависит от температуры плавления и скорости повреждения: $t_1 T_m - t_2 T_m$ (T_m – температура плавления, К); при обычной для реакторного облучения скорости повреждения ($\sim 10^{-6} \dots 10^{-7}$ сна/с) температурный интервал порообразования лежит в пределах от $0,3 T_m$ до $0,55 T_m$;
- появлению пор в облучаемом материале предшествует инкубационный период, длительность которого зависит от материала и температуры облучения, по достижении некоторой дозы изменение объема, обусловленное порами, линейно растет с дозой (часто со скоростью 1%/сна);
- концентрация пор уменьшается, их размер увеличивается с повышением температуры облучения;
- концентрация пор определяется уравнением:

$$N_v = \alpha_v K^n P^{1/2} = \alpha_v K^n \exp\left(\frac{E_{mj}}{kT}\right),$$

где α_v – константа, характеризующая эффективность стоков в облучаемом материале; P – подвижность вакансий или вакансионных комплексов, объединение которых контролирует процесс зарождения пор; E_{mj} – энергия миграция вакансий или вакансионных комплексов, объединение которых контролирует процесс зарождения пор. При гомогенном зарождении $n = 1/2$;

- рост пор обеспечивает избыточный по сравнению с межузельными атомами поток вакансий к порам:

$$\frac{dr_v}{dt} = \frac{1}{r} [Z_{vv} D_v (C_v - C_v^v) - Z_{vi} D_i C_i];$$

$$C_v^v = C_v^0 \exp\left(\frac{E_y \Omega}{kT}\right), \quad E_y = \frac{2\gamma}{r_v} - P_g,$$

где C_v и C_i – установившаяся в процессе облучения концентрация вакансий и межузельных атомов вдали от пор (определяют из уравнений баланса) [16]; C_v^v – концентрация вакансий вблизи пор; C_v^0 – равновесная концентрация вакансий; r_v – радиус пор; Ω – атомный объем; D_v и D_i – коэффициенты диффузии вакансий и межузельных атомов; E_y – усилие сжатия поры; γ – поверхностная энергия пор (для ГПУ-циркония $\gamma=2$ Дж/м² [32]; P_g – давление газа, заполняющего пору; Z_{vv} и Z_{vi} – параметры, характеризующие эффективность взаимодействия вакансий и межузельных атомов с порами. Эффективность взаимодействия точечных дефектов с порами зависит от уровня внешних напряжений, геометрических характеристик точечных дефектов и пор, упругих свойств материала и несколько выше для межузельных атомов, чем для вакансий. Однако в большинстве случаев полагают, что поры – нейтральный сток для межузельных атомов и вакансий ($Z_{vv}=Z_{vi}=1$).

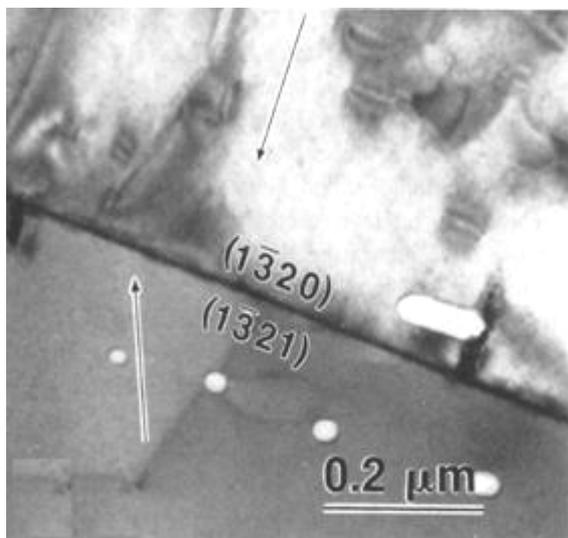
Энергия сферической поры равна [33]: $E_{void} \approx 3,84 n^{2/3} a^2 \gamma$, где n – число вакансий, входящих в пору; a – расстояние между атомами; γ – поверхностная энергия пор.

Цирконий и циркониевые сплавы, обычно используемые в качестве конструкционных материалов активных зон, относятся к материалам, не подверженным интенсивному развитию пористости при условиях работы в активной зоне реактора. Под облучением нейтронами или заряженными высокоэнергетичными частицами (за исключением экспериментов с предварительно введенным инертным газом или облучения ионами инертного газа, когда речь идет не о вакансионной, а о пористости, зарождение которой стимулировано ионами инертного газа или вообще о газовой пористости) развитие пористости – процесс вялотекущий, а зачастую и вообще не имеющий места [17, 18]. Здесь уместно привести выдержку из выступления Рональда Адомсона на 12th International Symposium: Zirconium in the Nuclear Industry по случаю присуждения ему премии Кролля: «В своей первой работе для GE, целью которой было обнаружить радиационные поры в zircaloy, я потерпел неудачу. В 1969 г. я начал работать в GE по проблеме размерной стабильности сплава zircaloy-4 под облучением. Проводя электронно-микроскопические исследования (на просвет) я в течение года не нашел ни одной поры» [18]. В связи с очень малой вероятностью обнаружения пор интерес представляет каждый случай их наблюдения в цирконии и циркониевых сплавах, облученных в реакторе, с описанием всех деталей и особенностей каждой индивидуальной поры. Исходя из всего массива опубликованных на сегодня данных о радиационных порах в цирконии и циркониевых

