

Атомно-зондовые исследования радиационно-индуцированных сегрегаций в ферритно-мартенситной стали Eurofer97, облученной в реакторе БОР-60

С. В. Рогожкин, А. А. Никитин, А. А. Алеев, А.Б. Германов, А. Г. Залужный

Методом томографической атомно-зондовой микроскопии проведены исследования наномасштабного состояния 9% хромистой малоактивируемой ферритно-мартенситной стали Eurofer97 ($9\text{Cr}1\text{W}0,2\text{V}\text{Ta}0,1\text{C}$) после облучения нейтронами в реакторе БОР-60 до дозы 32 смещения на атом (сна) при температуре 332°C . В материале обнаружена высокая концентрация (10^{24} м^{-3}) кластеров размером $\sim 3 - 5$ нм, обогащенных атомами хрома, марганца и кремния. Анализ перераспределения химических элементов в материале показал заметное обеднение матрицы стали по хрому.

Ключевые слова: томографическая атомно-зондовая микроскопия, радиационно-индуцированные сегрегации, нейтронное облучение

In current paper 9%-Cr reduced activation ferritic martensitic steel Eurofer97 irradiated in BOR-60 reactor up to 32 dpa (at 332°C) has been studied by means of atom probe tomography. Data analysis revealed the high number density (10^{24} м^{-3}) of nanoscale clusters enriched in Cr, Mn and Si atoms. Size of observed clusters lies in a range of 3 – 5 nm. Analysis of the distribution of chemical elements showed the chromium depletion of the material matrix.

Keywords: atom probe tomography, radiation induced precipitates, neutron irradiation

Введение

Эксплуатация конструкционных материалов термоядерных реакторов подразумевает их работу в условиях высоких нейтронных потоков ($\sim 10^{13} - 10^{14}$ нейтр.см $^{-2}$ с $^{-1}$) и высоких температур (например, температура blankets будет в интервале $350 - 550^\circ\text{C}$). Кандидатным конструкционным материалом для таких экстремальных условий являются малоактивируемые ферритно-мартенситные стали [1 – 3]. В Европе наиболее перспективной считается сталь Eurofer97 ($9\text{Cr}1\text{W}0,2\text{V}\text{Ta}0,1\text{C}$) [1]. Этот материал предполагается использовать в качестве конструкционного для тестовых модулей blankets ИТЭР и в будущих демонстрационных версиях реакторов синтеза. Проведены обширные исследования свойств этого материала. Наиболее технически сложным является исследование его радиационной стойкости, особенно при высоких повреж-

дающих дозах. Проведены исследования образцов стали Eurofer97 после облучения на реакторе HFR (Petten, Netherlands) до доз 2,5; 8,4; 16,3 сна [4 – 7]. Исследование влияния облучения до дозы 32 сна было выполнено в реакторе БОР-60 (Дмитровград) в рамках проекта ARBOR-1 [8]. В продолжении этого проекта (ARBOR-2) облучение было доведено до дозы ~ 70 сна [9]. Исследования облученных образцов демонстрируют деградацию механических свойств под облучением: радиационное упрочнение и, как следствие, потерю пластичности материала. В результате облучения при температурах $300 - 335^\circ\text{C}$ до 70 сна сдвиг температуры вязко-хрупкого перехода составляет более 200°C . Величина энергии вязкого разрушения образцов снижается с 10 Дж до значений менее 6 Дж.

Исследования облученных образцов Eurofer 97 методами просвечивающей электронной микроскопии указывают на формирование дислокационных

петель с характерными размерами от 5 до 25 нм. Объемная плотность дислокаций составляет $\sim 4 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$ при облучении до 16,3 сна [7]. При увеличении повреждающей дозы до 32 сна размеры наблюдаемых дефектов остаются без изменений, в то же время, их плотность увеличивается на порядок [8]. Обнаружено, также, образование высокой концентрации частиц с размерами порядка 1 нм, которые в силу их малости крайне сложно идентифицировать.

Малоугловое рассеяние нейтронов указывает на формирование наноразмерных объектов в диапазоне от 1 до 30 нм на начальных стадиях облучения стали Eurofer97. Исследования показали, что с ростом дозы от 2,5 до 8,4 сна их размер остается неизменным, а объемная плотность увеличивается в 2 раза [4]. Предполагается [4–7], что данные дефекты являются вакансионными порами и карбидами, формирующимися в процессе облучения.

В работе [8] указывалось на возможность формирования α' -фазы в стали Eurofer97 при дозе 32 сна. Однако какие-либо данные по этой фазе не приведены, что, по-видимому, связано с трудностью ее определения методами просвечивающей электронной микроскопии. Отметим, что в исследованиях сталей с близким к данному материалу содержанием хрома и других легирующих добавок и примесей, а также бинарных сплавов Fe–Cr, обнаружено образование α' -фазы под облучением [10, 11].

