

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 621.039.531

РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОЕ ФАЗООБРАЗОВАНИЕ  
В СТАЛЯХ КОРПУСОВ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ ТИПА ВВЭР  
С СОДЕРЖАНИЕМ НИКЕЛЯ ~0.3–1.3 мас. %

© 2019 г. Е. А. Кулешова<sup>a, b, \*</sup>, А. С. Фролов<sup>a</sup>, Г. М. Жучков<sup>a</sup>, И. В. Федотов<sup>a</sup>

<sup>a</sup>Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”,  
пл. академика Курчатова, 1, Москва, 123182 Россия

<sup>b</sup>Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”,  
Каширское шоссе, 31, Москва, 115409 Россия

\*e-mail: evgenia-orm@yandex.ru

Поступила в редакцию 10.09.2018 г.

После доработки 30.10.2018 г.

Принята к публикации 04.12.2018 г.

Систематизированы полученные в НИЦ “Курчатовский институт” результаты исследований методами ПЭМ и атомно-зондовой томографии параметров радиационно-индуцированных элементов структуры материалов корпусов водо-водяных реакторов и выполнен анализ влияния концентрации Ni от 0.34 до 1.28 мас. % на образование фаз в процессе облучения быстрыми нейтронами. Показано, что в зависимости от содержания Ni в стали изменяется объемная плотность радиационно-индуцированных фаз, при этом размеры и составы их значимо не изменяются. Изменение объемной плотности данных выделений приводит к изменению их вклада в один из механизмов радиационного охрупчивания – радиационное упрочнение. Показано, что увеличение срока службы корпусных сталей с содержанием никеля (0.3–0.7) мас. %, наряду с усовершенствованием технологии выплавки и повышением термической стабильности корпусных сталей, обусловлено изменением количественных параметров радиационно-индуцированных фаз.

**Ключевые слова:** корпус реактора, радиационное охрупчивание, радиационно-индуцированные преципитаты, радиационное упрочнение, ПЭМ, АЗТ

**DOI:** 10.1134/S0015323019050103

## ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время при проектировании ядерных энергетических установок (ЯЭУ) особое внимание уделяется выбору конструкционных материалов, способных обеспечить работоспособность нового поколения реакторных установок с повышенным ресурсом и мощностью. Прежде всего речь идет о корпусных сталях, так как корпус реактора (КР) является основным несменяемым элементом, определяющим ресурс ЯЭУ.

Сталь 15Х2МФА вполне удовлетворяла требованиям, которые предъявлялись к материалу корпусов водо-водяных реакторов ВВЭР-440 первых двух поколений, однако для реакторов более высокой единичной мощности, отличающихся повышенными габаритами корпусов (ВВЭР-1000, ВВЭР-ТОИ), применение этой стали стало проблематичным, поскольку не обеспечивался необходимый уровень прочности и однородности механических свойств. В связи с этим для корпусов реакторов ВВЭР-1000 были разработаны новая сталь марки 15Х2НМФА и ее сварное соедине-

ние. Дополнительное легирование никелем заметно улучшило вязкость и повысило прокаливаемость стали, но, в то же время, высокое содержание данного элемента (особенно в металле сварного шва – на верхнем пределе по ТУ) привело к недостаточной стойкости стали против радиационного и теплового охрупчивания.

Поэтому для использования в качестве материалов корпусов реакторов поколения III+ (со сроком службы 80–100 лет) были разработаны стали 15Х2МФА-А модификаций А и Б с пониженным содержанием никеля (0.2–0.4 мас. % и 0.6–0.8 мас. % соответственно) [1]. Изменение механических свойств корпусных сталей под действием эксплуатационных факторов (длительных термических выдержек и нейтронного облучения) обусловлено эволюцией микроструктуры – возможным изменением фазового состава, формированием зернограницных сегрегаций примесных элементов (в первую очередь фосфора), а также образованием радиационно-индуцированных элементов структуры (радиационных дефек-

**Таблица 1.** Химический состав исследованных материалов, мас. %

Материал	C	Mn	P	S	Cr	Ni	Si	Cu	Mo	V
#1	0.17	0.43	0.005	0.007	2.88	0.34	0.27	0.03	0.65	0.27
#2	0.18	0.42	0.004	0.003	2.88	0.71	0.26	0.03	0.71	0.30
#3	0.16	0.44	0.010	0.015	1.98	1.28	0.26	0.04	0.56	0.11

тов (дислокационных петель), а также преципитатов) [2].