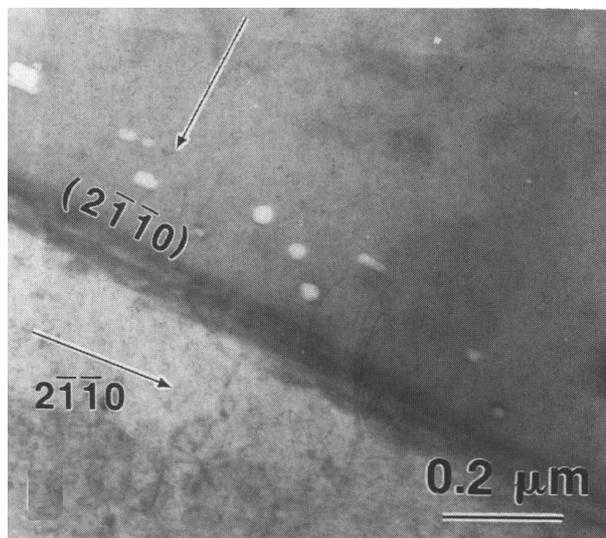
сплавах, можно сказать, что развитие пористости в цирконии и используемых в реакторостроении циркониевых сплавах, таких как Zr-1 мас.%Nb, Zr-2,5 мас.%Nb [19-22], Э635 [21,23], Zircaloy-2, Zircaloy-4 [24,25] и ZIRLO [24,26], при реакторном облучении – процесс не характерный, и в то же время при определенных условиях (обычно вблизи некоторых дефектов кристаллического строения) возможный. Время от времени встречаются отдельные сообщения о порах в цирконии и циркониевых сплавах, облученных при температурах в интервале от 625 до 775 К [27-30]. В фундаментальном плане их дополняют результаты исследований с облучением электронами в высоковольтном электронном микроскопе при температурах в интервале 670...780 К, позволяющие исследовать эволюцию пор в динамике [31, 32].

В работах [27-30] приведены сведения о порах, обнаруженных в цирконии и циркониевых сплавах, облученных в реакторах. Как уже отмечалось, информация по данному вопросу очень ограниченная и основной вывод, который возникает при её обработке, – одна из характерных особенностей развития пористости в цирконии и исследованных циркониевых сплавах при реакторном облучении – их гетерогенное зарождение (обычно вблизи границ зерен и на некоторых включениях).

На рис. 1,а,б показаны поры вблизи границ зерен в йодидном Zr, облученном в реакторе EBR-II при температуре 700 К до флюенса $1,5 \cdot 10^{26}$ нейтр./м² ($E > 1$ МэВ). Вторая особенность пор, образующихся при реакторном облучении, – их упорядочение (поры часто выстраиваются в ряды, параллельные базисной плоскости (рис. 2,а,б) [28].



а

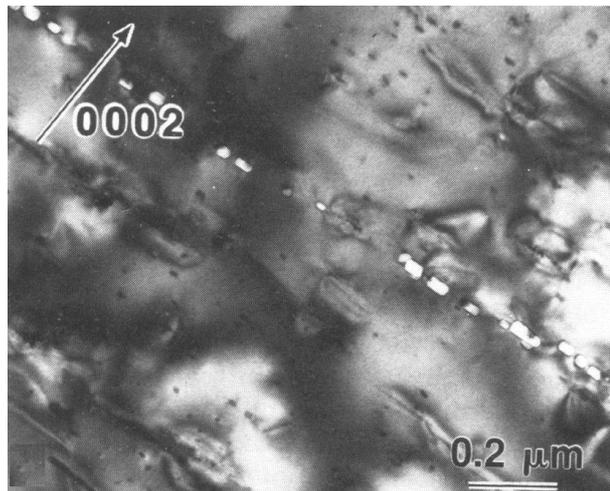


б

Рис. 1. Поры вблизи границ зерен в образцах йодидного циркония, облученных в EBR-II при 700 К до флюенса $1,5 \cdot 10^{26}$ нейтр./м² ($E > 1$ МэВ). Зерна ориентированы так, как это представлено на снимке. Ориентация границ зерен представлена на снимке структуры. Немаркированная стрелка показывает проекцию направлений $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, а маркированная – действующие векторы отражения [28]



а



б

Рис. 2. Выстраивание пор в ряды, параллельные плоскости (0001): а – сплав циркалой-2, облученный в EBR-II при температуре 665 К до флюенса $1,6 \cdot 10^{26}$ нейтр./м² ($E > 1$ МэВ); б – сплав циркалой-2, облученный нейтронами при температуре 700 К до флюенса $4,2 \cdot 10^{25}$ нейтр./м² ($E > 1$ МэВ) [28]

Еще одна особенность – поры часто имеют огранку [28]. В качестве иллюстрации на рис. 3 изображена одна из пор в йодидном цирконии, облученном в реакторе DFR при температуре 725 К до флюенса $1,5 \cdot 10^{26}$ нейтр./м² ($E > 1$ МэВ) [29]. Пора, изображенная на этом рисунке, связана с выделением и имеет огранку. Грани поры параллельны плоскостям $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ и (0001) (рис. 4). Я.Е. Гегузин отмечал, что «Мыслимо и эстетическое восприятие поры – отрицательный кристалл совершенной формы, ограниченный атомно-гладкими плоскостями» [13]. Такой взгляд на пору очень подходит к поре на рис. 3.