Формирование карбидов, выделений α' -фазы приводит к перераспределению атомов легирующих элементов и обеднению матрицы по хрому. Это в свою очередь может привести к снижению коррозионной стойкости материала, что крайне важно при контакте с теплоносителем. Поскольку сохранение свойств стали в процессе эксплуатации зависит, в частности, от стабильности состава матрицы, исследование процессов формирования сегрегаций и их детальный химический анализ крайне важны при разработке ферритно-мартенситных сталей для активных зон перспективных реакторов.

Наиболее приемлемой методикой для количественного исследования радиационно-индуцированных сегрегаций является атомно-зондовая томография [12]. Она позволяет проводить исследования химического состава наноразмерных кластеров, а также их пространственного распределения в материале, с атомарным разрешением.

Авторами работ [13 – 15] проведены исследования влияния реакторного облучения на наномасштабную структуры дисперсно-упрочненной оксидом стали ODS Eurofer, образцы которой облучали в рамках проекта ARBOR-1.

Цель настоящей работы — проведение томографических атомно-зондовых исследований ферритно-мартенситной стали Eurofer97, облученной нейтронами до повреждающей дозы 32 сна, определение состава сверхмелких (<10 нм) образований, а также химического состава матрицы, изучение перераспределения химических элементов в исследованных объемах на наномасштабах под действием реакторного облучения.

Материалы

Состав исследуемых образцов стали Eurofer97 и их конечная термообработка представлены в табл. 1. Изучены образцы прошедшие облучение нейтронами на исследовательском реакторе БОР-60 в рамках эксперимента ARBOR-1 [16]. Помимо стандартного материала Eurofer97 исследованы образцы, дополнительно содержащие природный бор, либо изотоп В¹⁰. Плотность потока быстрых нейтронов с энергией >0,1 МэВ составляла $1,8 \cdot 10^{19} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-1}$, что эквивалентно повреждающей дозе 31,8 сна, температура облучения — 332°C. При изготовлении облученных образцов для атомно-зондовой томографии использовали части Шарпи образцов, подвергнутых испытаниям на ударную прочность. Температуры, при которых проводили механические испытания, представлены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав материала Eurofer97, масс. %

Материал	Температура испытаний по Шарпи, °C	C	Si	Mn	Cr	B	N	V	W	Ta
E106* = EUROFER97	200	0,11	0,08	0,37	8,94	0,0	0,027	0,19	1,07	0,87
A208** = EUROFER97 + 82 масс.% В	150	0,11	0,08	0,37	8,94	0,0082	0,027	0,19	1,07	0,87
A308** = EUROFER97 + 83 масс.% В ¹⁰	150	0,11	0,08	0,37	8,94	0,0082	0,027	0,19	1,07	0,87

Термическая обработка (на воздухе)

*выдержка 30 мин при 980°C с последующей закалкой + отпуск 90 мин при 760°C;

**выдержка 30 мин при 1040°C с последующей закалкой + отпуск 90 мин 760°C.

Температура проведения испытаний по Шарпи, °C

Методика проведения томографического атомно-зондового анализа

Исследования образцов проводили на оптическом томографическом атомном зонде в Институте теоретической и экспериментальной физики (ГНЦ РФ ИТЭФ) [17]. Методика позволяет получать данные о трехмерном распределении атомов в исследованном объеме с атомарным разрешением (в плоскости испарения $\sim 1 - 2 \text{ \AA}$, в направлении испарения атомов — менее 1 \AA) и одновременном определении химической природы каждого детектируемого атома. Используемая в данной работе установка оборудована рефлектроном — электростатической линзой обеспечивающей высокое разрешение по массе детектируемых атомов ($M/\Delta M \geq 600$). Принципиальная схема и принцип работы томографического атомного зонда представлены в ряде работ [12, 18–20].

Атомно-зондовые исследования проводили при криогенных температурах (70 К) для обеспечения равновероятностного испарения различных элементов с поверхности образца и для уменьшения погрешности определения координат испаренного атома, связанной с его тепловыми колебаниями. Для минимизации механических напряжений, испытываемых образцом в процессе испарения электрическим полем, скорость испарения детектируемых атомов регулировали в пределах 10 – 100 атомов в секунду. Испарение образцов проводили при напряжениях 2 – 10 кВ постоянной составляющей и 0,3 – 1,5 кВ импульсной составляющей. Соотношение импульсного и постоянного напряжения на образце в значительной степени влияет на точность определения концентрации атомов хрома [21]. При этом, чем меньше величина импульсного напряжения, тем меньше возникающие механические напряжения в образце, и тем больше объем получаемых данных. Итоговое значение равное 15% выбрано в качестве оптимального в рамках этих условий.

