

ФИЗИКА РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ЯВЛЕНИЙ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

УДК 621.039

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ Cr³⁺ НА МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ 08X18H10T ДУО, МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННОЙ НАНОПОРОШКОМ СИСТЕМЫ Y₂O₃-ZrO₂

С.В. Старостенко^{1,2}, В.Н. Воеводин^{1,2}, А.С. Кальченко¹,
А.Н. Великодный¹, М.А. Тихоновский¹

¹ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина;

²ХНУ им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина

E-mail: sergey_starostenko@mail.ru; тел. +380953276445

Исследовано распухание стали 08X18H10T, дисперсно-упрочненной оксидами (ДУО) (08X18H10T с 0,5 мас.% нанопорошка оксида состава 80 мол.% Y₂O₃-20 мол.% ZrO₂ (далее 08X18H10T_(Y₂O₃-ZrO₂))). Облучение проводилось ионами Cr³⁺ с энергией 1,8 МэВ при температурах 500...650 °С до доз облучения 50 и 100 смещений на атом (сна). Построены профили распределения пор по размерам и определены закономерности изменения микроструктуры от дозы и температуры облучения. Проведено сравнение параметров распухания стали 08X18H10T_(Y₂O₃-ZrO₂) с базовой сталью 08X18H10T и аналогичной ДУО сталью производства ВНИИНМ.

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные нержавеющие стали широко используются в качестве конструкционных материалов ядерной энергетики, обладающих высокой жаропрочностью, коррозионной стойкостью, технологичностью и др. [1]. Данный тип сталей используется во внутрикорпусных устройствах существующих реакторов на тепловых нейтронах [2], а также рассматривается в качестве конструкционных материалов в проектируемых ядерных системах 4-го поколения [3] и термоядерных установках [4]. Использование аустенитных сталей в перспективных ядерных системах возможно только при сохранении высоких физико-механических характеристик и повышении радиационной стойкости. Одним из путей увеличения указанных параметров является введение наноразмерных термодинамически стабильных оксидов в матрицу стали [5-8]. Повышение радиационной стойкости сталей было получено при модификации микроструктуры высокой концентрацией наноразмерных выделений оксидов Y₂O₃ [9], ZrO₂ [10] или более сложной системы Y_x(Ti,Zr)_yO_z [11], равномерно распределенных по матрице. Для этих целей используется метод механического легирования [12-14], поскольку классическими методами плавки не удается достичь равномерного распределения оксидов по всему объему стали.

При получении ДУО стали в ННЦ ХФТИ использовали порошок аустенитной стали 08X18H10T, который высокоэнергетичным механическим помолом «сплавляли» с 0,5 мас.% нанопорошка оксидов состава 80 мол.% Y₂O₃-20 мол.% ZrO₂ [15].

Порошок исходной стали состава (мас.%): Fe-67,51; Cr-18,0; Ni-10,76; Ti-0,63; Mn-1,63; Si-0,41; Cu-0,16 имел форму, близкую к равноосной, с размерами порошинок менее 300 мкм. Размер порошинок оксидов, определенный рентгеновским методом, соответствовал размерам областей когерентного рассеяния и составил 16,5 нм.

Помол смеси порошка стали с 0,5% порошка оксидов (80 мол.% Y₂O₃-20 мол.% ZrO₂) осуществлялся в среде аргона в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице (скорость вращения 480 об./мин) в течение 4 ч. Для помола использовались шары из стали ШХ15 различного диаметра. Полученный в процессе помола порошок состоял из агломерированных частиц, которые имели мультимодальное распределение по размерам. Механические обработки, начиная от прессования (компактирования) порошков и заканчивая прокаткой компактной заготовки, осуществляли при комнатной температуре и чередовали при этом с кратковременными отжигами в вакууме при 1200 °С. В итоге были получены ленты стали 08X18H10T_(Y₂O₃-ZrO₂) толщиной 200 мкм. На конечном этапе ленты отжигали при 1000 °С в течение 1 ч. В результате микроструктура ДУО стали представляла собой однородные мелкие зерна с высокой концентрацией наноксидов, равномерно распределенных в матрице стали.