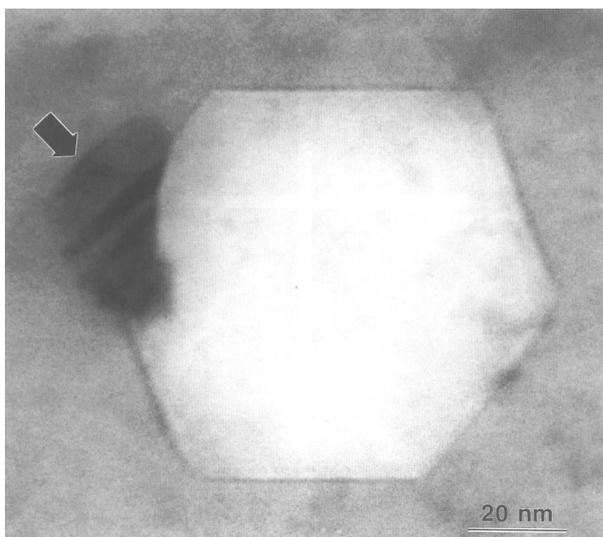


Рис. 3. Ограниченная пора в Zr, облученном в DFR при температуре 725 К до флюенса $1,1 \cdot 10^{25}$ нейтр./м² ($E > 1$ МэВ). Поры обычно ограничены плоскостями $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ и (0001) (рис. 4). Выделение, обо-

гащенное железом и хромом, примыкает к поре (показано стрелкой) [29]

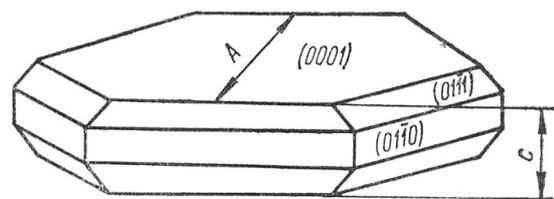


Рис. 4. Обычная для ГПУ-металлов форма преимущественно вакансионных пор [16]

В работе [29] проведено исследование поведения пор, созданных предварительным облучением в реакторе DFR при температуре 740 К до флюенса $0,2 \cdot 10^{25}$ нейтр./м² ($E > 1$ МэВ), при последующем электронном облучении. Установлено, что последующее облучение электронами с энергий 1 МэВ при температуре 573 К приводит к значительному изменению формы пор, созданных предварительным реакторным облучением (рис. 5). При этом поры, находящиеся вне пятна электронного пучка, не претерпевают никаких изменений. Поры (указанные стрелками) зарождаются на базисных плоскостях вблизи дефектных дислокационных петель. Поры, которые присутствовали в образце до электронного облучения сокращаются вдоль оси *c* и удлиняются в *a*-направлении. В дополнение к этому под электронным облучением возникает новая популяция пор, которые зарождаются и растут вблизи дефектных дислокационных петель на базисных плоскостях.

В работе [30] исследовано развитие пористости в динамике при облучении йодидного, очищенного методом зонного рафинирования, и магнетермического циркония (в α -отожженном состоянии), а также

ряда циркониевых сплавов (в том числе циркалой-2; 4 и Zr-2,5%Nb) при облучении в высоковольтном электронном микроскопе (температура облучения 573 К, скорость повреждения $\sim 8 \cdot 10^{-3}$ сна/с). Установ-

лено, что во всех исследованных материалах наряду с большими порами, имеющими огранку (диаметром до 0,1 мкм) и возникающими на ранней стадии облучения при дозе свыше 60 сна, формируется вторая система неограниченных мелких пор (размером 0,01 мкм).

