

РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ЭФФЕКТЫ, НАБЛЮДАЕМЫЕ В СТАЛЯХ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР-1000 В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ, ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО ОТЖИГА И ПОВТОРНОГО УСКОРЕННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, О.О. Забусов, С.В. Федотова, К.Е. Приходько, А.С. Фролов, Д.А. Мальцев, М.А.Салтыков
НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва



В работе высокоразрешающими методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии, а также сканирующей оже-электронной спектроскопии проведены исследования эволюции радиационно-индуцированных элементов структуры и уровня зернограницных сегрегаций в металле сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации, восстановительного отжига и повторного ускоренного облучения.

Установлен уровень зернограницных сегрегаций в различных состояниях, а также зависимость плотности радиационных дефектов и радиационно-индуцированных преципитатов от флюенса и флакса быстрых нейтронов. Показано, что структурные радиационно-индуцированные эффекты коррелируют с результатами механических испытаний.

Ключевые слова: стали корпусов реакторов, радиационное охрупчивание, радиационно-индуцированные преципитаты, радиационные дефекты, зернограницные сегрегации, восстановительный отжиг.

Key words: reactor pressure vessel steels, radiation embrittlement, radiation-induced precipitates, radiation defects, grain-boundary segregations, recovery annealing.

Длительная эксплуатация в условиях повышенной температуры и облучения приводит к деградации свойств материалов корпусов реакторов, выражающейся в сдвиге критической температуры хрупкости [1]. Многочисленные исследования показали, что степень радиационного охрупчивания зависит от химического состава. Так, для материалов корпусов реакторов ВВЭР-440 ответственными за радиационное охрупчивание являются примесные элементы – медь и фосфор, а в более чистых по примесям материалах корпусов ВВЭР-1000 на радиационное ох-

© *Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, О.О. Забусов, С.В. Федотова, К.Е. Приходько, А.С. Фролов, Д.А. Мальцев, М.А.Салтыков, 2011*

рупчивание влияют как остаточное содержание фосфора, так и легирующие элементы (в основном, никель, а также марганец и кремний) [1–3]. Влияние никеля заключается в том, что он, входя в состав образуемых в процессе эксплуатации радиационно-индуцированных преципитатов, приводит, наряду с радиационными дефектами, к радиационному упрочнению материала, а также усиливает зернограничные сегрегации примесей (способствует развитию обратимой отпускной хрупкости) [3, 4]. При этом для некоторых корпусов ВВЭР-1000 со сверхвысоким содержанием никеля (более 1,7%) в металлах сварных швов (что и определяет их лимитирующее влияние на срок службы корпуса и установки в целом) наблюдается высокий темп радиационного охрупчивания, который может привести к недоработке проектного ресурса энергоблока. В такой ситуации единственной возможностью продления срока службы корпуса является проведение восстановительного отжига металла сварных швов, подверженных наибольшему радиационному охрупчиванию. Для оценки ресурса отожженных корпусов необходимо проведение в короткие сроки исследований материалов, отожженных и повторно облученных, что можно осуществить только по результатам ускоренного облучения.

Поскольку, как указано выше, темп и величина радиационного охрупчивания определяются структурными изменениями, в данной работе проведены исследования эволюции радиационно-индуцированных элементов структуры металла сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000 (со сверхвысоким содержанием никеля), продемонстрировавшие высокий темп радиационного охрупчивания в процессе эксплуатации, восстановительного отжига и повторного ускоренного облучения.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материалов для исследования выбраны металлы сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000 со сверхвысоким содержанием никеля, подверженные высокому темпу радиационного охрупчивания. Химический состав исследованных металлов сварных швов (МШ) первого блока Балаковской АЭС и первого блока Калининской АЭС приведен в табл. 1.

Первично облученные образцы представляют собой образцы-свидетели (ОС) третьих лучевых комплектов корпусов ВВЭР-1000. Восстановительный отжиг про-

Таблица 1

Химический состав исследованных материалов

Элемент	МШ Св-10ХГНМАА	
	Балаковская АЭС, блок 1	Калининская АЭС, блок 1
C	0,06	0,04
Si	0,33	0,28
Mn	0,99	0,98
Cr	1,74	1,71
Ni	1,89	1,76
Mo	0,67	0,66
Cu	0,03	0,04
S	0,019	0,006
P	0,011	0,010
V	0,01	–

водили по разработанному в НИЦ «Курчатовский институт» режиму при температуре 565°C [5]. На повторное после отжига ускоренное облучение в каналы исследовательского реактора ИР-8 устанавливались половинки испытанных образцов-свидетелей тех же комплектов. Параметры облучения представлены в табл. 2.