Целью настоящей работы было изучение радиационной стойкости полученной ДУО стали при коммерческих необходимых дозах (50, 100 сна).

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследования использовалась лента стали 08X18H10T_(Y₂O₃-ZrO₂) с 0,5 мас.% нанопорошка оксида состава 80 мол.% Y₂O₃-20 мол.% ZrO₂. Из

ленты с помощью пуансона вырубывались образцы диаметром 3 мм. Для снятия поверхностного наклепанного слоя образцы механически полировались до получения визуально блестящей поверхности. Дальнейшая обработка осуществлялась электрополировкой в электролите состава: 80% C_2H_5OH –10% $HClO_4$ –10% $C_3H_8O_3$; параметры полировки: напряжение 70...75 В, ток 230...250 мА, длительность 30...40 с.

Облучение образцов проводилось на электростатическом ускорителе тяжелых ионов с внешним инжектором ЭСУВИ [16–17]. Образцы облучали ионами Cr^{3+} с энергией 1,8 МэВ в интервале температур 500...650 °С до повреждающих доз: 50 и 100 сна. Скорость создания смещений составила $3 \cdot 10^{-2}$ сна/с. Предельное давление в области источника поддерживалось на уровне $2 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст., в области ускоряющей трубки – $2 \cdot 10^{-6}$ мм рт. ст.

Облучение тяжелыми ионами создает в материале неоднородную микроструктуру, обусловленную поверхностными эффектами и влиянием имплантированных ионов хрома.

В настоящей работе для анализа выбирался слой, расположенный на глубине 100...200 нм от облучаемой поверхности. Для удаления материала с облученной стороны образца использовалась методика импульсной электрополировки, подробно описанная в работах [19, 20]. Окончательное утонение образцов до толщины ~ 100 нм проводили по методу стандартной струйной электрополировки [21, 22] в установке типа «Тепиро» со стороны необлученной поверхности. На облученную сторону образца наносился лак, который препятствовал растреванию облученной стороны. Условия электрополировки такие же, как и во время подготовки образца для облучения. После получения отверстия в образце полировка останавливалась. Образец извлекался из тefлонового держателя, промывался в спирте, а затем – в ацетоне до растворения защитной лаковой пленки. Далее промывка осуществлялась в обезвоженном этиловом спирте.

Электронно-микроскопические исследования структуры образцов выполнялись на электронных микроскопах JEM-100CX, JEM-2100.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Структура исходной стали 08X18H10T (Y_{2O_3} -ZrO₂) показана на рис. 1. Средний размер зерна составил 1,2 мкм (см. рис. 1,а). Равномерное распределение выделений по телу зерна показано на рис. 1,б и характерно для всей исследованной области образца; гистограмма распределения выделений по размерам – на рис. 1,в. Средний размер частиц оксидов составил 10 нм. Отметим, что около 90% всех оксидов не превышали размер 10 нм.

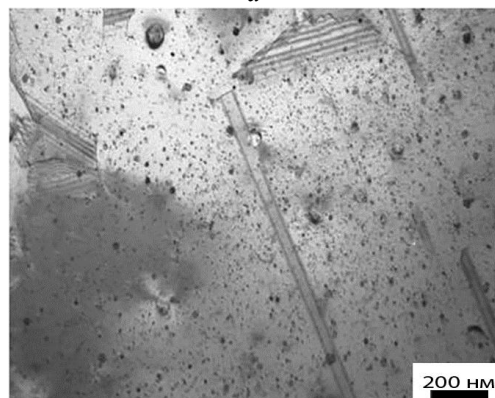
Методом энергодисперсионного анализа в [23] было установлено, что основная часть оксидов в исследуемой стали имеет химический состав $Y_2(Ti_{1-x}Zr_x)_2O_7$, однако присутствуют и другие оксиды. Наличие окислов другого состава возможно

обусловлено неполным растворением начальных оксидов во время механического помола.