При расчете концентраций химических элементов, как в объеме, так и в матрице для каждого материала, производилось усреднение по весам. Соответственно средняя концентрация j -элемента равна:

$$\langle C^j \rangle = \frac{\sum_i N_i C_i^j}{\sum_i N_i},$$

где i — номер образца, N_i — число атомов в образце, C_i^j — концентрация j -элемента в образце.

Погрешность концентраций обусловлена статистической погрешностью, возникающей при наборе данных, а также имеющимися локальными флуктуа-

циями химического состава в исследованных объемах [12]. Статистическую погрешность для каждого элемента в каждом образце вычисляли по формуле:

$$\Delta_i C_{\text{по}}^j = \sqrt{\frac{C_i^j (100 - C_i^j)}{N_i}}.$$

После усреднения по весам получаем статистическую погрешность j -элемента:

$$\Delta C_{\text{по}}^j = \frac{\sum_i \Delta_i C_{\text{по}}^j N_i}{\sum_i N_i}.$$

Специфика исследований облученных материалов, обладающих высокой наведенной активностью, не позволила набрать достаточно большую статистику по образцам. Кроме того, в силу повышенной хрупкости образцов и их разрушения в процессе приложения испаряющего потенциала, максимальный объем полученных данных составил не более 30 000 атомов. Это в значительной степени повлияло на точность определения результатов, поскольку величина погрешности обратно пропорциональна объему полученных данных в процессе исследования.

Результаты атомно-зондовых исследований

Примеры 3-D реконструкции атомно-зондовых данных для облученных образцов Eurofer97 представлены на рис. 1а в виде атомных карт. На изображениях можно выделить диффузные области, обогащенные атомами Cr. Кроме того, на кривых зависимости распределения элементов в матрице вдоль оси исследования наблюдается обогащение данных областей атомами Mn. Данные образования так же характерны и для материалов, обогащенных бором (рис. 1б).

Поскольку данные области с повышенным содержанием легирующих элементов являются достаточно размытыми (диффузными), то их анализ является достаточно сложной задачей. В рамках предварительной оценки средних размеров сегрегаций применялся подход на основе парных корреляционных функций [22, 23]. Для оценки размеров, детального химического состава и концентрации таких образований в материале применяли кластерный анализ [24, 25].

Анализ данных на основе корреляционных функций

Для анализа неоднородности распределения атомов легирующих элементов в исследованных