Поскольку для предложенных материалов практически не имелось базы данных по их радиационной стойкости и термической стабильности, возникла необходимость проведения комплекса макро- и микроструктурных исследований, включающего электронно-микроскопические, фрактографические и оже-спектроскопические исследования, а также определение механических характеристик образцов данных сталей в различных состояниях. Сравнение полученных результатов по термической и радиационной стойкости новых сталей, в том числе, с аналогичными результатами для используемых сталей корпусов реакторов ВВЭР-1000 позволило более достоверно обосновать возможность безопасного применения новых сталей в качестве материалов корпусов реакторов поколения III+ со сроком службы 80 лет и более.

В данной работе методами ПЭМ и атомно-зондовой томографии (АЗТ) проведены исследования радиационно-индуцированных элементов структуры сталей 15Х2МФА-А модификаций А (#1) и Б (#1) с пониженным содержанием никеля (0.34 и 0.71 мас. % соответственно) и стали КР ВВЭР-1000 (15Х2НМФА-А, #3) для оценки их вклада в радиационное упрочнение при нейтронном облучении.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Химические составы исследованных материалов представлены в табл. 1. Для выявления особенностей фазообразования в стали 15Х2МФА-А модификаций А и Б с пониженным содержанием никеля была выбрана сталь 15Х2НМФА-А с содержанием никеля, характерным для основного металла (ОМ) КР ВВЭР-1000.

Облучение проводили в исследовательском реакторе ИР-8 (НИЦ “Курчатовский институт”) с плотностью потока быстрых нейтронов (флаксом)  $\sim 10^{16} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-1}$ , что  $\sim$  на 3 порядка выше по сравнению с параметром облучения стенки КР, температура облучения составила  $290 \pm 6^\circ\text{C}$ . При этом в [3] показано, что для материалов с содержанием Ni < 1.35% нет необходимости учета эффекта флакса.

Исследования микроструктуры и фазового состава проводили с использованием методики темнопольной и светлопольной просвечивающей электронной микроскопии в сочетании с рентгеновской энерго-дисперсионной спектроскопией и спектроскопией энергетических потерь электронов на просвечивающем микроскопе FEI (США) Titan 80–300.

Образец для электронно-микроскопических исследований представлял собой диск диаметром  $\sim 3$  мм с отверстием в центральной области. Для изготовления образцов на электроэрозионном станке отрезали пластину толщиной не менее 0.3 мм. Образующийся при этом на поверхности реза поврежденный слой глубиной не более 100 мкм снимали путем механического шлифования или электрохимического утонения образца с двух сторон. Из полученной пластины толщиной  $\sim 100$  мкм выбивали не менее трех дисков диаметром 3 мм для каждого состояния, которые утоняли методом струйной электрохимической полировки с использованием установки электрохимического утонения Struers Tenipol-5. В качестве электролита использовали 10%-ный раствор хлорной кислоты  $\text{HClO}_4$  в метаноле  $\text{CH}_3\text{OH}$ , охлажденный при помощи криостата до температуры  $-60 \dots -50^\circ\text{C}$ . Для каждого образца по вольт-амперным характеристикам выбирали оптимальное напряжение для окончательного утонения, которое для образцов из малолегированной низкоуглеродистой стали составляет обычно  $\sim 23\text{--}24$  В. Условное значение скорости потока электролита, подаваемого на образец (Flow rate), выбирали опытным путем для обеспечения, с одной стороны, равномерного удаления продуктов травления с поверхности образца, а с другой – образования тонкой (толщиной менее 100 нм) области, достаточной для исследования (для образцов из малолегированной низкоуглеродистой стали типичное значение составляет 10–20 единиц).

Размер и объемную плотность мелких фазовых выделений (2–5 нм), а также дислокационных петель измеряли по ПЭМ-изображениям, полученным методом темного поля в слабых дифрагированных пучках [4], поскольку этот метод обеспечивает лучшее разрешение локальных искажений в матрице [5].

С использованием атомно-зондовой томографии (АЗТ) проводили определение объемной плотности и оценку размера неоднородностей

Таблица 2. Условия облучения в ИР-8

Материал	Флюенс быстрых нейтронов, $10^{22} \text{ м}^{-2}$	Флакс быстрых нейтронов, $10^{16} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-1}$
#1	103	5.4
#2	102	5.3
#3	49.7	6.6

химического состава образцов. Применение данной методики в совокупности с ПЭМ позволяют провести количественный элементный анализ наноразмерных областей в диапазоне размеров от 0.5 нм, что особенно актуально при исследовании процесса формирования радиационно-индуцированных преципитатов.