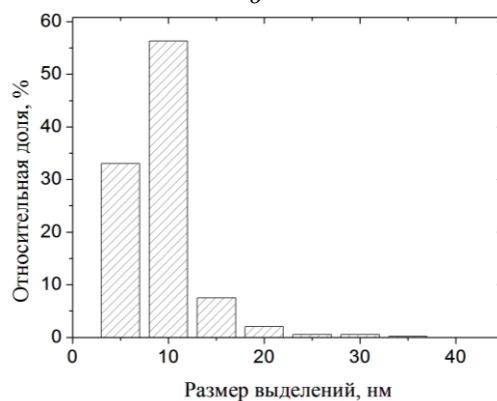
Основной объем исследований стали 08X18H10T (Y_{2O_3} -ZrO₂) выполнен при дозе облучения 50 сна. Такая доза эквивалентна повреждающей дозе, накапливающейся в материале внутрикорпусных устройств за весь плановый (30 лет) период эксплуатации реактора типа ВВЭР-1000 [24]. Отдельные эксперименты были проведены при дозе облучения 100 сна.



а



б



в

Рис. 1. Микроструктура стали 08X18H10T (Y_{2O_3} -ZrO₂) (а); выделения оксидов в стали (б); гистограмма распределения оксидных выделений по размерам (в)

Установив реперную точку повреждений в 50 сна, образцы стали 08X18H10T (Y_{2O_3} -ZrO₂) облучали в интервале температур 500...650 °С, так как максимальная величина распухания для базовой стали 08X18H10T при дозе облучения 50 сна наблюдается при 615 °С [8].

Микроструктура облученной стали 08X18H10T_(Y2O3-ZrO2) показана на рис. 2. В исследованном интервале температур наблюдается образование пористой структуры. С увеличением температуры облучения растет размер пор при одновременном снижении их концентрации.