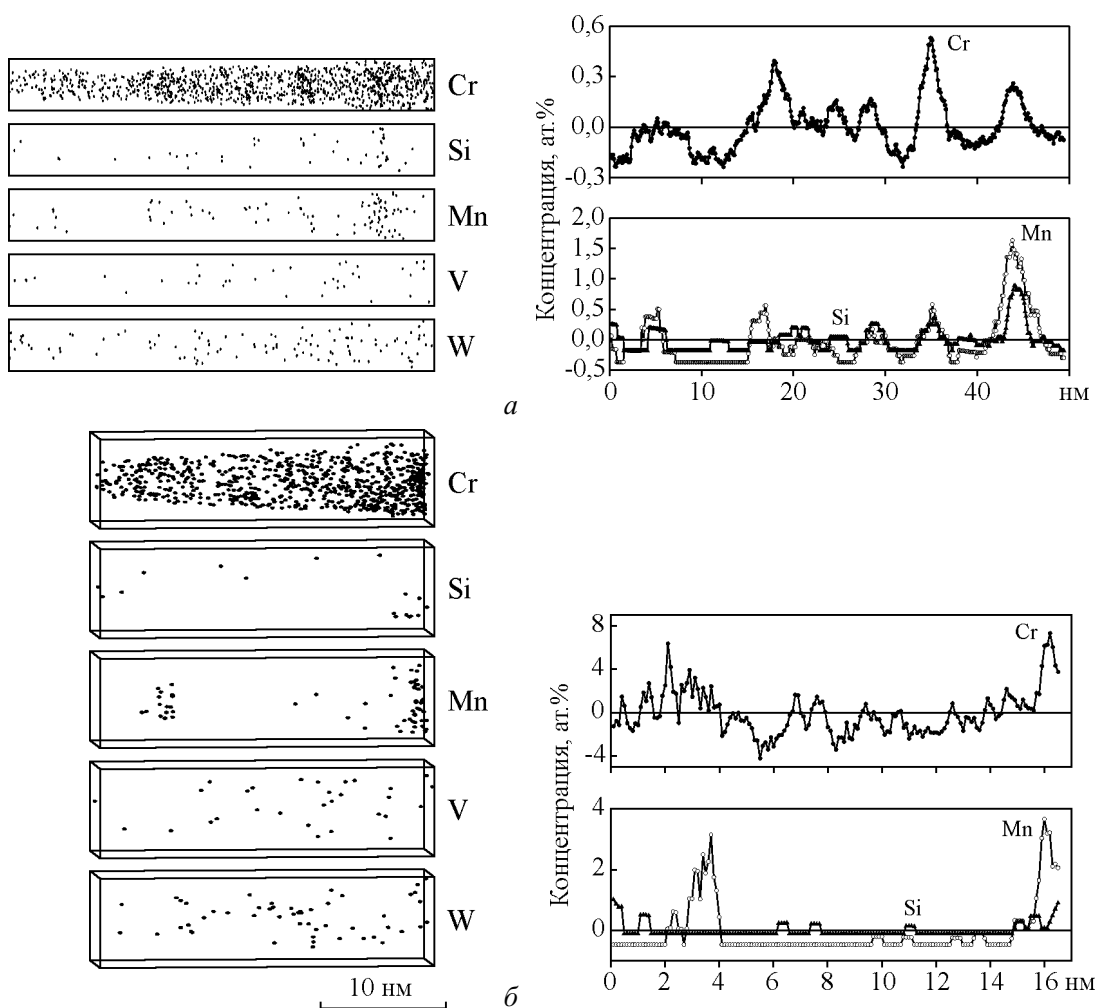


Рис. 1. Результаты атомно-зондовых исследований образцов: *а* – E106 (сталь Eurofer97), *б* – A308 (сталь Eurofer97 + 83 масс.% В¹⁰). Атомные карты образцов образца после облучения нейтронами до дозы 32 сна и распределение элементов в матрице вдоль оси исследования.

объемах использовали подход на основе парных корреляционных функций (ПКФ). Основные принципы данной процедуры, в применимости к атомно-зондовым данным, достаточно хорошо описаны в работах [22, 23].

$$\text{Введем функцию в виде } g_{ij}(r, dr) = \frac{C_j^i(r, dr)}{C_j^{\text{tot}}},$$

где $C_j^i(r, dr)$ — концентрация атомов сорта j в шаровом слое толщиной dr , построенном на расстоянии r относительно атома сорта i . C_j^{tot} — средняя концентрация атомов сорта j в исследованном объеме. Усреднив данные функции, построенные для всех атомов i , получим результирующую ПКФ

$$G_{ij}(r, dr) = \frac{\sum g_{ij}(r, dr)}{N_i^{\text{tot}}}, \text{ где } N_i^{\text{tot}} \text{ — полное число}$$

атомов сорта i . Из определения данной функции следует, что в случае равномерного распределения атомов, соответствующего однородному твердому раствору, значение $G_{ij}(r, dr)$ будет близко к единице. Незначительные отклонения будут связаны со случайными флуктуациями в пространственном распределении атомов. При наличии корреляции между атомами рассматриваемого сорта i значение $G_{ii}(r, dr)$ будет отличаться от единицы. Пересечение с функцией, отвечающей однородному раствору (которую для простоты можно представить функцией $G = 1$), покажет усредненный размер таких областей [23]. Отклонение от единицы функции $G_{ij}(r, dr)$ отвечает корреляции в расположении атомов сортов i и j . Для оценки величины флуктуаций в случае однородного раствора методом Монте-Карло моделировали случайное распределение атомов Fe и Cr в объеме. Концентрация атомов Cr соответствовала

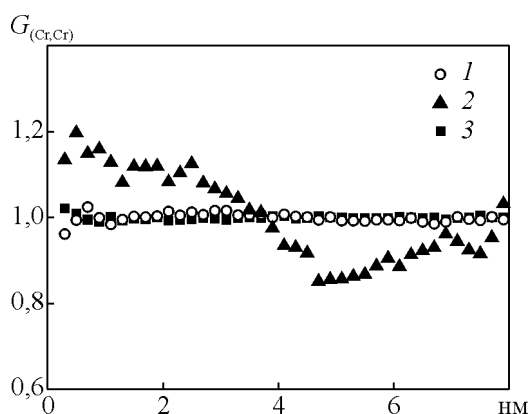


Рис. 2. ПКФ G_{CrCr} для однородного, необлученного (1) и облученного 32 сна (2) твердого раствора (Eurofer97). 3 – модельный твердый раствор.