Образцы для исследований методом АЗТ изготавливали в форме игл с радиусом закругления острия образца 15–50 нм и конусностью менее 0.1. Заготовки образцов вырезали методом электроэрозии из объема материала в виде параллелепипеда с типичными размерами  $20 \times 0.3 \times 0.3$  мм, после чего подвергали их двухстадийной электрохимической полировке с помощью установки Simplex ElectroPointer. В качестве электролита использовали 10%-ный раствор хлорной кислоты в искусственной, диапазон рабочих напряжений определяли по вольт-амперным характеристикам.

Атомно-зондовые исследования проводили с использованием атомного зонда Cameca LEAP 4000 HR. Для снижения влияния диффузии на процесс набора данных температуру устанавливали в интервале 40–60 К, что позволило одновременно обеспечить достаточно низкую селективность полевого испарения атомов и высокую устойчивость к разрушению в процессе испарения.

Обработку результатов проводили с использованием программного обеспечения для комплексной визуализации и анализа – IVAS (integrated visualization & analysis software). Процедуру поиска и определения размеров преципитатов (областей с

повышенным содержанием определенных химических элементов) проводили с помощью метода “максимального разделения” (maximum separation method) [6, 7].

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБСУЖДЕНИЕ

Корпуса водо-водяных энергетических реакторов под воздействием эксплуатационных факторов охрупчиваются в результате действия двух механизмов: упрочняющего – за счет образования радиационно-индуцированных преципитатов и радиационных дефектов, а также неупрочняющего – за счет процесса сегрегации примесей на межфазных и межзеренных границах [8]. Как показано в [9], уровень зернограницных сегрегаций в сталях КР ВВЭР-1000 растет под облучением тем больше, чем больше размер зерна, доза облучения (флюенс быстрых нейтронов), концентрация Р и Ni, и не изменяется при ускоренном облучении (с флаксом, отличающимся на порядок и более от параметра облучения КР).

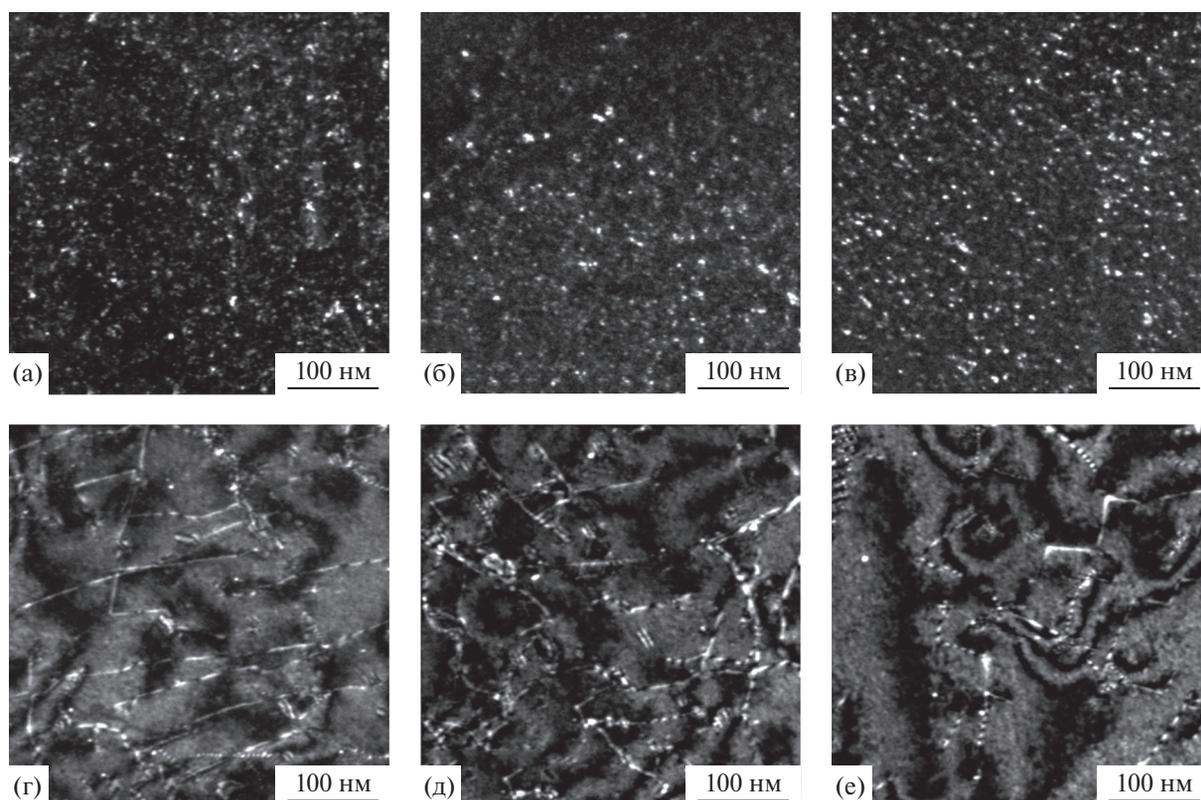
В данной работе исследовали мелкозернистые материалы (~30 мкм), ускоренно облученные с высоким флаксом до высокого флюенса (см. табл. 2) и с низким содержанием Ni (0.3–1.3 мас. %). Для таких материалов вклад сегрегационных процессов в радиационное охрупчивание незначим [10].