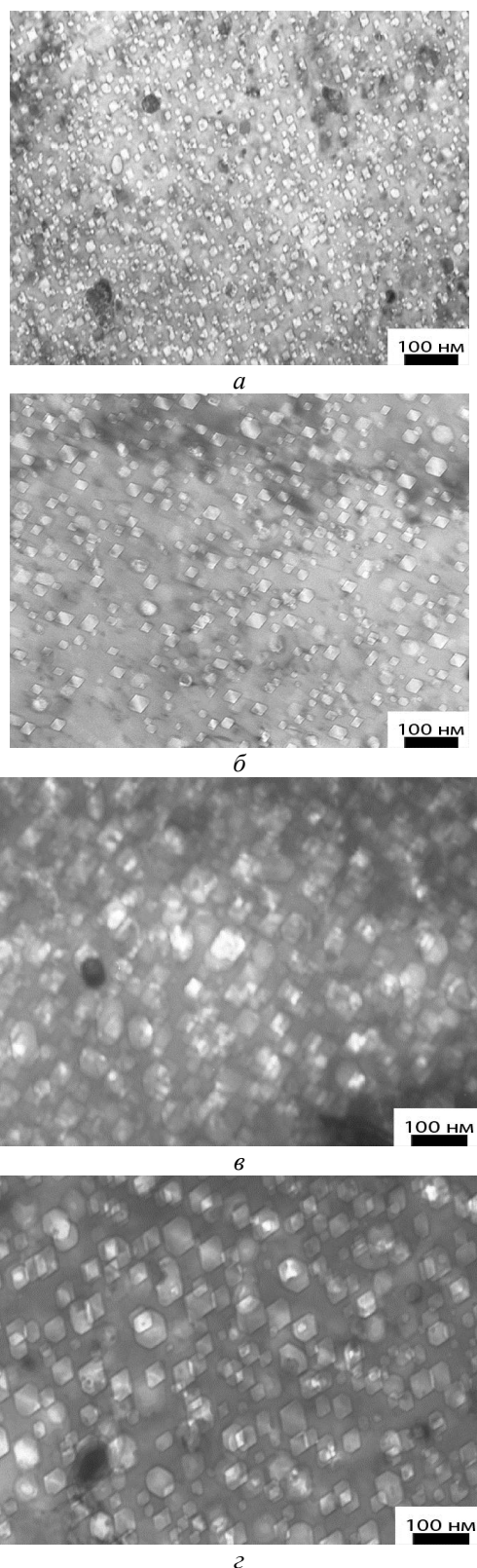


Рис. 2. Микроструктуры стали 08X18H10T_(Y2O3-ZrO2), облученной до дозы 50 сна ($E = 1,8 \text{ МэВ } Cr^{3+}$) при $T_{обл}$, °C: а – 500; б – 550; в – 600; з – 650

Температурные зависимости распределения пор по размерам и концентрации были построены по результатам обработки электронно-микроскопических снимков для стали 08X18H10T_(Y2O3-ZrO2), стандартной стали 08X18H10T и ДУО стали производства ВНИИНМ. Эти зависимости, полученные при дозах облучения 50 и 100 сна, приведены на рис. 3.

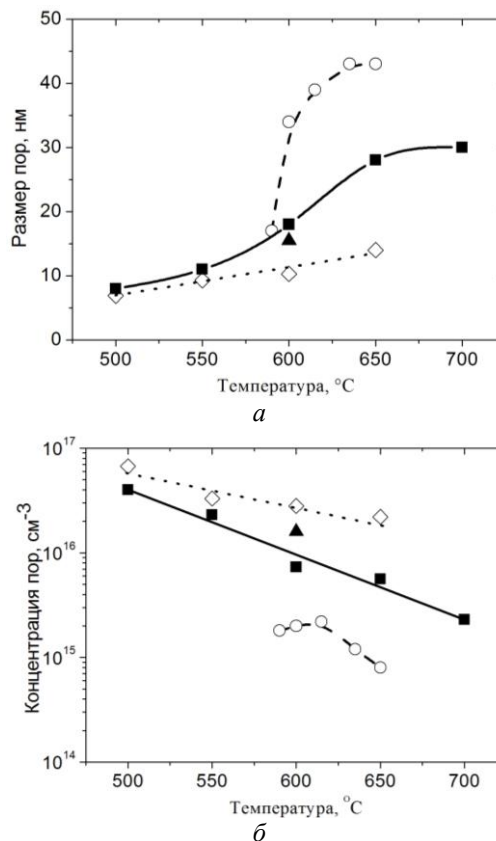


Рис. 3. Температурные зависимости размера (а) и концентрации (б) пор в различных аустенитных сталях при дозах облучения 50 и 100 сна (облучение ионами Cr^{3+} с энергией $E = 1,8 \text{ МэВ}$): \diamond – 08X18H10T_(Y2O3-ZrO2), 50 сна (настоящая работа); \circ – 08X18H10T, 50 сна [8]; \blacktriangle – 08X18H10T_(Y2O3-ZrO2), 100 сна (настоящая работа); \blacksquare – 08X18H10T ДУО (ВНИИНМ), 100 сна [8]

Используя экспериментально определенные параметры пористости, рассчитали величину распухания S по формуле [25]:

$$S = \frac{\pi \sum_{i=1}^N d_i^3}{6 \cdot A \cdot h} \cdot 100\%,$$

$$1 - \frac{\pi \sum_{i=1}^N d_i^3}{6 \cdot A \cdot h}$$

где d_i – диаметр i -й поры; N – количество пор на снимке; A – площадь снимка, с которого производились расчеты; h – толщина фольги исследуемого образца.