Трансмиссионные электронно-микроскопические исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Titan 80-300 (FEI, США) при ускоряющем напряжении 300 кВ. При определении плотности радиационных дефектов и преципитатов измеряли толщину образца на исследуемом участке с использованием метода дифракции электронов в сходящемся пучке [6]. При этом относительная погрешность измерений не хуже 10–15%. Визуализация химических элементов при проведении микроструктурных исследований проводилась с использованием фильтрованных по энергии ПЭМ-изображений, которые получались при помощи спектрометра энергетических потерь электронов GIF-2001 (Gatan, США) трехконным методом вблизи соответствующих краев поглощения элементов.

Таблица 2

Параметры облучения образцов

Материал	$F, 10^{22} \text{ м}^{-2}$	$T, ^\circ\text{C}$	$\phi, (\times 10^{14}) \text{ с}^{-1} \text{ м}^{-2}$
Первичное облучение образцов-свидетелей размером $10 \times 10 \times 55 \text{ мм}^3$			
Балаковская АЭС-1	34,4	295	2–4
Калининская АЭС-1	44,3	295	2–4
	28,8	289	206
Повторное после отжига облучение малоразмерных образцов $5 \times 5 \times 27,5 \text{ мм}^3$ (изготовлены из образцов-свидетелей)			
Балаковская АЭС-1	50,0		1760
	28,5	289	206
Калининская АЭС-1	28,8		206

Фрактографическим исследованиям подвергали половинки испытанных на ударный изгиб образцов. Поверхности разрушения исследовали на растровом электронном микроскопе Supra-40 VP (Zeiss, Германия) и рентгеновском микроанализаторе SXR-50 в радиоактивном исполнении (Сатеса, Франция), установленном в защитной камере. Долю участков с различным типом разрушения в общей поверхности излома после испытаний при различных температурах оценивали методом Глаголева [7]. Относительная погрешность определения доли хрупкого разрушения в поверхностях разрушения образцов при фрактографических исследованиях не хуже 10–15%.

Исследование уровня межзеренных сегрегаций фосфора проводилось на оже-электронном спектрометре PHI 700 (ULVAC-PHI, Япония), позволяющем получать изображения исследуемой поверхности и спектры с выбранных участков поверхности с разрешением не хуже 10 нм. Большая часть измерений производилась при энергии пучка первичных электронов 10 кэВ и токе мишени 10 нА, что позволяет сравнивать полученные пики с атласом стандартных спектров для последующего количественного анализа. Исследование мелких преципитатов (несколько десятков нанометров) производилось при энергии пучка 20 кэВ и токе мишени 3 нА для достижения максимального разрешения при достаточной интенсивности пиков.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

В таблице 3 представлены результаты электронно-микроскопических исследований образцов металла сварных швов первых блоков Балаковской и Калининской АЭС.

Полученные результаты выявляют следующие особенности радиационно-индуцированных изменений структуры металла сварных швов ВВЭР-1000 под действием первичного облучения, восстановительного отжига и повторного ускоренного облучения.

Облучение корпусных сталей ВВЭР-1000 приводит к образованию радиационных дефектов и округлых преципитатов размерами 3–5 нм, распределенных гомогенно в объеме зерен металла (рис. 1). По данным атомно-зондовой томографии [8] преципитаты в сталях ВВЭР-1000 обогащены никелем, марганцем и кремнием в металле сварного шва и никелем и кремнием – в основном металле, что также видно из рис. 2. При этом стоит отметить основное отличие в эволюции тонкой структуры материалов корпусов ВВЭР-1000 и ВВЭР-440. Предполагают [9], что под облучением образование преципитатов может происходить по радиационно-ускоренному и радиационно-индуцированному механизмам. В первом случае процесс возникает в пересыщенных твердых растворах и усиливается под облучением, во втором – возможно образование кластеров элементов, концентрация которых ниже предела растворимости только за счет облучения. Так, в случае ВВЭР-440 по радиационно-ускоренному механизму образуются преципитаты,

Таблица 3

Результаты электронно-микроскопических исследований МШ ВВЭР-1000

Состояние	$N_{\text{петель}} \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$	$\langle d \rangle_{\text{петель}} \text{ нм}$	$N_{\text{прец}} \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$	$\langle d \rangle_{\text{прец}} \text{ нм}$
Балаковская АЭС, блок 1				
Первичное облучение $F = 34,4 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$ $\varphi = (2-4) \times 10^{14} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-1}$	5–6	3–4	80–100	3–4
Восстановительный отжиг	–	–	1–2	11–13
Повторное ускоренное облучение $F = 50,0 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$ $\varphi = 1706 \times 10^{14} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-1}$	6–7	5–6	50–60	4–5
Повторное ускоренное облучение $F = 28,5 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$ $\varphi = 206 \times 10^{14} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-1}$	2–3	4–5	20–30	2–3
Калининская АЭС, блок 1				
Первичное облучение $F = 24,0 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$	3–4	3–4	50–70	2–3
Восстановительный отжиг	–	–	1–2	10–12
Повторное ускоренное облучение $F = 28,8 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$	2–3	4–5	15–25	2–3
Первичное ускоренное облучение $F = 28,8 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$ $\varphi = 206 \times 10^{14} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-1}$	2–3	4–5	40–50	2–3