Проведенные ПЭМ-исследования показали, что изменений в объемных плотностях и размерах исходных упрочняющих фаз: карбидов, карбонитридов и нитридов под облучением не происходит [11]. Таким образом, основной вклад в радиационное охрупчивание вносит упрочнение, обусловленное образованием радиационно-индуцированных элементов структуры. В исследованных облученных образцах методами ПЭМ и АЗТ обнаружены радиационно-индуцированные элементы структуры, такие как преципитаты и дислокационные петли (см. рис. 1), объемная плотность которых растет с увеличением флюенса быстрых нейтронов, а размеры изменяются незначительно (см. табл. 3).

Таблица 3. Параметры радиационно-индуцированных элементов структуры

Материал	Флюенс, $10^{22} \text{ м}^{-2}$	Средние значения плотности и размеров радиационно-индуцированных элементов структуры						Содержание элементов в преципитатах, ат. %		
		преципитаты, ПЭМ		дислокационные петли, ПЭМ		преципитаты*, АЗТ				
		$d$ , нм	$\rho$ , $10^{23} \text{ м}^{-3}$	$d$ , нм	$\rho$ , $10^{21} \text{ м}^{-3}$	$d$ , нм	$\rho$ , $10^{23} \text{ м}^{-3}$	Ni	Mn	Si
#1	103	$2.5 \pm 0.5$	$1.4 \pm 0.3$	$4 \pm 1$	$6.2 \pm 1.3$	$2.0 \pm 0.7$	$1.1 \pm 0.6$	21.2	2.4	16.8
#2	102	$2.5 \pm 0.5$	$1.5 \pm 0.3$	$4 \pm 1$	$7 \pm 2$	$2.1 \pm 0.7$	$1.2 \pm 0.6$	18.6	2.5	20.5
#3	49.7	$2.5 \pm 0.5$	$1.5 \pm 0.4$	$2.4 \pm 0.9$	$4 \pm 2$	$1.8 \pm 0.8$	$1.4 \pm 0.9$	18.5	2.7	17.5

\* Данные по плотности преципитатов приведены для справки ввиду локальности метода АЗТ.



**Рис. 1.** Радиационно-индуцированные преципитаты (а, б, в) и дислокационные петли (г, д, е) в исследованных сталях, полученные методом ПЭМ (а, г – материал #1; б, д – #2; в, е – #3).

На рис. 2 и 3 представлены типичные полученные методом АЗТ 3D-карты распределения элементов, формирующих радиационно-индуцированные преципитаты. Видно, что во всех исследованных сталях преципитаты обогащены Ni, Si и Mn. Типичные концентрационные профили радиационно-индуцированных преципитатов (представляющие собой зависимость усредненной концентрации химических элементов на определенном удалении от центра масс преципитатов) представлены на рис. 4.

Оценка объемных плотностей и размеров радиационно-индуцированных элементов структуры методами ПЭМ и АЗТ представлена в табл. 3. Сравнение результатов, полученных разными методами, показывает хорошее их соответствие. При этом метод АЗТ позволяет визуализировать выделения размерами 0.5 нм и менее, которые трудноопределимы методом ПЭМ. Этим объясняется некоторые расхождения в значениях средних размеров, полученных указанными методами.