При расчете величины S источниками ошибок были неточности в определении увеличения (2%), толщины образца (10%) и диаметра пор (5%). Суммарная погрешность в определении распухания

составила ~20%. Зависимость распухания от температуры облучения приведена на рис. 4.

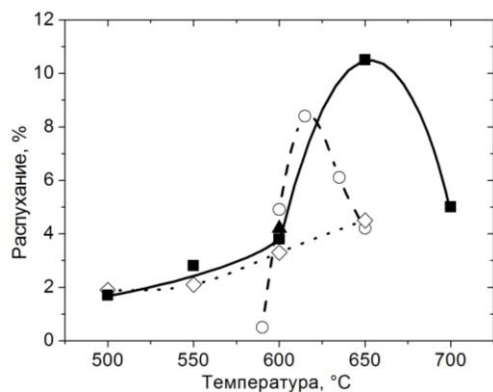


Рис. 4. Температурные зависимости распухания различных аустенитных сталей при разных дозах облучения ионами Cr^{3+} ($E = 1,8$ МэВ):
 -◇- - 08X18H10T($Y_2O_3-ZrO_2$), 50 сна (настоящая работа);
 ---○--- - 08X18H10T, 50 сна [8];
 ▲ - 08X18H10T($Y_2O_3-ZrO_2$), 100 сна (настоящая работа);
 -■- - 08X18H10T ДУО (ВНИИНМ), 100 сна [8]

Анализ данных (см. рис. 3, 4) для стали 08X18H10T($Y_2O_3-ZrO_2$) показал, что при температуре облучения 500 °C средний размер пор составил 6,9 нм, концентрация пор – $6,7 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$. При такой пористости распухание составило 1,9%. Повышение температуры облучения до 550 °C привело к увеличению среднего размера пор до ~9 нм и уменьшению концентрации пор до $3,3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$. Распухание в этом случае составило 2,1%. Исследование поврежденной структуры стали при 600 °C показало, что средний диаметр пор в этом случае ~10 нм, концентрация – $2,8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, распухание – 3,3%. При температуре облучения 650 °C средний размер пор составил 14 нм, концентрация – $2,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, а распухание – 4,5%. Кривая распухания для стали 08X18H10T($Y_2O_3-ZrO_2$), облученной до 50 сна, имеет пологий вид во всем температурном диапазоне.

В базовой стали 08X18H10T при этой дозе имеется пик распухания при $T_{\text{обл}} = 615$ °C, который вызван увеличением диаметра (от 17 до 42 нм) в узком диапазоне температур 600...650 °C (см. рис. 3). В стали 08X18H10T($Y_2O_3-ZrO_2$), во-первых, размер пор значительно меньше, во-вторых, он слабо меняется в исследуемом температурном интервале (см. рис. 3,а).

Концентрация пор в стали 08X18H10T($Y_2O_3-ZrO_2$) существенно выше ($(2,2...6,7) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$) по сравнению с базовой сталью ($(8 \cdot 10^{14}...1,8 \cdot 10^{15}) \text{ см}^{-3}$). Тем не менее, несмотря на более высокую концентрацию пор, посредством уменьшения их размера получено снижение распухания.

Следует отметить, что концентрация пор в облученной до дозы 50 сна стали 08X18H10T($Y_2O_3-ZrO_2$) на порядок выше, чем концентрация оксидных включений.

Наблюдаемые особенности развития пористости в ДУО стали обусловлены присутствием наноразмерных выделений, которые являются

стоками точечных дефектов (междоузлий и вакансий) и, таким образом, подавляют рост пор в матрице материала и, соответственно, уровень распухания в целом [9–11].