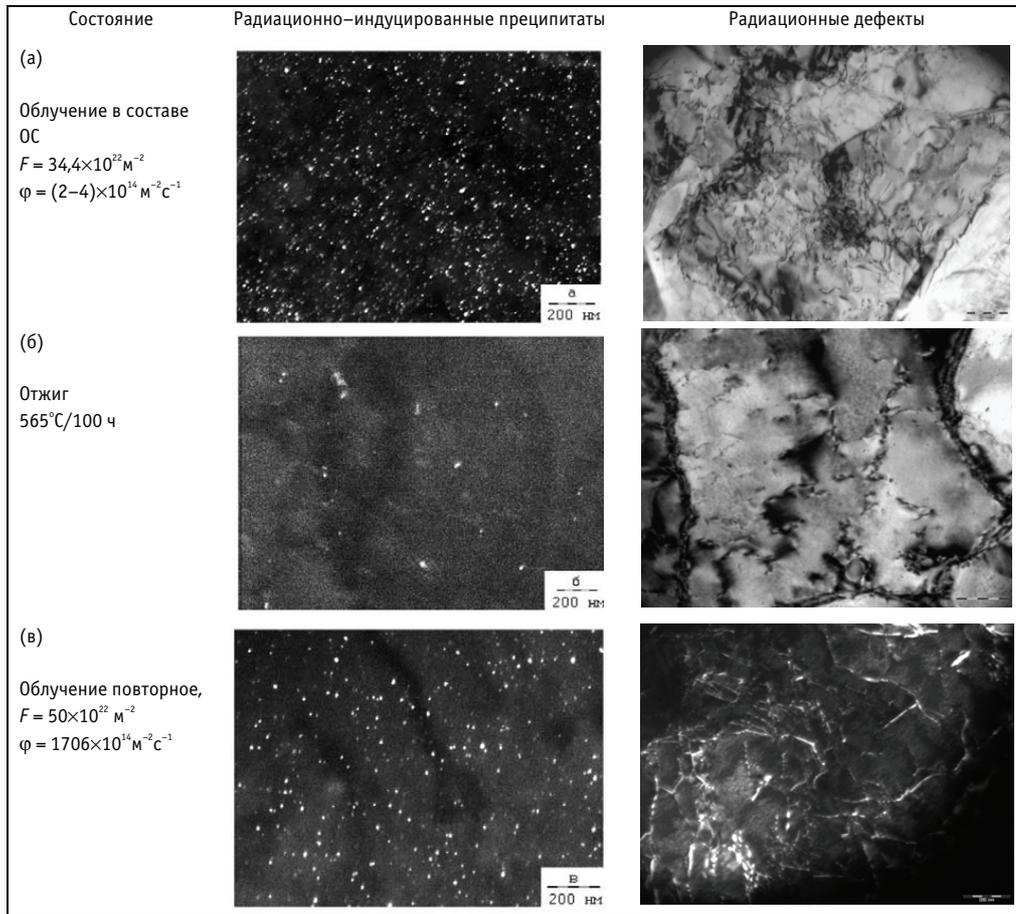


Рис. 1. Электронно-микроскопические темнопольные изображения радиационно-индуцированных преципитатов и радиационных дефектов на примере металла сварного шва Балаковской АЭС-1 при первичном облучении (а), восстановительном отжиге (б), повторном ускоренном облучении (в)

обогащенные медью (примесным элементом) при ее концентрации выше предела растворимости (более 0,1%), по мере облучения происходит исчерпание матричного содержания меди и снижение плотности радиационно-индуцированных преципитатов при росте их средних размеров [2]. В материалах ВВЭР-1000 образу-

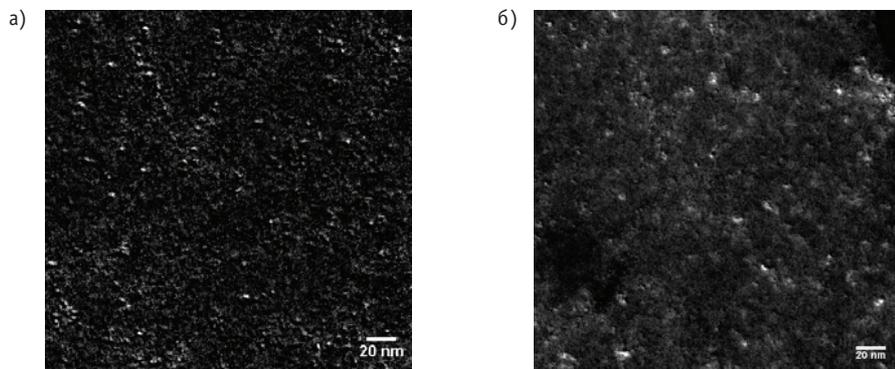


Рис. 2. Карта распределения никеля (а) и марганца (б) в металле сварного шва ВВЭР-1000 после облучения (фильтрованное ПЭМ-изображение)

ются преципитаты, обогащенные никелем и марганцем – легирующими элементами, концентрация которых значительно ниже предела растворимости, и формирование их происходит по радиационно-индуцированному механизму, поэтому и истощения их матричного содержания по мере облучения не происходит, что приводит к монотонному росту плотности радиационно-индуцированных преципитатов [3].