Представленные в табл. 3 результаты свидетельствуют о том, что содержание в стали никеля не оказывает значимого влияния на размер преципитатов, однако влияет на значение их объемной плотности. Исследования радиационно-индуцированных преципитатов методом АЗТ также

показали отсутствие закономерных изменений их состава в зависимости от концентрации никеля в стали. При этом, чем больше концентрация Ni в стали (при одинаковой дозе облучения), тем больше объемная плотность преципитатов. Так, в стали ОМ ВВЭР-1000, облученной в 2 раза меньшим флюенсом ( $49.7 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$ ), чем, например, сталь 15Х2МФА-А мод. А ( $103 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$ ), практически та же объемная плотность преципитатов достигается при меньшем флюенсе. Это связано с тем, что содержание Ni в стали ОМ ВВЭР-1000 выше, чем в стали модификации А (1.28 и 0.34 мас. % соответственно).

Поскольку радиационно-индуцированные элементы структуры являются эффективными барьерами при перемещении дислокаций, и, следовательно, являются основными факторами, определяющими изменение предела текучести при нейтронном облучении, была проведена оценка изменения данного параметра для исследованных сталей с помощью уравнения Орована [12]:

$$\Delta\sigma_{0.2} = \alpha M G b \sqrt{\rho} d, \quad (1)$$

где  $M$  – фактор Тейлора,  $G$  – модуль Юнга и  $b$  – модуль вектора Бюргерса,  $\rho$  и  $d$  – соответственно объемная плотность радиационно-индуцированных элементов структуры и их средний размер, по-

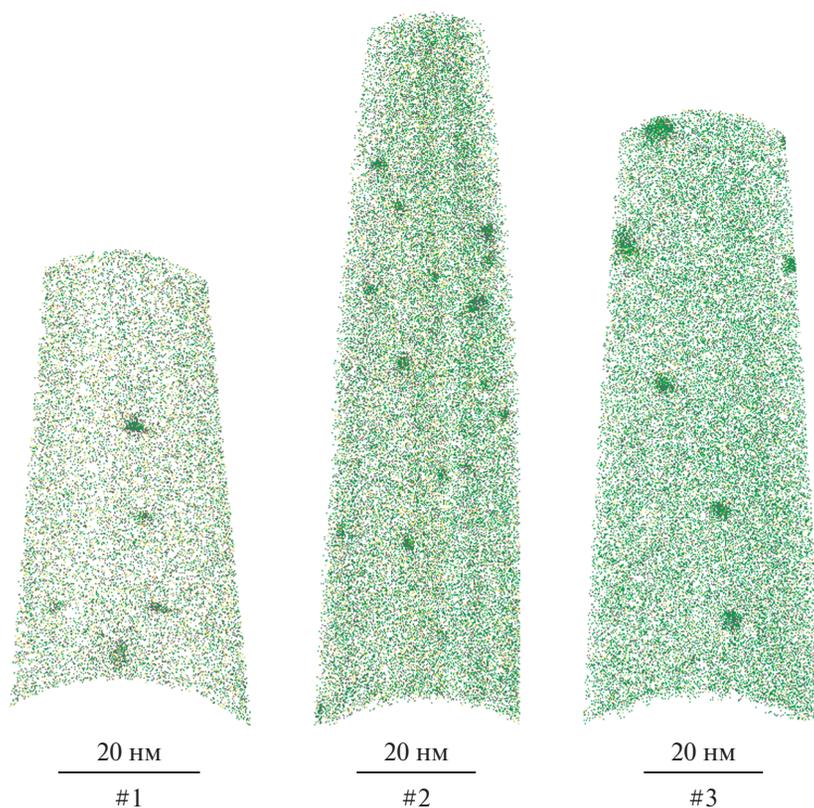


Рис. 2. Типичная 3D–АЗТ карта распределения элементов (Ni + Mn + Si) в облученных сталях с различным содержанием Ni.

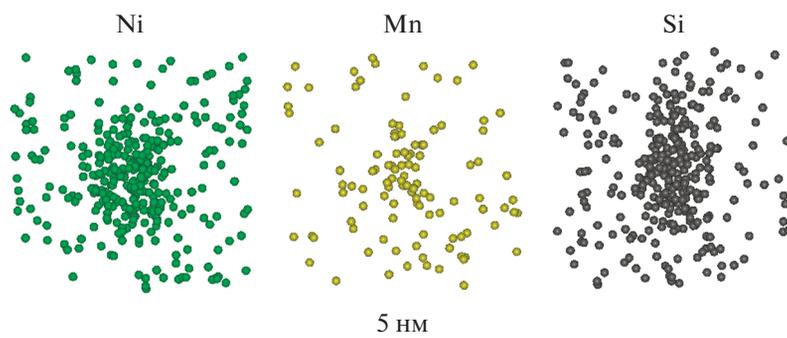


Рис. 3. Типичное распределение основных элементов, образующих преципитат.