концентрации в массивном образце. Для моделируемых объемов проводили построение парных корреляционных функций G_{ij} . Для сравнения, а также оценки изменений корреляционных функций на рис. 2 представлены корреляционные функции G_{CrCr} для исследованных образцов исходного материала Eurofer97 (не прошедшего облучение) и для этого же материала после облучения в реакторе БОР-60 до дозы 32 сна. Здесь и далее толщина шарового слоя, используемого при построении корреляционных функций, составляла 0,2 нм.

Сравнение ПКФ для исходного материала Eurofer97 и модельного твердого раствора показало, что атомы хрома в необлученном металле распределены равномерно. В тоже время в облученном материале наблюдается значительная корреляция между атомами хрома, что говорит о наличии сегрегаций.

Для анализа взаимного распределения химических элементов в объеме облученного материала на рис. 3 построены корреляционные функции G_{CrZ} , где вместо Z брали различные легирующие элементы, присутствующие в материале. Анализ функций показывает наличие сильной корреляции между атомами Cr и Mn. Корреляция между атомами Cr и Si не является ярко выраженной. Значительных отличий в поведении корреляционных функций в зависимости от содержания бора в материале не обнаружено. Наличие сильных корреляций между атомами Cr и Mn позволяет предположить, что именно это взаимодействие облегчает формирование обнаруженных предвыделений.

По виду корреляционных функций были определены средние размеры сегрегаций атомов хрома в исследуемых материалах (табл. 2). Оцененный диаметр лежит в пределах от 3 до 4 нм. Различия в размерах сегрегаций для исходной стали Eurofer97, а

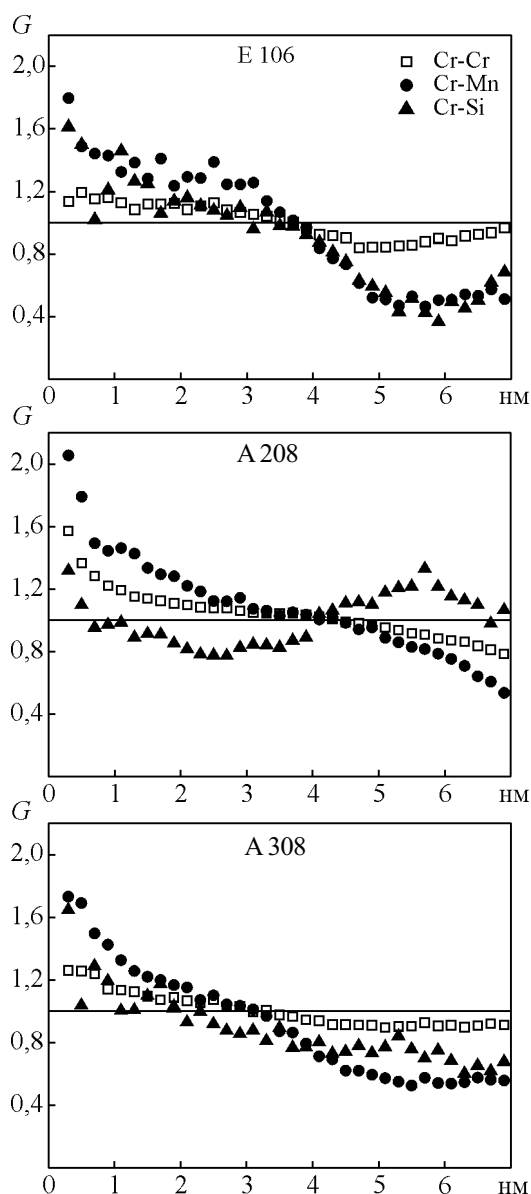


Рис. 3. Корреляция химических элементов в исследованных объемах стали Eurofer97 после облучения в БОР-60 до дозы 32 сна. Горизонтальная линия отвечает случаю однородного твердого раствора.

также легированной различными изотопами бора составляют порядка 1 нм, но в тоже время находятся в пределах ошибки измерения $\pm 0,4$ нм и могут быть вызваны скорее недостаточной статистикой по наблюдаемым сегрегациям.