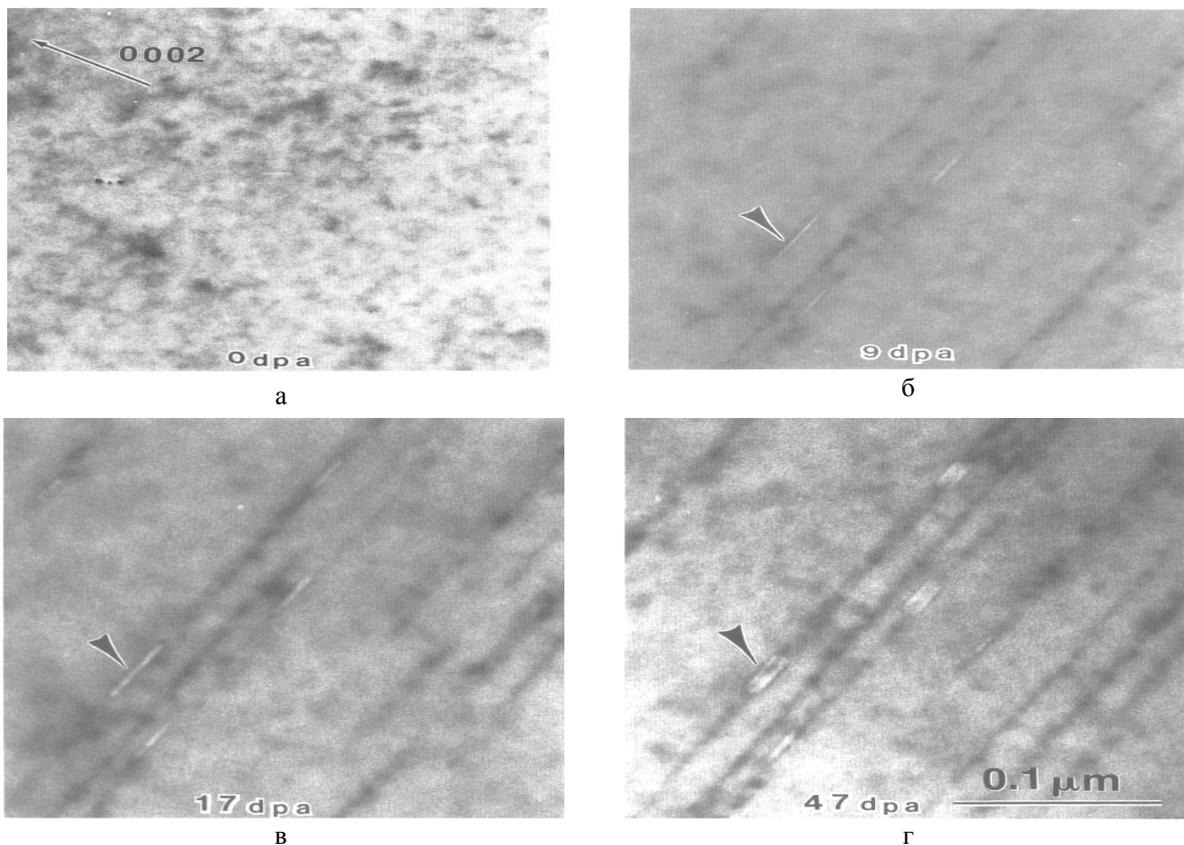


Рис. 5. Эволюция при последующем электронном облучении поровой структуры, созданной в йодидном цирконии предварительным облучением в реакторе DFR при температуре 740 К до флюенса $0,2 \cdot 10^{25}$ нейтр./м² ($E > 1$ МэВ). Поры (показанные стрелками) зарождаются на базисных плоскостях вблизи дефектных дислокационных петель. Поры, которые присутствовали в образце до электронного облучения сокращаются вдоль оси c и удлиняются в a -направлениях. Энергия электронов 1 МэВ, скорость повреждения 10^{-2} сна/с, температура 575 К [29]

Как отмечалось выше, реакторное облучение ведет к формированию немногочисленных пор. Наблюдаемое различие в формировании пористости при нейтронном облучении и облучении в HVEM может быть обусловлено влиянием поверхности, её эффективному действию как стоков для точечных дефектов, на которые уходит большая доля межузельных атомов (при используемой толщине образца соотношение в потере вакансий и межузельных атомов на двух поверхностях пропорционально их подвижности), и в некотором слое возникает избыток вакансий, реализуемый в виде относительно представительной пористости.

На развитие пористости значительное влияние оказывают газовые примеси, например, гелий. Carpenter [31] исследовал эволюцию дефектной структуры при облучении в высоковольтном электронном микроскопе ($T_{\text{обл}} = 723$ К). Установлено, что в цирконии, не содержащем гелия и облученном до

дозы 4,3 сна, пор нет, в то время как в цирконии, который предварительно ввели гелий (0,3 ppm at.), после облучения до дозы 3,4 сна присутствуют поры. Размер пор в цирконии (0,3 ppm at. He), облученном в HVEM ($E_e = 1$ МэВ) при 723 К до дозы 8,6 сна, около 20 нм, их концентрация $\sim 1,5 \cdot 10^{20}$ 1/м³.

Faulkner и Woo [32] изучили развитие пористости в йодидном цирконии (чистотой 99,97 мас.%) при облучении в HVEM ($E_e = 1$ МэВ, скорость повреждения $4,4 \cdot 10^{-3}$ сна/с) при температурах в интервале 570...870 К. В образцах без предварительно введенного гелия и в образцах, в которые гелий был введен предварительно в количестве 3 и 10 ppm at. и облученных при температурах в интервале 570...870 К вплоть до 16 сна, пор не обнаружили. В то же время наблюдалось быстрое зарождение пор в образцах с содержанием гелия 100 ppm at., облучаемых в HVEM при температурах в интервале 670...780 К. При этом ско-

рости зарождения и роста пор зависят от температуры облучения: концентрация пор уменьшается с повышением температуры облучения, в то время как скорость их роста увеличивается. Для определения не являются ли наблюдаемые поры гелиевыми пузырьками исследована их термическая стабильность.

Установлено, что отжиг при температуре 975 К вызывает сокращение пор. Это свидетельствует о том, что наблюдаемые в данном эксперименте поры имеют преимущественно вакансионную природу. Результаты этого эксперимента приведены на рис. 6 – 10.