лученные экспериментальными методами. Прочность барьера выражается константой  $\alpha$ . Считая вклад различных типов структурных элементов в радиационное упрочнение аддитивным, получим следующее соотношение:

$$\Delta\sigma_{0,2} = \Delta\sigma_{\text{прец}}^{0,2} + \Delta\sigma_{\text{пет}}^{0,2}, \quad (2)$$

где  $\Delta\sigma_{\text{прец}}^{0,2}$  и  $\Delta\sigma_{\text{пет}}^{0,2}$  — вклад в изменение предела текучести радиационно-индуцированных преципитатов и дислокационных петель соответственно.

Для сравнения упрочнения, обусловленного радиационно-индуцированными элементами структуры, материалов с различным содержанием никеля и облученных до различных флюенсов использовались приведенные значения  $\Delta\sigma_{0,2}$ , полученные аппроксимацией дозовых зависимостей объемной плотности и размеров как дислокационных петель, так и Ni–Mn–Si-преципитатов в область средних значений флюенсов быстрых нейтронов (соответствующих образцу #3). Данное упрощение правомерно, поскольку в многочисленных работах показано [10, 13–16], что объемная плот-

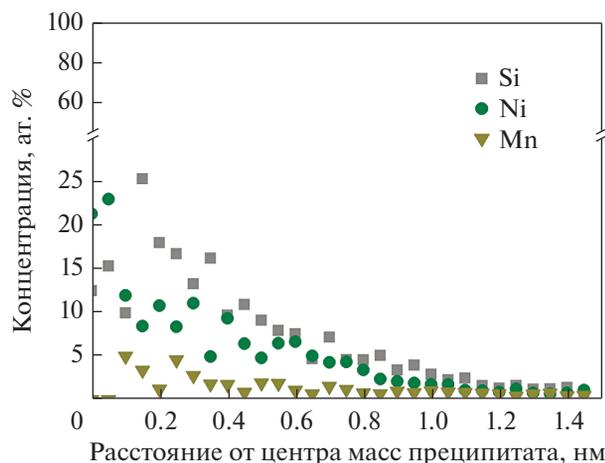


Рис. 4. Типичный концентрационный профиль радиационно-индуцированных преципитатов в исследованных образцах.

ность радиационно-индуцированных преципитатов растет практически линейно по мере увеличения дозы облучения (флюенса быстрых нейтронов  $E \geq 0.5$  МэВ), а плотность и размеры дислокационных петель практически не зависят от содержания никеля в стали и определяются только условиями облучения.

На рис. 5 показаны типичные дозовые зависимости объемных плотностей радиационно-индуцированных преципитатов для сталей с различным содержанием никеля по данным [3]. Видно, что темп накопления данных элементов структуры определяется, в основном, химическим составом материала, в частности содержанием в нем никеля.

Тогда для отношения изменений предела текучести, обусловленных упрочнением под облучением, для образцов (#1, #2) и #3, получим следующее соотношение:

$$\frac{\Delta\sigma_{0.2}^{1.2}}{\Delta\sigma_{0.2}^3} = \frac{\Delta\sigma_{\text{прец}}^{1.2} + \Delta\sigma_{\text{пет}}^{1.2}}{\Delta\sigma_{\text{прец}}^3 + \Delta\sigma_{\text{пет}}^3}, \quad (3)$$

где  $\Delta\sigma_{\text{прец}}^{1.2}$ ,  $\Delta\sigma_{\text{пет}}^{1.2}$  – приведенный (до флюенса, соответствующий флюенсу образца #3) вклад в изменение предела текучести за счет образования радиационно-индуцированных преципитатов и дислокационных петель соответственно для сталей с содержанием никеля 0.34–0.71 мас. %;  $\Delta\sigma_{\text{прец}}^3$ ,  $\Delta\sigma_{\text{пет}}^3$  – вклад в изменение предела текучести за счет образования радиационно-индуцированных преципитатов и дислокационных петель соответственно для образца #3.