При восстановительном отжиге происходит практически полное исчезновение дислокационных петель и существенное растворение радиационно-индуцированных преципитатов (плотность данных преципитатов уменьшается примерно в 50 раз). При этом растворение одних преципитатов сопровождается увеличением размеров других, оставшихся нерастворенными.

Повторное после восстановительного отжига ускоренное облучение вновь приводит к появлению радиационно-индуцированных структурных составляющих – дислокационных петель и радиационно-индуцированных преципитатов. Однако если плотность и размеры вновь образовавшихся при повторном ускоренном облучении дислокационных петель такая же, как при первичном облучении с теми же флюенсом и флаксом, то плотность образовавшихся преципитатов ниже, чем при первичном облучении при примерно равных значениях их размеров.

Совокупное отличие размеров и плотностей радиационно-индуцированных элементов структуры при повторном после восстановительного отжига ускоренном облучении по сравнению с аналогичными параметрами после первичного облучения обуславливает более низкий темп радиационного охрупчивания исследованного сварного шва ВВЭР-1000.

При этом, как отмечалось ранее, необходимо иметь в виду, что повторное облучение проводилось при плотности потока быстрых нейтронов в ~400 раз превышающей плотность потока быстрых нейтронов при первичном облучении, что требует учета так называемого «эффекта флакса». Это отчетливо видно при сравнении результатов облучения в составе корпуса реактора и ускоренного облучения металла сварного шва Калининской АЭС: при примерно равном флюенсе быстрых нейтронов плотность радиационно-индуцированных преципитатов после ускоренного облучения ниже (табл. 3).

ПЭМ-исследования обнаружили обогащение границ зерен фосфором (рис. 3).

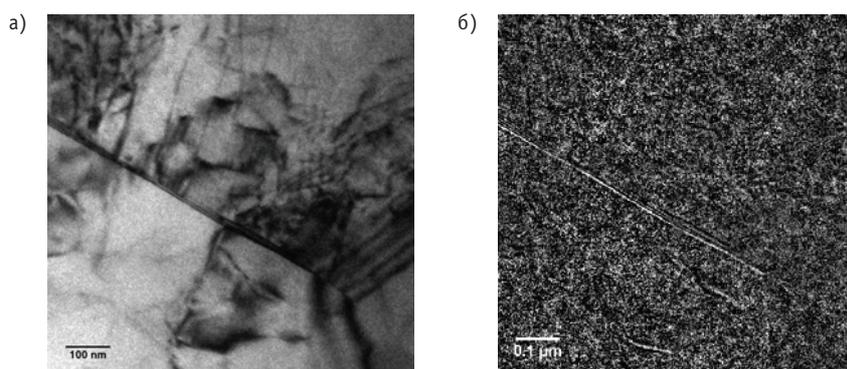


Рис. 3. Большеугольная граница зерна: а) – светлопольное изображение; б) – карта распределения фосфора (фильтрованное ПЭМ-изображение)

ИССЛЕДОВАНИЯ МЕЖЗЕРЕННЫХ СЕГРЕГАЦИЙ ФОСФОРА

Стали с о.ц.к.-решеткой подвержены обратимой отпускной хрупкости, которая обусловлена сегрегацией на границы зерен примесей (прежде всего фосфора) и определяется термодинамическими и диффузионными параметрами. Принято считать, что радиационно-стимулированная диффузия фосфора и большая длительность процесса облучения приводят к тому, что образование подобных сегрегаций наблюдается при более низких температурах, чем это характерно для развития обратимой отпускной хрупкости в сталях без облучения, а именно, при рабочих температурах корпусов реакторов (~290–300°C) [10, 11].

При исследованиях об охрупчивании по механизму образования сегрегаций примесей на границах зерен под облучением судили как по результатам прямых исследований сегрегаций (оже-электронная спектроскопия), так и по доле хрупкого межзеренного разрушения в изломах образцов, которое является проявлением зернограницных сегрегаций примесей.

На рисунке 4 представлены оже-спектры поверхности межзеренного разрушения, на которых обнаружено обогащение фосфором.

На рисунке 5 представлены частотные гистограммы содержания фосфора на границах зерен металла сварного шва в исходном состоянии – после длительной термической выдержки в составе термокомплектов ОС и облученном – в составе лучевых комплектов ОС, позволяющие определить сравнительный уровень зернограницных сегрегаций фосфора.