Результаты исследования кластеров методом максимального разделения

Кроме метода парных корреляционных функций для поиска областей твердого раствора с повышен-

Таблица 2

Материал	Средние размеры кластеров, $\langle d \rangle$, нм		Объемная плотность, м^{-3}
	Корреляционный анализ	Кластерный анализ	
E106	$3,7 \pm 0,4$	$2,6 \pm 0,8$	$\sim 5 \cdot 10^{24}$
A208	$4,3 \pm 0,4$	$3,9 \pm 0,1$	$\sim 5 \cdot 10^{24}$
A308	$3,3 \pm 0,4$	$2,4 \pm 0,1$	$\sim 9 \cdot 10^{24}$

ным содержанием элементов Cr, Si и Mn (по сравнению со средней концентрацией их в материале) мы также использовали метод максимального разделения, детально описанный в работах [24, 25]. В данной работе для определения соответствия атома кластеру в прилегающем к нему шаровом слое радиусом 10 Å рассчитывали концентрации атомов Cr, Si, Mn. Рассматриваемый атом соотносили с кластером в случае, если суммарная атомарная концентрация данных элементов превышала 13%. При значениях ниже данной концентрации наблюдалось размытие переходного слоя кластер-матрица. При этом, происходило объединение некоторых близко расположенных кластеров. При увеличении суммарной концентрации Cr, Si и Mn выше 13 ат.% происходило разбиение кластеров на более мелкие сегменты, не представляющие статистическую значимость.

Химический состав сегрегаций представлен на рис. 4. Как видно, основным легирующим элементом в составе данных образований является хром. Обогащение относительно матрицы по данному элементу составляет от 5 до 20 ат.%. Кроме того, они в значительной степени (до 4 ± 1 ат.%) обогащены атомами марганца. Наблюдаемые сегрегации нельзя отнести к α' -фазе, обнаруженной в высокохромистых сталях и модельных сплавах в работах [10, 26, 27]. Тем не менее, они могут представлять собой начальные стадии зарождения фаз, обогащенных хромом (карбидов, α' -фазы) [28].

Размеры сегрегаций, полученные на основе кластерного анализа, представлены в табл. 2. Анализ химического состава матрицы материалов показывает обеднение её по хрому до 1,5 раз.

Снижение хрома в твердом растворе в основном обусловлено образованием карбидов, в том числе за счет термообработок, обеспечивающих дисперсионное твердение ферритно-мартенситных сталей. Как показывают микроструктурные исследования стали Eurofer 97 в необлученном состоянии [28–30], хром сегрегирует на крупные (40–300 нм) карбиды типа M_{23}C_6 . Содержание хрома в данных образованиях составляет порядка 60%. Массивные карбиды располагаются преимущественно на границах зерен,

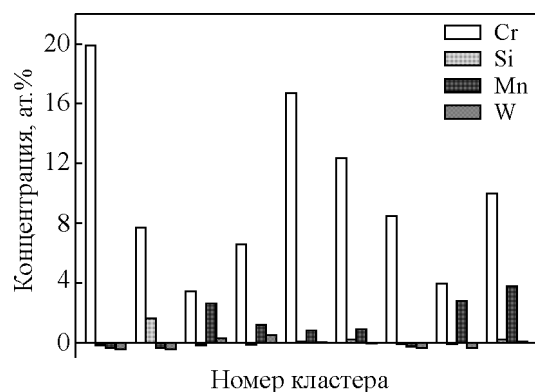


Рис. 4. Обогащение по химическим элементам обнаруженных кластеров относительно матрицы.

что приводит к неоднородному распределению хрома по объему материала. Его содержание на границах составляет в среднем $\sim 14\%$. В тоже время содержание в объеме зерна лежит в пределах 7%. Кроме того, исследования стали Eurofer 97 после старения при различных температурах [29, 30] показали, увеличение содержания хрома в карбидах (до значений $\sim 75\%$ при $500^\circ\text{C}/5000$ ч), что приводит к еще большему обеднению по хромом матрицы. Наблюдаемые эффекты являются характерными для высокохромистых сталей. Например, состав матрицы 12% хромистой стали ЭК-181 в результате завершающей термической обработки (традиционной либо комбинированной) обедняется приблизительно на 2% [3]. При формировании наноразмерных кластеров, возникает дополнительное обеднение. Проведенное нами, исследование стали Eurofer 97, облученной до дозы 32 сна, обнаружило понижение содержания хрома в матрице материала на величины от 1 до 3 ат.%.

Заключение

Проведен анализ распределения химических элементов в стали Eurofer97, облученной в реакторе БОР-60 до повреждающей дозы 32 сна при $T=332^\circ\text{C}$. Полученные результаты указывают на перераспределение элементов в процессе облучения с образованием наноразмерных областей обогащенных хромом (вплоть до 20 ат.%) и марганцем (до 4 ат.%). Состав обнаруженных “предвыделений” значительно отличается от состава α' -фазы, обнаруженной в облученных сталях с содержанием 13% хрома [10], а также модельных сплавах Fe – 12 ат.% Cr [26]. Данные образования могут являться областями зарождения новых фаз обогащенных хромом. Отметим, что исследования модельных 9% хромистых сплавов под

облучением так же обнаруживают не только выделения α' -фазы, но и обогащенные хромом кластеры [11]. В настоящей работе показано, что при нейтронном облучении до дозы 32 сна происходит уменьшение концентрации хрома в матрице стали Eurofer97 до 6 ат.%.