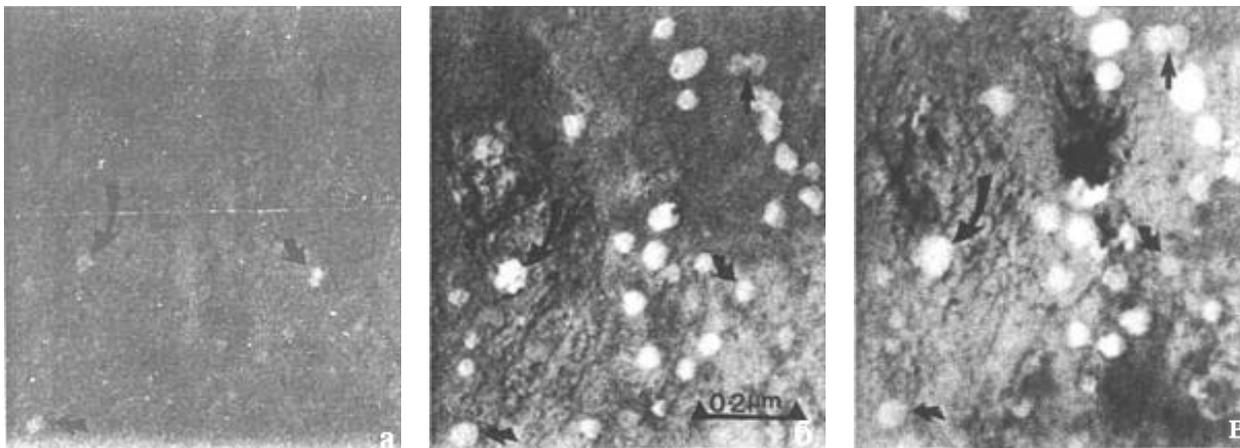


Рис. 6. Зависимость размера пор от дозы при температуре 726 К: а – 1,3 сна; б – 9 сна; в – 16 сна. Перед облучением объемный образец был отожжен в течение 4 ч при 773 К [32]. Размер пор увеличивается с дозой. Поры часто имеют огранку

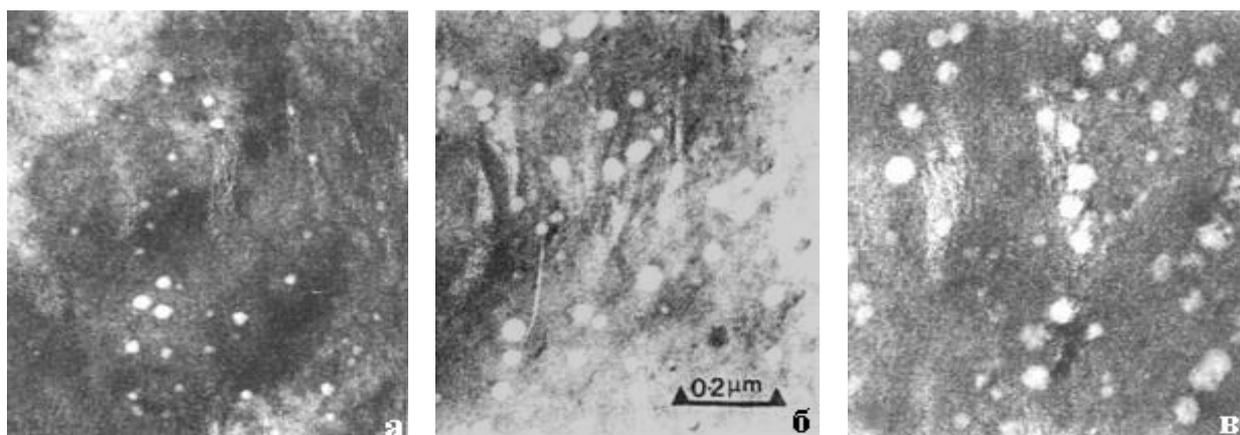


Рис. 7. Зависимость размера пор при дозе 15 сна от температуры облучения: а – 671 К; б – 723 К; в – 755 К [32]. Повышение температуры облучения вызывает увеличение размера пор

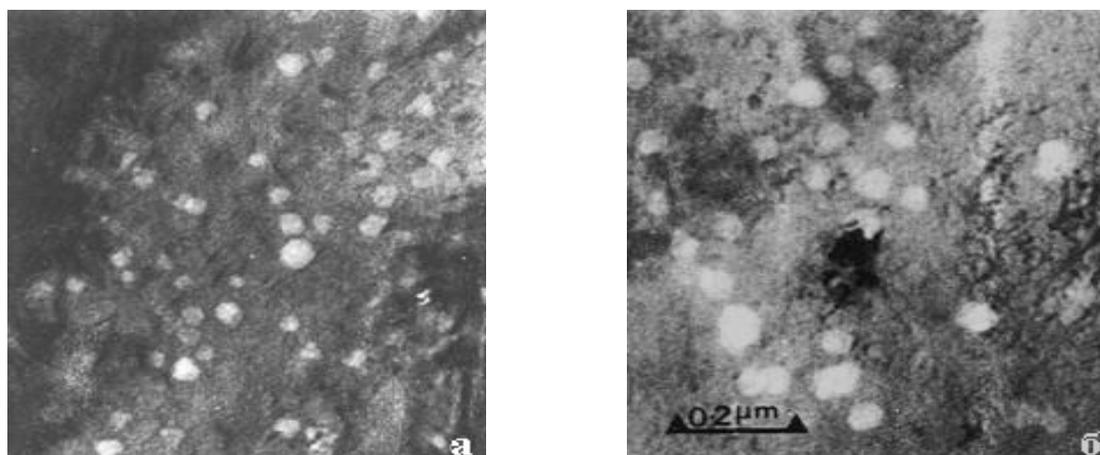


Рис. 8. Влияние отжига объемного образца при 773 К в течение 4 ч на образование пор при последующем облучении ($T_{\text{обл}} = 726 \text{ К}$, доза 15 сна). [32]. Поры в неотжженном образце (а) более мелкие, но при этом их концентрация несколько меньше, чем в отожженном (б), что не оказывает влияния на распухание, обусловленное пористостью