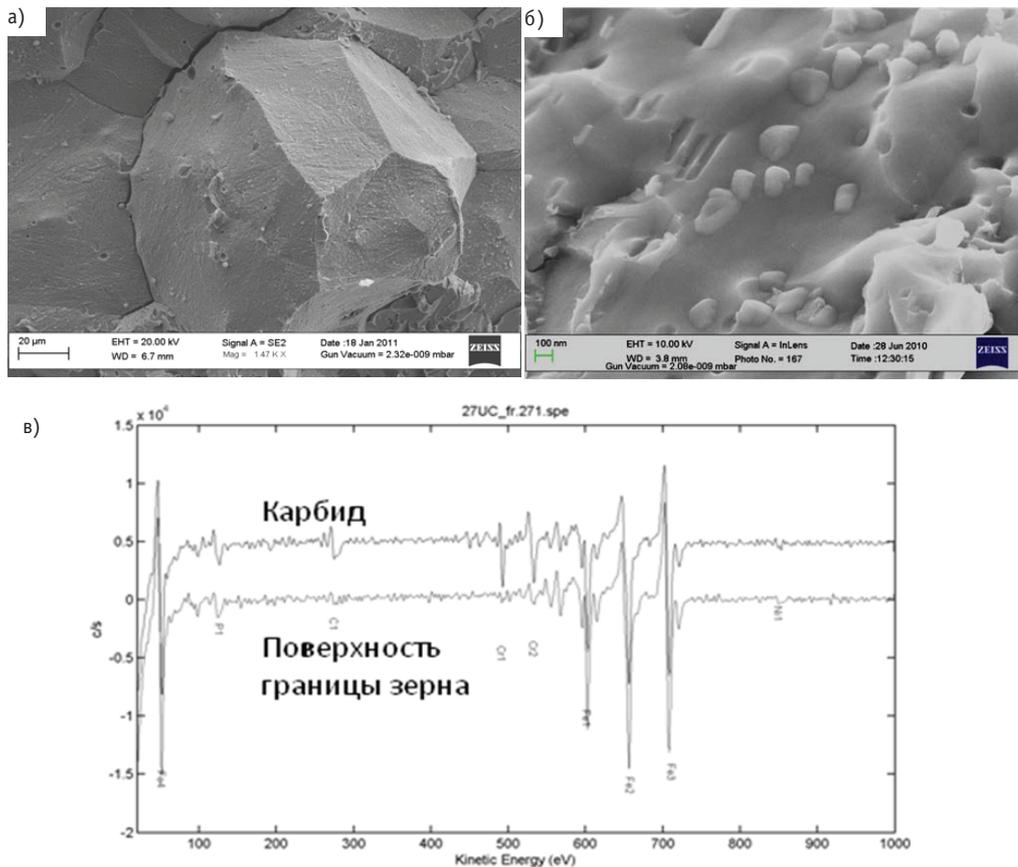


Рис. 4. Характерный участок хрупкого межзеренного разрушения образцов корпусной стали а) – $\times 1500$; б) – $\times 100000$; в) – оже-спектры поверхности межзеренного разрушения

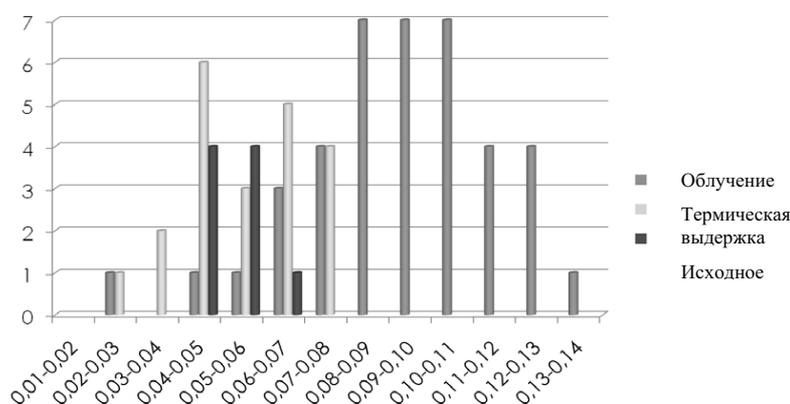


Рис. 5. Распределение результатов измерения относительной интенсивности пиков фосфора (I_P/I_{Fe}) на границах зерен МШ в исходном состоянии (после длительной термической выдержки) и облученном

Представленные на рис. 5 результаты показывают для исследованных образцов увеличение уровня зернограницных сегрегаций фосфора после длительных термических выдержек при рабочей температуре реактора. При этом уровень зернограницных сегрегаций фосфора в образцах-свидетелях, подвергавшихся облучению эквивалентное время при рабочей температуре реактора, существенно выше.

Результаты фрактографических исследований металлов сварных швов представлены в табл. 4.