Литература

1. Lindau R., Möslang A., Rieth M., Klimiankou M., Materna-Morris E., Alamo A., Tavassoli F., Cayron C., Lancha M., Fernandez P., Baluc N., Schaublin R., Diegele E., Filacchioni G., Rensman J.W., Schaaf B.v.d., Lucon E., Dietz W. Present development status of EUROFER and ODS-EUROFER for application in blanket concepts. *Fusion Engineering and Design*, 2005, v. 75 – 79, p. 989 – 996.
2. Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В., Астафурова Е.Г., Шевяко Н.А., Литовченко И.Ю. Особенности микроструктуры ферритно-мартенситной (12% Cr) стали ЭК-181 после термообработок по разным режимам. *Журнал технической физики*, 2012, т. 82, вып. 1, с. 52 – 58.
3. Рогожкин С.В., Искандаров Н.А., Алеев А.А., Залужный А.Г., Никитин А.А., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М. Исследование наномасштабного состояния ферритно-мартенситной стали ЭК-181 после различных термических обработок. *Перспективные материалы*, 2011, № 5, с. 29 – 36.
4. Coppola R., Lindau R., May R.P., Möslang A., Valli M. Investigation of microstructural evolution under neutron irradiation in Eurofer97 steel by means of small-angle neutron scattering. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, v. 386 – 388, p. 195 – 198.
5. Materna-Morris E., Möslang A., Rolli R., Schneider H.-C. Effect of helium on tensile properties and microstructure in 9%Cr-WVTa-steel after neutron irradiation up to 15 dpa between 250 and 450 °C. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, v. 386 – 388, p. 422 – 425.
6. Materna-Morris E., Möslang A., Rolli R., Schneider H.-C. Effect of 16.3 dpa neutron irradiation on fatigue lifetime of the RAFM steel EUROFER97. *Fusion Engineering and Design*, 2011, v. 86, p. 2607 – 2610.
7. Klimenkov M., Materna-Morris E., Möslang A. Characterization of radiation induced defects in EUROFER 97 after neutron irradiation. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, v. 417, p. 124 – 126.
8. Weiss O. J., Gaganidze E., Aktaa J. Quantative TEM investigations on EUROFER97 irradiated up to 32 dpa. *Advances in Science and Technology*, 2010, v. 73, p. 118 – 123.
9. Gaganidze E., Petersen C., Materna-Morris E., Dethloff C., Wei O.J., Aktaa J., Povstyanko A., Fedoseev A., Makarov O., Prokhorov V. Mechanical properties and TEM examination of RAFM steels irradiated up to 70 dpa in BOR-60. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, v. 417, p. 93 – 98.
10. Borodin O.V., Bryk V.V., Voyevodin V.N., Neklyudov I.M., Shamardin V.K. Investigation of microstructure of ferritic-martensitic steels containing 9 and 13% Cr irradiated with fast neutrons. *Journal of Nuclear Materials*, 1993, v. 207, p. 295 – 302.
11. Heintze C., Ulbricht A., Bergner F., Eckerlebe H. The microstructure of neutron-irradiated Fe-Cr alloys: a small-angle neutron scattering study. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, v. 409, p. 106 – 111.
12. Miller M. K., *Atom Probe Tomography: Analysis at the Atomic Level*, Kluwer Academic/Plenum Press, New York, NY, 2000, 239 p.
13. Aleev A.A., Iskandarov N.A., Klimenkov M., Lindau R., Möslang A., Nikitin A.A., Rogozhkin S.V., Vladimirov P., Zaluzhnyi A.G. Investigation of oxide particles in unirradiated ODS Eurofer by tomographic atom probe. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, v. 409, p. 65 – 71.
14. Rogozhkin S.V., Aleev A.A., Zaluzhnyi A.G., Nikitin A.A., Iskandarov N.A., Vladimirov P., Lindau R., Möslang A. Atom probe characterization of nano-scaled features in irradiated ODS Eurofer steel. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, v. 409, p. 94 – 99.
15. Рогожкин С.В., Алеев А.А., Залужный А.Г., Искандаров Н.А., Никитин А.А., Vladimirov P., Lindau R., Möslang A. Томографическое атомно-зондовое исследование наномасштабных особенностей дисперсно-упрочненной стали ODS EUROFER в исходном состоянии и после облучения нейтронами. *Физика металлов и металловедение*, 2012, т. 113, № 1, с. 104 – 112.
16. Petersen C., Shamardin V., Fedoseev A., Shimansky G., Efimov V., Rensman J. The ARBOR irradiation project. *Journal of Nuclear Materials*, 2002, v. 307 – 311, p. 1655 – 1659.
17. Суворов А.Л., Рогожкин С.В., Залужный А.Г., Алеев А.А., Бобков А.Ф., Зайцев С.В., Карпов А.В., Козодаев М.А., Логинов Б.А., Макеев О.Н. Атомно-масштабные исследования реакторных материалов, *Вопросы атомной науки и техники, серия Материаловедение и новые материалы*, 2006, т. 1 (66), с. 3 – 13.
18. Menand A., Cadel E., Pareige C., Blavette D. Three-dimensional atomic scale microscopy with the atom probe. *Ultramicroscopy*, 1999, v. 78, p. 63 – 72.
19. Arslan I., Marquis E.A., Homer M., Hekmaty M.A., Bartlet N.C. Towards better 3-D reconstructions by combining electron tomography and atom-probe tomography. *Ultramicroscopy*, 2008, v. 108, p. 1579 – 1585.
20. Рогожкин С.В., Агеев В.С., Алеев А.А., Залужный А.Г., Леонтьева-Смирнова М.В., Никитин А.А. Томографическое атомно-зондовое исследование жаропрочной 12%-ой ферритно-мартенситной хромистой стали ЭК-181. *Физика металлов и металловедение*, 2009, т. 108, № 6, с. 612 – 618.
21. Yamaguchi Y., Takahashi J., Kawakami K. The study of quantitiveness in atom probe analysis of alloying elements in steel. *Ultramicroscopy*, 2009, v. 109, p. 541 – 544.
22. Meslin E., Radiguet B., Pareige P., Barbu A. Kinetic of solute clustering in neutron irradiated ferritic model alloys and a French pressure vessel steel investigated by atom probe tomography. *Journal of Nuclear Materials*, 2010, v. 399, p. 137 – 145.