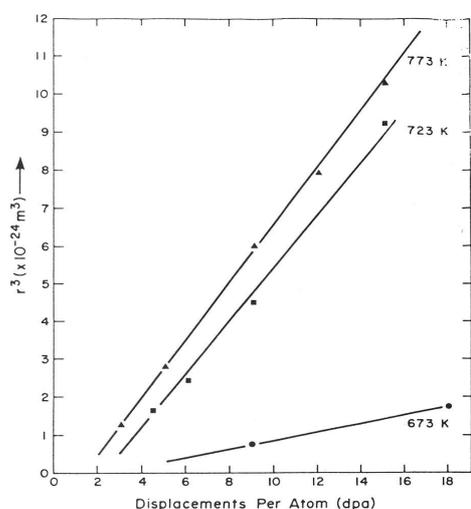


Рис.9. Зависимость среднего объема пор от дозы при облучении в НВЕМ при температурах 673, 723 и 773 К [32]

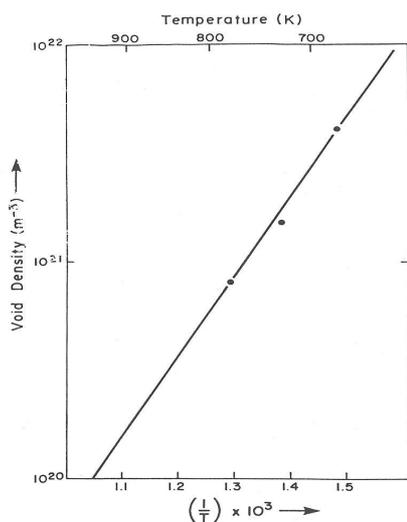


Рис.10. Температурная зависимость концентрации пор при дозе 9 сна [32]

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Из информации относительно пор в цирконии и циркониевых сплавах, облученных в реакторе, следует:

- радиационная пористость не является характерной составляющей радиационного повреждения при используемых на практике режимах эксплуатации водоохлаждаемых реакторов, в которых циркониевые сплавы являются материалом ряда элементов конструкции тепловыделяющих сборок (ТВС) и активной зоны (оболочек твэлов, крепежных элементов в сборке, чехлов ТВС, каналных

труб, труб каландра и т.д.), а также при условиях обычно проводимых реакторных экспериментов; при достигнутых на сегодня уровнях реакторного облучения процесс развития радиационной пористости в цирконии и циркониевых сплавах не носит закономерного и воспроизводимого характера;

- имеются немногочисленные отрывочные сведения относительно пор, обнаруженных в цирконии и циркониевых сплавах, облученных в реакторе, при этом речь идет не о системе пор, как о неотъемлемой составляющей радиационного повреждения, а об отдельных порах или группе пор вблизи структурных дефектов (границ зерен, некоторых включениях, дефектах упаковки);
- поры в цирконии и циркониевых сплавах имеют ряд особенностей, относящихся к их форме и пространственному распределению: гетерогенное зарождение и рост вблизи дефектов кристаллического строения; тенденция к упорядочению — поры формируют ряды, параллельные плоскости (0001); огранка — поры обычно имеют огранку с гранями, параллельными $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ и (0001), при этом грань, параллельная плоскости (0001), самая длинная.

Работа выполнена в рамках Программы проведения фундаментальных исследований по атомной науке и технике ННЦ ХФТИ.

ЛИТЕРАТУРА

- 1.G.F. Vander Voort. *Metallography principles and practice*. United State of America: ASM International, 2000, 754 p.
- 2.U. Kamachi Mudali, S. Scudino, U. Kühn, J. Eckert and A. Gebert. Polarisation behaviour of the $Zr_{57}Ti_8Nb_{2.5}Cu_{13.9}Ni_{11.1}Al_{7.5}$ alloy in different microstructural states in acid solutions // *Scripta Materialia*. 2004, v. 50, N11, p. 1379–1384.
- 3.J. Saida, A. Inoue. Microstructure of tensile fracture in nanoicosahedral quasicrystal dispersed $Zr_{80}Pt_{20}$ amorphous alloy // *Scripta Materialia*. 2004, v. 50, N 10, p. 1297–1301.
- 4.В.В. Бондарь, Б.Р. Горобец, У. Рашке. Некристаллические двухкомпонентные системы // *Химия твердого тела (Итоги науки и техники ВИНТИ АН СССР)*. 1983, с. 15–204.
- 5.H. Somekawa, A. Inoue, K. Higashi. Superplastic and diffusion bonding behavior on Zr–Al–Ni–Cu metallic glass in supercooled liquid region // *Scripta Materialia*. 2004, v. 50, N 11, p. 1395–1399.