Таблица 4

Доля хрупкого межзеренного разрушения по результатам фрактографических исследований металлов сварных швов первых блоков Балаковской и Калининской АЭС

Состояние	$F, (10^{22}) \text{ м}^{-2}$	$\phi, (10^{14}) \text{ с}^{-1} \text{ м}^{-2}$	Доля хрупкого межзеренного разрушения $\eta, \%$
Балаковская АЭС, блок 1*			
Исходное	0	–	5
Первичное облучение	34,4	2–4	20
Восстановительный отжиг	34,4	–	5
Повторное ускоренное облучение	50,0	1706	5
Повторное ускоренное облучение	28,5	206	5
Калининская АЭС, блок 1			
Исходное	0	–	5
Облучение первичное	44,4	2–4	10
Восстановительный отжиг	44,4	–	10
Повторное ускоренное облучение	28,8	206	10

* при среднем размере зерна 100–150 мкм

При фрактографических исследованиях для каждого состояния исследовали несколько образцов с определением доли структурных составляющих и среднего размера зерна в изломе. Для дальнейшего анализа были отобраны образцы с близкими средними значениями размеров зерен (100–150 мкм), испытанные при температурах в интервале максимального проявления хрупкого межзеренного разру-

шения. Это обусловлено влиянием размера зерна на долю хрупкого межзеренного разрушения: чем больше размер зерна, тем больше, при прочих равных условиях, доля хрупкого межзеренного разрушения. Значение доли хрупкого межзеренного разрушения для этих образцов и было приписано для каждого состояния.

Из таблицы 4 видно, что первичное облучение приводит к образованию сегрегаций фосфора на границах зерен в изученных металлах сварных швов с высоким содержанием никеля (наблюдается до 20 и 10% хрупкого межзеренного разрушения в изломах испытанных образцов первых блоков Балаковской и Калининской АЭС соответственно). Химический состав металла сварного шва первого блока Балаковской АЭС по сравнению с первым блоком Калининской АЭС характеризуется повышенным содержанием никеля, марганца и кремния, что обуславливает большую долю хрупкого межзеренного разрушения в изломах образцов Балаковской АЭС-1. Восстановительный отжиг приводит к снижению уровня зернограницных сегрегаций на Балаковской АЭС-1 (доля хрупкого межзеренного разрушения уменьшается до 5%) и слабо влияет на уровень зернограницных сегрегаций на Калининской АЭС-1 (доля хрупкого межзеренного разрушения не изменяется). Следует отметить, что неизменная доля хрупкого межзеренного разрушения в случае Калининской АЭС-1, вероятно, обусловлена тем, что для фрактографических исследований не удалось найти образцы после отжига и повторного ускоренного облучения со средним размером зерна 100–150 мкм; в основном, они имели структуру крупных столбчатых зерен. Наличие столбчатых зерен характерно для российских металлов сварных швов и обусловлено технологией сварки. В зависимости от их положения относительно надреза размер их проекции на плоскость распространения трещины при ударных испытаниях может меняться. Как правило, при сравнительной оценке доли хрупкого межзеренного разрушения в различных состояниях для анализа выбирают образцы с одинаковым средним размером зерен. Однако на Калининской АЭС-1 такие образцы отсутствовали.

Повторное после восстановительного отжига ускоренное облучение металла сварных швов (до флюенса $50 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$ для Балаковской АЭС-1 и $28,8 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$ для Калининской АЭС-1) не приводит к увеличению уровня сегрегаций фосфора на границах зерен, так как доля хрупкого межзеренного разрушения в исследованных образцах остается на уровне 5 и 10% для Балаковской и Калининской АЭС соответственно.

Следует иметь в виду, что при эксплуатации реальных отожженных корпусов в течение 30-ти лет вклад зернограницных сегрегаций в охрупчивание при повтор-

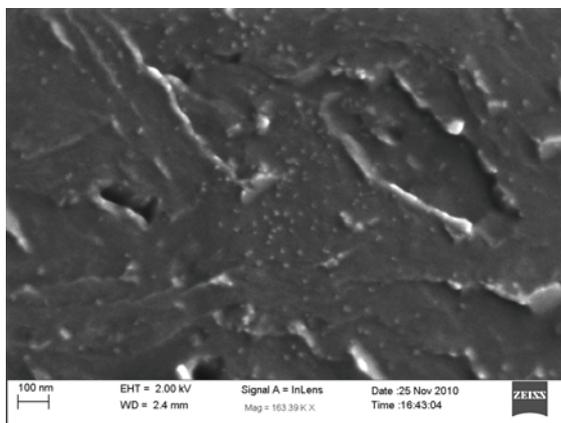


Рис. 6. Поверхность скола (РЭМ-изображение, $\times 170000$)

ном облучении может быть выше за счет длительного воздействия рабочей температуры и облучения.

При фрактографических исследованиях облученных образцов Балаковской АЭС-1 преципитаты были также обнаружены на поверхности скола (рис. 6).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

На рисунке 7 представлены обобщенные результаты электронно-микроскопических исследований для материалов корпусов ВВЭР-1000, полученные как для исследованных в данной работе сварных швов, так и других швов, близких по содержанию никеля – элемента, наиболее значимым образом влияющего на радиационное охрупчивание корпусных сталей ВВЭР-1000 и данные для основного металла [3].