Кроме того, дополнительными факторами, влияющими на развитие пористости, могут быть области высокой концентрации напряжений, как вероятные места зарождения пор. Ранее показано [23], что в исследованной стали 08X18H10T($Y_2O_3-ZrO_2$) оксидные включения имеют ограниченную форму (типа кубиков). При этом на некотором расстоянии от вершин кубиков наблюдаются зоны высокой концентрации напряжений (рис. 5).

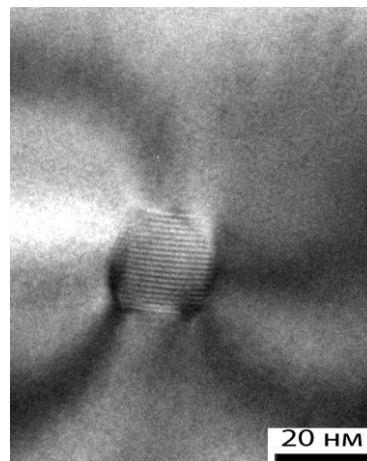


Рис. 5. Локальные напряжения вблизи выделения

Зарождение пор в таких местах может объяснить повышенную, по сравнению с концентрацией оксидных включений, концентрацию пор в облученном материале. Не исключено, что действуют оба механизма зарождения пор – на межфазных границах и в местах высокой локальной деформации матрицы.

Для сравнения на рис. 3–5 приведены данные по облучению стали 08X18H10T ДУО производства ВНИИНМ, механически легированной только наноксидами чистого Y_2O_3 (температура облучения 600 °C, доза – 100 сна). Существенных различий в параметрах пористости для сталей дисперсно-упрочненных наноксидами разного состава не обнаружено.

После облучения во всей исследованной области температур в микроструктуре образцов присутствовали выделения оксидов, что свидетельствует об их значительной термической и радиационной стабильности. Однако определить концентрацию оксидных выделений в облученных образцах достаточно сложно из-за высокой концентрации пор.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано распухание стали 08X18H10T ДУО (08X18H10T с 0,5 мас.% нанопорошка оксида состава 80 мол.% Y_2O_3 –20 мол.% ZrO_2) и облученной ионами Cr^{3+} с энергией 1,8 МэВ при температурах 500...650 °C до доз 50 и 100 сна. Определены закономерности изменения микроструктуры от дозы и температуры облучения.

Установлено, что распухание ДУО стали в исследованном интервале температур облучения не превышает 5%, что ниже, чем в базовой стали (более 8%). Кривая распухания стали 08X18H10T ($Y_2O_3-ZrO_2$), облученной до 50 сна, не имеет экстремумов во всем температурном диапазоне облучений.