- 6.А.И. Стукалов. Структурно-фазовое состояние сплава Zr-2,5%Nb после СВЧ-термообработки // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»* (78). 2000, №4, с. 105–118.
- 7.А.И. Стукалов. Структурные факторы упрочнения СВЧ термообработанного сплава Zr-2,5%Nb // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»* (78). 2000, №4, с. 118–129.
- 8.В.Ф. Зеленский, А.И. Стукалов, И.М. Неклюдов, В.М. Грицина, Л.С. Ожигов, Г.С. Гайдамаченко, В.Н. Воеводин, Н.И. Рагулина, П.В. Платонов, В.И. Савченко, Н.М. Роечко, Г.П. Кобылянский, В.К. Шамардин, З.Е. Островский. Скоростная высококачественная термообработка и радиационный рост циркониевых сплавов // *Труды Международной конференции по радиационному материаловедению*. Алушта, 22-25 мая 1990 г. Т.4. Харьков: ХФТИ, 1990, с. 55–63.
- 9.А.И. Стукалов, В.М. Грицина, Т.П. Черняева, Д.А. Батуревич. Механические и коррозионные характеристики реакторного циркониевого сплава Zr+2,5%Nb // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2000, №5, с. 31–35.
- 10.И.А. Петельгузов. Коррозия термически и термомеханически упрочненного сплава Zr+2,5%Nb // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2000, №5, с. 36–42.
- 11.В.Ф. Зеленский, В.М. Грицина, А.И. Стукалов, Т.П. Черняева. *Размерная стабильность циркониевых элементов конструкции активной зоны водоохлаждаемых реакторов*: Обзор. Харьков: ННЦ ХФТИ, 1996, 44 с.
- 12.А.С. Орлов. Некоторые вопросы кинетики дефектов в кристаллах // *Сборник научных трудов: Вопросы теории дефектов в кристаллах* / Ответственные редакторы С.В. Вонсовский, М.А. Кривоглаз. Л.: «Наука», 1987, с. 6–24.
- 13.Я.Е. Гегузин. *Очерки о диффузии в кристаллах*. М.: «Наука», 1974, 253 с.
- 14.Я.Е. Гегузин. *Почему и как исчезает пустота*. М.: «Наука», 1983, 191 с.
- 15.С. Sawthorne, E.J. Fulton. Voids in irradiated stainless steel // *Nature*. 1967, v. 216, N5115, p. 575–576.
- 16.В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Т.П. Черняева. *Радиационные дефекты и распухание металлов*. Киев: «Наукова думка», 1988, 296 с.
- 17.М. Hadji-Mirzai, K.C. Russell. Prediction of void formation susceptibility in irradiated metals // *Journal of Nuclear Materials*. 1980, v. 92, N2-3, p. 229–236.
- 18.Р.В. Adamson. *Effects of neutron irradiation on microstructure and properties of zircaloy* / Zirconium in the Nuclear Industry: Twelfth International Symposium. ASTM STP 1354, G.P. Sabol and G.D. Moan, Eds., American Society for Testing and Materials, 2000, p. 15–31.
- 19.Р.В. Shebaldov, M.M. Peregud, A.V. Nikulina, Y.K. Bibilashvili, A.F. Lositski, N.V. Kuz'menko, V.I. Belov, A.E. Novoselov. *E110 alloy cladding tube properties and their interrelation with alloy structure-phase condition and impurity content* / Zirconium in the Nuclear Industry. Twelfth International Symposium, ASTM STP 1354, G.P. Sabol and G.D. Moan, Eds., American Society for Testing and Materials. 2000, p. 545–559.
- 20.Д. Gilbon, A. Soniak, S. Doriot, J.-P. Mardon. *Irradiation creep and growth behavior, and microstructural evolution of advanced Zr-base alloys* / Zirconium in the Nuclear Industry. Twelfth International Symposium, ASTM STP 1354, G.P. Sabol and G.D. Moan, Eds., American Society for Testing and Materials. 2000, p. 51–73.
- 21.С.А. Averin, V.L. Panchenko, A.V. Kozlov, L.P. Sinelnikov, V.N. Shishov, A.V. Nikulina. *Evolution of dislocation and precipitate structure in Zr alloys under long-term irradiation* / Zirconium in the Nuclear Industry: Twelfth International Symposium. ASTM STP 1354, G.P. Sabol and G.D. Moan, Eds., American Society for Testing and Materials. 2000, p. 105–121.
- 22.Р.А. Holt, A.R. Causey, M. Griffiths, E.T.C. Ho. *High-fluence irradiation growth of cold-worked Zr-2.5Nb* / Zirconium in the Nuclear Industry. Twelfth International Symposium, ASTM STP 1354, G.P. Sabol and G.D. Moan, Eds., American Society for Testing and Materials. 2000, p. 86–104.
- 23.В.Н. Shishov, M.M. Peregud, A.V. Nikulina, P.V. Shebaldov, A.V. Tselischev, A.E. Novoselov, G.P. Kobylansky, Z.E. Ostrovsky, V.K. Shamardin. *Influence of zirconium alloy chemical composition on microstructure formation and irradiation induced growth* / Zirconium in the Nuclear Industry. Thirteenth International Symposium. ASTM STP 1423, G.D. Moan and P. Rudling, Eds., American Society for Testing and Materials. 2002, p. 758–779.
- 24.А.Т. Motta, K.T. Erwin, O. Delaire, R.C. Birtcher, Y. Chu, J. Maser, D.C. Mancini, B. Lai. *Synchrotron radiation study of second-phase particles and alloying elements in zirconium alloys* / Zirconium in the Nuclear Industry: Thirteenth International Symposium. ASTM STP 1423, G.D. Moan and P. Rudling, Eds., American Society for Testing and Materials. 2002, p. 59–79.
- 25.В. Goll, I. Ray. *The behavior of intermetallic precipitates highly irradiated BWR LTP cladding* / Zirconium in the Nuclear Industry: Thirteenth International Symposium. ASTM STP 1423, G.D. Moan and P. Rudling, Eds., American Society for Testing and Materials. 2002, p. 80–95.
- 26.Р. Bajaj, B.F. Kammenzind, D.M. Farkas. *Effects of neutron irradiation on the microstructure of alpha-annealing zircaloy-4* / Zirconium in the Nuclear Industry: Thirteenth International Symposium. ASTM STP 1423, G.D. Moan and P. Rudling, Eds., American Society for Testing and Materials. 2002, p. 400–426.