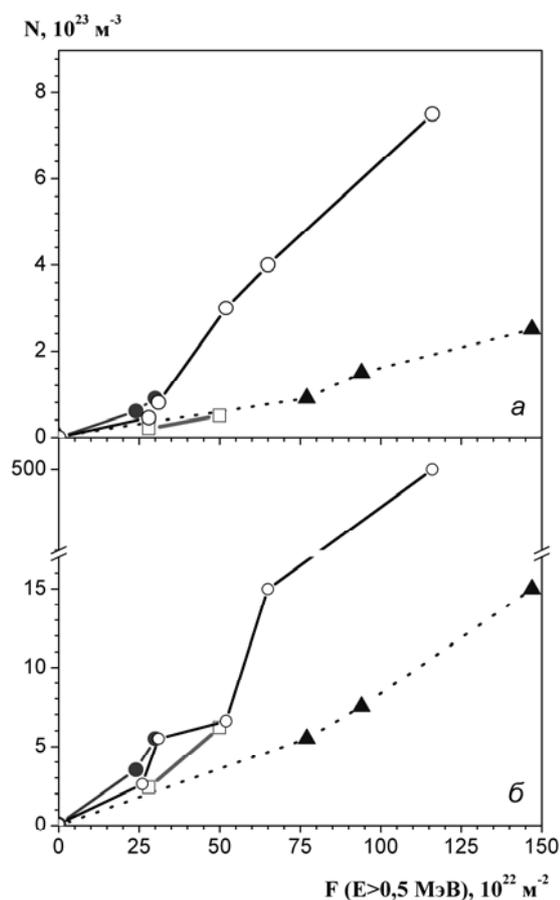


Рис. 7. Дозовая зависимость плотности радиационно-индуцированных преципитатов (а) и радиационных дефектов – дислокационных петель (б) для материалов ВВЭР-1000: ● – при первичном облучении металла сварного шва низкой плотностью потока быстрых нейтронов; ○ – при первичном облучении металла сварного шва высокой плотностью потока быстрых нейтронов; ▲ – при первичном облучении основного металла высокой плотностью потока быстрых нейтронов; □ – при повторном после отжига облучении металла сварного шва высокой плотностью потока быстрых нейтронов

Видно, что

- темп накопления радиационно-индуцированных преципитатов и радиационных дефектов в металле сварного шва с высоким содержанием никеля гораздо выше, чем в основном металле, что и обуславливает существенно больший темп его охрупчивания;

- при повторном после восстановительного отжига ускоренном облучении вновь наблюдается образование радиационно-индуцированных элементов структуры, однако, если темп образования радиационных дефектов близок к первичному облучению с теми же флюенсом и плотностью потока быстрых нейтронов, то плотность образовавшихся при повторном облучении преципитатов существенно ниже, и сопоставима с количеством преципитатов в основном металле, что и приводит к наблюдаемому меньшему сдвигу температуры хрупкости при повторном облучении;

- облучение с большей в 50–400 раз плотностью потока быстрых нейтронов приводит к образованию несколько меньшей плотности преципитатов, чем в условиях облучения в действующем реакторе, что свидетельствует о влиянии плотности потока быстрых нейтронов на плотность радиационно-индуцированных преципитатов.

Сравнение результатов исследования тонкой структуры с результатами механических испытаний [12] (на примере металла сварного шва) показывает, что отжиг по выбранному режиму обеспечивает достаточно полное восстановление структуры и свойств облученного металла сварного шва: почти полное восстановление предела текучести за счет исчезновения радиационных дефектов и существенного растворения радиационно-индуцированных преципитатов, а также снижение уровня зернограницных сегрегаций. При этом темп радиационного охрупчивания стали коррелирует с темпом накопления радиационно-индуцированных изменений структуры. Повторное ускоренное облучение вновь приводит к появлению радиационно-индуцированных наноразмерных структурных составляющих. Однако существенно меньшая суммарная плотность преципитатов и радиационных дефектов (в первую очередь – преципитатов), образовавшихся в металле сварного шва при повторном ускоренном облучении, обусловила меньший темп повторного радиационного охрупчивания.