Проведено сравнение параметров распухания с базовой сталью 08X18H10T и аналогичной ДУО стальной производств ВНИИИМ. Существенных различий в параметрах пористости для сталей, дисперсно-упрочненных наноксидами разного состава, не обнаружено.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. R.L. Klueh and A.T. Lelson. Ferritic/Martensitic Steels for Next-Generation Reactors // *J. Nucl. Mater.* 2007, v. 371(1-3), p. 37-52.
2. А.С. Кальченко, В.В. Брык, В.Н. Воеводин, Н.П. Лазарев. Прогнозирование радиационного распухания выгородки реактора ВВЭР-1000 на период эксплуатации 30–60 лет // *Ядер. фізика та енергетика*. 2011, №1, с. 69-77.
3. K.L. Murty, I. Charit. Structural materials for Gen-IV nuclear reactors: Challenges and opportunities // *J. Nucl. Mater.* 2008, v. 383, p. 189-195.
4. A.F. Rowcliffe, S.J. Zinkle, J.F. Stubbins, D.J. Edwards, D.J. Alexander. Austenitic stainless steels and high strength copper alloys for fusion components // *J. Nucl. Mater.* 1998, v. 258-263, p. 183-192.
5. H. Sakasegawa, F. Legendre, L. Boulanger, M. Brocq, L. Chaffron, T. Cozzika, J. Malaplate, J. Henry, Y. de Carlan. Stability of non-stoichiometric clusters in the MA957 ODS ferritic alloy // *J. Nucl. Mater.* 2011, v. 417, p. 229-232.
6. A. Ramar, N. Baluc, R. Schaublin. On the lattice coherency of oxide particles dispersed in EUROFER97 // *J. Nucl. Mater.* 2009, v. 386-388, p. 515-519.
7. C. Liu, C. Yu, N. Hashimoto, S. Ohnuki, M. Ando, K. Shiba, S. Jitsukaw. Microstructure and microhardness of ODS steels after ion irradiation // *J. Nucl. Mater.* 2011, v. 417, p. 270-273.
8. В.В. Брык, В.Н. Воеводин, А.С. Кальченко, В.В. Мельниченко, И.М. Неклюдов, В.С. Агеев, А.А. Никитина. Распухание дисперсно-упрочненной оксидами иттрия стали 0X18H10T, облученной тяжелыми ионами // *ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2013, № 2(84), с. 23-30.
9. A. Zeybek, S. Pirfo Barroso, K.B. Chong, L. Edwards, M.E. Fitzpatrick. Incorporation of Y_2O_3 particles into 410L Stainless Steel by a Powder Metallurgy Route // *J. Eng. Mater. Perf.* 2014, v. 23, p. 2120-2130.
10. Masami Taguchi, Hidehiko Sumitomo, Ryo Ishibashi, Yasuhisa Aono. Effect of Zirconium Oxide Addition on Mechanical Properties in Ultrafine Grained Ferritic Stainless Steels // *Materials Transactions*. 2008, v. 49, N 6, p. 1303-1310.
11. S. Noh, B.-K. Choi, S.H. Kang, T.K. Kim. Influence of mechanical alloying atmospheres on the microstructures and mechanical properties of 15Cr ODS steels // *Nucl. Eng. Tech.* 2014, v. 46, p. 857-862.
12. S. Ukai, M. Harada, H. Okada. Alloying design of oxide dispersion strengthened ferritic steel for long life FBRs core materials // *J. Nucl. Mater.* 1993, v. 204, p. 65-73.
13. V.V. Sagaradze, V.I. Shalaev, V.L. Arbuzov, B.N. Goshchitskii, Yun Tian, Wan Qun, Sun Jiguang. Radiation resistance and thermal creep of ODS ferritic steels // *J. Nucl. Mater.* 2001, v. 295, p. 265-272.
14. C. Cayron, E. Rath, I. Chu, S. Launois. Microstructural evolution of Y_2O_3 and $MgAl_2O_4$ ODS EUROFER steels during their elaboration by mechanical milling and hot isostatic pressing // *J. Nucl. Mater.* 2004, v. 335, p. 83-102.
15. A.N. Velikodnyi, V.N. Voyevodin, M.A. Tikhonovsky, V.V. Bryk, A.S. Kalchenko, S.V. Starostenko, I.V. Kolodiy, V.S. Okovit, A.M. Bovda, L.V. Onischenko, G.Ye. Storogilov. Structure and properties of austenitic ODS steel 08Cr18Ni10Ti // *PAST. Series "Physics of Radiation Effect and Radiation Materials Science"*. 2014, N 4, p. 94-102.
16. В.Ф. Зеленский и др. Материаловедческий ускоритель тяжелых ионов для моделирования реакторных повреждений // *ВАНТ. Серия «Общие ядерные исследования»*. 1980, в. 2(12), с. 20-23.
17. А.В. Пермяков, В.В. Мельниченко, В.В. Брык, В.Н. Воеводин, Ю.Э. Куприянова // *ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2014, №2, с. 180-186.
18. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Т.П. Черняева. *Радиационные дефекты и распухание металлов*. Киев: «Наукова думка», 1988.
19. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Б.В. Матвиенко и др. Некоторые вопросы методики изучения радиационного распухания металлов // *Труды Конференции по реакторному материаловедению*. М., 1978, т. 2, с. 3-19.
20. О.В. Бородин, В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов, П.В. Платонов. Влияние элементов внедрения на зарождение и эволюцию дефектной структуры при облучении тяжелыми ионами сплавов Fe-12Cr // *ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1989, №3(50), с. 39-43.
21. П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пешли, М. Уэлан. *Электронная микроскопия тонких кристаллов*. М.: «Мир», 1968, 576 с.
22. Л.В. Барханова, Э.Л. Дёмина. *Металлографическое травление металлов и сплавов*. М.: «Металлургия», 1986, 35 с.
23. С.В. Старостенко, В.М. Воеводин, М.А. Тихоновский, М.І. Даніленко, О.С. Кальченко, О.М. Великодний, Н.Ф. Андрієвська. Мікρο-структура аустенітної сталі 08X18H10T, механічно легованої наноксидами системи $Y_2O_3-ZrO_2$ // *ФХММ*. 2015. т. 51, №6, с.70-74.
24. А.С. Кальченко, В.В. Брык, В.Н. Воеводин, Н.П. Лазарев. Моделирование распухания стали X18H10T в имитационных и реакторных условиях // *ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2009, №4-2, с. 131-139.