- 27.M. Griffiths. A review of microstructure evolution in zirconium alloys during irradiation // *Journal of Nuclear Materials*. 1988, v. 159, comple, p. 190–218.
- 28.M. Griffiths, R.W. Gilbert, C.E. Coleman. Grain boundary sinks in neutron-irradiated Zr and Zr-alloys // *Journal Nuclear Materials*. 1988, v.159, comple, p. 405–416.
- 29.M. Griffiths, R.C. Styles, C.H. Woo, F. Phillipp, W. Frank. Study of point defect mobilities in zirconium during electron irradiation in high-voltage electron microscope // *Journal Nuclear Materials*. 1994, v. 208, N3, p. 324–334.
- 30.M. Griffiths, D. Gilbon, C. Regnard, C. Lemaignan. HVEM study of the effects of alloying elements and impurities on radiation damage in Zr-alloys // *Journal of Nuclear Materials*. 1993, v. 205, comple, p. 273–283.
- 31.G.J.C. Carpenter. Void formation in zirconium under irradiation in the high-voltage electron irradiation // *Radiation Effects*. 1973, v. 19, p. 189–190.
- 32.D. Faulkner, C.H. Woo. Void swelling in zirconium // *Journal of Nuclear Materials*. 1980, v. 90, N1-3, p. 307–316.
- 33.K.A. Jackson. The nucleation of dislocations loops from vacancies // *Philosophical Magazine*. 1962, v.7, N79, p. 1117–1127.

ЦИРКОНІЙ І ЦИРКОНІЄВІ СПЛАВИ. АТЛАС СТРУКТУР (ПОРИ В ЦИРКОНІЙ І ЦИРКОНІЄВИХ СПЛАВАХ)

Т.П. Черняєва, В.С. Красноруцький, В.М. Грицина

Проведено систематизацію й аналіз зведень, які відносяться до одного з радіаційних дефектів – вакансійних пір, що утворюються в цирконії і цирконієвих сплавах при реакторному опроміненні. Показано, що радіаційна пористість не є характерною складовою радіаційного ушкодження при використуванні на практиці режима експлуатації водоохолоджуємих реакторів, а також при умовах реакторних експериментів. Зустрічаються нечисленні уривчасті зведення щодо пір, виявлених у цирконії і цирконієвих сплавах після опромінення у реакторі. При цьому мова йде не про систему пір, як невід'ємної складовою радіаційного ушкодження, а про окремі пори або групу пір поблизу структурних дефектів (граніць зерен, деяких включеннях, дефектах упакування). Пори в цирконії і цирконієвих сплавах, опроміненні у реакторі, мають тенденцію до упорядкування і часто мають огранювання (вони ограновані гранями, паралельними $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ і (0001), при цьому грань, паралельна площині (0001), сама довга).

ZIRCONIUM AND ZIRCONIUM ALLOYS. STRUCTURE ATLAS (VOIDS IN ZIRCONIUM AND ZIRCONIUM ALLOYS)

T.P. Chernyayeva, V.S. Krasnorutskyy, V.M. Grytsyna

A classification and analysis of the data reported on one of the radiation-induced defects - vacancy voids growth in zirconium alloys, exposed to reactor radiation have been performed. The analyzed data indicate that the radiation-induced porosity is not a characteristic component of the radiation damage under current LWR reactor conditions and common reactor experiments. The data available on the voids observed in Zirconium and Zirconium alloys exposed to reactor irradiation are scanty and not numerous and they relate to individual voids or groups of voids located close to structural defects (grain boundaries, certain impurities, stacking defects) rather than a void system as integral part of the radiation damage. Pores in reactor irradiated Zirconium and Zirconium alloys tend to arrangement; they often have faceted structure (facets parallel to $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ and (0001), the facet parallel to (0001) being the longest).