Литература

1. Integrity of Reactor Pressure Vessels in Nuclear Power Plants: Assessment of Irradiation Embrittlement Effects in Reactor Pressure Vessel Steels, IAEA-TECDOC-NP-T-3.11, IAEA, Vienna (2009).
2. Kuleshova E.A., Gurovich B.A., Shtrombakh Ya.I., Nikolaev Yu.A., Pechenkin V.A. Microstructural behavior of VVER-440 reactor pressure vessel steels under irradiation to neutron fluences beyond the design operation period//J. Nucl. Mat. – 2005. – V. 342. – Issues 1-3. – P. 77-89.
3. Gurovich B.A., Kuleshova E.A., Shtrombakh Ya.I., Erak D.Yu., Chernobaeva A.A., Zabusov O.O. Fine structure behavior of VVER-1000 RPV materials under irradiation//Journal of Nuclear Materials. – 2009. – 389. – P. 490-496.
4. Effects of Nickel on Irradiation Embrittlement of Light Water Reactor Pressure Vessel Steels, IAEA-TECDOC-1441, 2005, IAEA, Vienna (2005).
5. Патент №2009136468/(1051508) от 19.03.2010 г. Способ восстановления физико-механических свойств металла корпусов реакторов ВВЭР-1000/Я.И. Штромбах, Б.А. Гурович, Д.Ю. Ерак, Д.А. Журко, О.О. Забусов, Е.А. Кулешова, Ю.А. Николаев.
6. Kelly P., Jostsons A., Blake R., Napier J. The determination of foil thickness by scanning transmission electron microscopy. Phys. Status Solidi (A) 31 (1975) p. 771.
7. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 271 с.
8. Miller M.K., Chernobaeva A.A., Shtrombakh Y.I., Russell K.F., Nanstad R.K., Erak D.Y., Zabusov O.O. Evolution of the nanostructure of VVER-1000 RPV materials under neutron irradiation and post irradiation annealing//Journal of Nuclear Materials. – 2009. – 385. – P. 615-622.
9. Meslin E., Radigue B., P. Pareige, Toffolon C., Barbu A. Irradiation-Induced Solute Clustering in a Low Nickel FeMnNi Ferritic Alloy Experimental Mechanics (2011) DOI 10.1007/s11340-011-9476-1.
10. Утевский Л.М., Гликман Е.Е., Карк Г.С. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа. – М.: Металлургия, 1985. – 271 с.
11. Gurovich B.A., Kuleshova E.A., Shtrombakh Ya.I., Zabusov O.O., Krasikov E.A. Intergranular and intragranular phosphorus segregation in Russian pressure vessel steels due to neutron irradiation//Journal of Nuclear Materials. – 2000. – V. 279. – Issues 2-3. – P. 259-272.
12. Штромбах Я.И., Гурович Б.А., Кулешова Е.А., Ерак Д.Ю., Федотова С.В., Журко Д.А., Забусов О.О., Николаев Ю.А. Экспериментальная оценка эффективности проведения восстановительного отжига корпусов ВВЭР-1000//Атомная энергия. – 2010. – Т. 109. – Вып. 4. – С. 205-213.

Поступила в редакцию 24.05.2011

in the paper by example of the projects of BREST-OD-300 and SVBR-100 reactors. Key specifications of these reactors are given. Results of preliminary thermohydraulic calculation of a central fuel assembly of the BREST-OD-300 core (triangular lattice of fuel elements) are demonstrated. Also the design of a thermohydraulic model for planned experimental research of the SVBR-100 core is in detail described.

УДК 621.039.51: 536.24

Statistical Estimation of Maximum Fuel-Element Cladding Temperature in Supercritical Water-Cooled Fast Reactor \K.V. Kartashov, G.P. Bogoslovskaya; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnykh zavedeniy. Yadernaya energetika» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) – Obninsk, 2011. – 9 pages, 2 tables, 2 illustrations. – References, 9 titles.

The analysis of programs subchannel, currently used to estimate the parameters of fuel assemblies of a new generation of reactors cooled by supercritical water. The possibility of the use of programs subchannel at the stage of preliminary calculations, the definition and optimization of design and operational parameters. A comparison of programs, shows the benefits of the program MIF, previously developed to calculate the thermal hydraulic parameters of fast reactors with liquid metal coolant. Shows how to estimate the maximum temperature of fuel cladding of the reactor, taking into account factors of overheating. The possibility of evaluation hot spot factors on the basis of the Monte-Carlo method.

УДК 621.039.531

Radiation-Induced Structural Effects Observing in VVER-1000 RPV Steels under Operation, Recovery Annealing and Accelerated Re-Irradiation \B.A. Gurovich, E.A. Kuleshova, O.O. Zabusov, S.V. Fedotova, K.E. Prikhodko, A.S. Frolov, D.A. Maltsev, M.A. Saltykov; Editorial board of journal «Izvestia visshikh uchebnykh zavedeniy. Yadernaya energetika» (Communications of Higher Schools. Nuclear Power Engineering) – Obninsk, 2011. – 11 pages, 4 tables, 7 illustrations. – References, 12 titles.

In this paper evolution of radiation-induced structure elements and level of grain-boundary segregation in VVER-1000 welds during operation, recovery annealing and accelerated re-irradiation were studied using high-resolution methods of transmission and scanning electron microscopy and Auger electron spectroscopy.

The level of grain-boundary segregations in various states was established as well as the fast neutron fluence and flux dependence of the density of radiation defects and radiation-induced precipitates. It is shown that the radiation-induced structure effects correlate with the results of mechanical tests.