25. О.В. Бородин, В.В. Брык, А.С. Кальченко, В.В. Мельниченко. Влияние 5% холодной деформации на поведение стали X18H10T при ионном облучении // ВАИТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». 2011, №4(74), с. 9-13.

Статья поступила в редакцию 13.04.2016 г.

ВПЛИВ ОПРОМІНЕННЯ ВАЖКИМИ ІОНАМИ Cr^{3+} НА МІКРОСТРУКТУРУ СТАЛІ 08X18H10T ДЗО, МЕХАНІЧНО ЛЕГОВАНОЇ НАНОПОРОШКАМИ СИСТЕМИ $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$

С.В. Старостенко, В.М. Воеводін, О.С. Кальченко, О.М. Великодний, М.А. Тихоновський

Досліджено розпухання сталі 08X18H10T, дисперсно-зміцненої оксидами (ДЗО) (08X18H10T з 0,5 мас.% нанопорошка оксидів складу 80 мол.% $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-}20$ мол.% ZrO_2) (далі 08X18H10T_($\text{Y}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$)). Опромінення проводилося іонами Cr^{3+} з енергією 1,8 МеВ при температурах 500...650 °С до доз опромінення 50, 100 зміщень на атом (зна). Побудовані профілі розподілу пор за розмірами і визначені закономірності зміни мікроструктури від дози і температури опромінення. Проведено порівняння параметрів розпухання сталі 08X18H10T_($\text{Y}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$) з базовою сталлю 08X18H10T і аналогічною ДУО сталлю виробництва ВНДІНМ.

INFLUENCE OF IRRADIATION BY HEAVY IONS OF Cr^{3+} ON MICROSTRUCTURE 08Cr18Ni10Ti ODS, MECHANICALLY ALLOYED BY NANOPOWDER SYSTEM $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$

S.V. Starostenko, V.N. Voyevodin, A.S. Kalchenko, A.N. Velikodnyi, M.A. Tikhonovsky

Swelling of steel 08Cr18Ni10Ti dispersion strengthened by oxides (08Cr18Ni10Ti with 0.5 wt.% oxide nanopowder of composition 80 mol.% $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-}20$ mol.% ZrO_2) was investigated. Irradiation was performed with ions of Cr^{3+} with energy of 1.8 MeV at temperatures from 500 to 650 °C up to doses of 50, 100 displacements per atom (dpa). Profiles of the voids size were plotted; changes of microstructure in dependence on dose and temperature of irradiation were determined. Comparison of the parameters of the swelling was made with the base steel 08Cr18Ni10Ti and the same ODS steel produced by VNIINM.