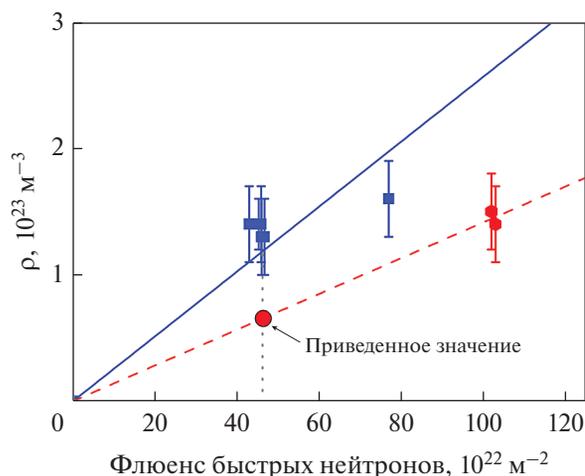


Рис. 5. Дозовые зависимости объемной плотности радиационно-индуцированных преципитатов ( $\rho$ ) для сталей с содержанием никеля 1.19–1.28 мас. % (ОМ ВВЭР-1000) (■) и 0.34–0.71 мас. % (15X2МФА-А мод. А и Б) (●).

Подставляя (1) в (3), получим

$$\frac{\Delta\sigma_{0.2}^{1.2}}{\Delta\sigma_{0.2}^3} = \frac{\alpha_{\text{прец}} \sqrt{\rho_{\text{прец}}^{1.2} d_{\text{прец}}^{1.2}} + \alpha_{\text{пет}} \sqrt{\rho_{\text{пет}}^{1.2} d_{\text{пет}}^{1.2}}}{\alpha_{\text{прец}} \sqrt{\rho_{\text{прец}}^3 d_{\text{прец}}^3} + \alpha_{\text{пет}} \sqrt{\rho_{\text{пет}}^3 d_{\text{пет}}^3}}. \quad (4)$$

Принимая во внимание, что согласно [12],  $\alpha_{\text{пет}} = 0.33$ ,  $\alpha_{\text{прец}} = 0.08$ , получаем

$$\Delta\sigma_{0.2}^{1.2} \approx 0.8 \Delta\sigma_{0.2}^3. \quad (5)$$

Таким образом, уменьшение содержания никеля в стали 15X2МФА-А и, соответственно, уменьшение объемной плотности упрочняющих радиационно-индуцированных Ni–Mn–Si-преципитатов приводит к меньшему радиационному упрочнению по сравнению со стандартными материалами корпусов реакторов ВВЭР-1000 (~на 20%).

Известно [9], что в сталях с высоким содержанием Ni ( $\geq 1.35$  мас. %) образуется зернограничная сегрегация Ni и P, увеличивая общий уровень зернограничной сегрегации, повышая склонность к развитию отпускной хрупкости и зернограничному разрушению. Такие стали КР демонстрируют низкую термическую стабильность при рабочей температуре  $\sim 300^\circ\text{C}$  и существенное повышение вклада зернограничных сегрегаций в общее радиационное охрупчивание (до 30–40% от сдвига критической температуры хрупкости).

В случае со сталями КР с низким содержанием Ni (0.3–1.3 мас. %) вклад зернограничных сегрегаций в радиационное охрупчивание незначим [10].

Таким образом, уменьшение на 20% вклада радиационного упрочнения в полное радиационное охрупчивание за счет снижения объемной плотности радиационно-индуцированных преципитатов, в совокупности с усовершенствованием техноло-