23. Philippe T., Duguay S., Blavette D. Clustering and pair correlation function in atom probe tomography. *Ultramicroscopy*, 2010, v. 110, p. 862 – 865.
24. Russel K.F., Miller M.K. Embrittlement of RPV steels: An atom probe tomography perspective. *Journal of nuclear Materials*, 2007, v. 371, p. 145 – 160.
25. Miller M.K. Atom probe tomography characterization of solute segregation to dislocations and interfaces. *Journal of Material Science*, 2006, v. 41, p. 7808 – 7813.
26. Kuksenko V., Pareige C., Genevois C., Cuvilly F., Roussel M., Pareige P. Effect of neutron irradiation on the microstructure of Fe-12at.%Cr alloy, *Journal of nuclear materials*, 2011, v. 415, p. 61 – 66.
27. Danoix F., Auger P. Atom probe studies of the Fe-Cr system and stainless steels aged at intermediate temperature: A Review, Elsevier, *Materials Characterization*, 2000, v. 44, p. 177 – 201.
28. Klimenkov M., Lindau R., Materna-Morris E., Möslang A. TEM characterization of precipitates in EUROFER 97. *Progress in Nuclear Energy*, 2012, v. 57, p. 8 – 13.
29. Fernandez P., Garcia-Mazario M., Lancha A.M., Lapena J. Grain boundary microchemistry and metallurgical characterization of Eurofer 97 after simulated service conditions. *Journal of Nuclear Materials*, 2004, v. 329 – 333, p. 273 – 277.
30. Fernandez P., Lancha A.M., Lapena J., Serrano M., Hernandez-Mayoral M. Metallurgical properties of reduced activation martensitic steel Eurofer 97, in the as-received condition and after thermal ageing. *Journal of Nuclear Materials*, 2002, v. 307 – 311, p. 495 – 499.

Статья поступила в редакцию 14.06.2012 г.

Рогожкин Сергей Васильевич — ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики (г. Москва), кандидат физико-математических наук, заместитель начальника центра. Специалист в области физики твердого тела. E-mail: sergey.rogozhkin@itep.ru.

Никитин Александр Александрович — ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики (г. Москва), инженер. Специалист в области ультрамикроскопии. E-mail: iskandarov@itep.ru.

Алеев Андрей Аскольдович — ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики (г. Москва), инженер. Специалист в области физики твердого тела. E-mail: andrey.aleev@itep.ru.

Германов Александр Борисович — ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики (г. Москва), инженер. Специалист в области физики металлов. E-mail: Alexander.Germanov@itep.ru.

Залужный Александр Георгиевич — ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики (г. Москва), доктор физико-математических наук, профессор, начальник центра. E-mail: Zaluzhnyi@itep.ru.