гии выплавки и повышением термической стойкости данных сталей по сравнению с материалами КР ВВЭР-1000 позволит значительно (до 80 и более лет) увеличить расчетный срок службы корпусов ядерных реакторов поколения III+.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенные методом ПЭМ и АЗТ исследования параметров радиационно-индуцированных структурных элементов в стали 15Х2МФА-А модификации А (~0.3 мас. % Ni) и модификации Б (~0.8 мас. % Ni) позволили уточнить влияние содержания Ni на продление расчетного срока службы корпусов следующего поколения реакторов типа ВВЭР. Установлено, что снижение содержания Ni в сталях КР ВВЭР приводит к значимому уменьшению под облучением объемной плотности радиационно-индуцированных преципитатов при постоянстве их размеров и без закономерного изменения состава на основе Ni–Mn–Si. Проведена оценка снижения предела текучести за счет уменьшения объемной плотности преципитатов, что приводит к меньшему радиационному упрочнению и повышению радиационной стойкости и расчетного ресурса сталей КР нового поколения.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Карзов Г.П., Теплухина И.В., Грекова И.И., Бурочкина И.М., Савельева И.Г. Патент РФ 2010114630/02. Оптико-электронный аппарат // Патент России № 2448196. 2012.
2. Gurovich B., Kuleshova E., Maltsev D., Zabusov O., Prikhodko K., Frolov A., Fedotova S., Erak D., Zhurko D., Saltykov M. The effect of radiation-induced structural changes under accelerated irradiation on the behavior of water-cooled reactor pressure vessel steels // *Key Eng. Mater.* 2014. V. 592–593. P. 573–576.
3. Gurovich B., Kuleshova E., Shtrombakh Y., Fedotova S., Maltsev D., Frolov A., Zabusov O., Erak D., Zhurko D. Evolution of structure and properties of VVER-1000 RPV steels under accelerated irradiation up to beyond design fluences // *J. Nucl. Mater.* 2015. V. 456. P. 23–32.
4. Williams D.B., Carter C.B. *Transmission Electron Microscopy: A Textbook for Materials Science.* New York: Springer, 2009. 760 p.
5. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.
6. Jäggle E.A., Choi P.-P., Raabe D. The Maximum Separation Cluster Analysis Algorithm for Atom-Probe Tomography: Parameter Determination and Accuracy // *Microsc. Microanal.* 2014. V. 20. № 06. P. 1662–1671.
7. Larson D.J., Prosa T.J., Ulfvig R.M., Geiser B.P., Kelly T.F. *Local Electrode Atom Probe Tomography.* N.Y.: Springer, 2013. 318 p.
8. Gurovich B.A., Kuleshova E.A., Nikolaev Y.A., Shtrombakh Y.I. Assessment of relative contributions from different mechanisms to radiation embrittlement of reactor pressure vessel steels // *J. Nucl. Mater.* 1997. V. 246. № 2–3. P. 91–120.
9. Kuleshova E.A., Gurovich B.A., Lavruchina Z.V., Saltykov M.A., Fedotova S.V., Khodan A.N. Assessment of segregation kinetics in water-moderated reactors pressure vessel steels under long-term operation // *J. Nucl. Mater.* 2016. V. 477. P. 110–122.
10. Shtrombakh Y.I.I., Gurovich B.A.A., Kuleshova E.A.A., Frolov A.S.S., Fedotova S.V.V., Zhurko D.A.A., Krikun E.V. Effect of Ni content on thermal and radiation resistance of VVER RPV steel // *J. Nucl. Mater.* 2015. V. 461. P. 292–300.
11. Гурович Б.А., Кулешова Е.А., Фролов А.С., Журко Д.А., Ерак Д.Ю., Мальцев Д.А., Комолов В.М. Структурные исследования сталей корпусов реакторов для нового поколения реакторов типа ВВЭР // *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и явлений в твердых телах.* 2013. № 2(84). С. 69–75.
12. Lambrecht M., Meslin E., Malerba L., Hernández-Mayoral M., Bergner F., Pareige P., Radiguet B., Almazouzi A. On the correlation between irradiation-induced microstructural features and the hardening of reactor pressure vessel steels // *J. Nucl. Mater.* 2010. V. 406. № 1. P. 84–89.
13. Lindgren K., Boâsen M., Stiller K., Efsing P., Thuvander M. Evolution of precipitation in reactor pressure vessel steel welds under neutron irradiation // *J. Nucl. Mater.* 2017. V. 488. P. 222–230.
14. Gurovich B., Kuleshova E., Shtrombakh Y., Fedotova S., Erak D., Zhurko D. Evolution of microstructure and mechanical properties of VVER-1000 RPV steels under re-irradiation // *J. Nucl. Mater.* 2015. V. 456. P. 373–381.
15. Kuleshova E.A., Gurovich B.A., Shtrombakh Y.I., Erak D.Y., Lavrenchuk O.V. Comparison of microstructural features of radiation embrittlement of VVER-440 and VVER-1000 reactor pressure vessel steels // *J. Nucl. Mater.* 2002. V. 300. № 2–3. P. 127–140.
16. Ke H., Wells P., Edmondson P.D., Almirall N., Barnard L., Odette G.R., Morgan D. Thermodynamic and kinetic modeling of Mn–Ni–Si precipitates in low-Cu reactor pressure vessel steels // *Acta Mater.* 2017. V. 138. P. 10–26.