

ВЛИЯНИЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОЙ ОКСИДАМИ СТАЛИ

С. В. ВЛАСЕНКО¹⁾, А. И. БЕНЕДИКТОВИЧ¹⁾, Т. А. УЛЬЯНЕНКОВА²⁾,
В. В. УГЛОВ¹⁾, В. А. СКУРАТОВ³⁾, Ж. О'КОННЕЛЛ⁴⁾, Й. НИТЛИНГ⁴⁾

¹⁾Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030, г. Минск, Республика Беларусь

²⁾Корпорация «Ригаку», ул. Хардтвальд, 11, 76275, г. Эттлинген, Германия

³⁾Лаборатория ядерных реакций Объединенного института ядерных исследований,
ул. Жолио Кюри, 6, 141980, г. Дубна, Россия

⁴⁾Центр просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения
Университета имени Нельсона Манделы, ул. Саммерстранд, 6031, Порт-Элизабет, Южная Африка

Исследовано влияние ионного облучения на дисперсно-упрочненные оксидами стали, которые представляют собой перспективный конструкционный материал для применения в ядерных реакторах следующего поколения. Воздействие радиации на стали определяется через изменение микроструктуры. Изучены необлученные и облученные образцы дисперсно-упрочненных оксидами сталей с помощью просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии. Данные последней обрабатывались с помощью процедуры фитирования экспериментальных данных теоретической кривой. При этом для описания влияния оксидных наночастиц на форму дифракционных профилей они рассматривались как сферические включения в ферритную матрицу. Определено, что значения микроструктурных параметров, полученные с помощью просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии, находятся в хорошем соответствии. Некоторое различие в результатах связано с погрешностью вычислительной процедуры, сделанными предположениями в рамках использованной модели (одинаковый радиус наночастиц) и особенностями применявшихся методов. Установлено, что микроструктура дисперсно-упрочненных оксидами сталей не испытывает значительных изменений при воздействии радиации.

Ключевые слова: рентгеновская дифрактометрия; просвечивающая электронная микроскопия; дисперсно-упрочненные оксидами стали; оксидные наночастицы; сферические включения; микроструктурные параметры.

Образец цитирования:

Власенко С. В., Бенедиктович А. И., Ульяненкова Т. А., Углов В. В., Скуратов В. А., О'Коннелл Ж., Нитлинг Й. Влияние ионного облучения на микроструктуру дисперсно-упрочненной оксидами стали // Вестн. БГУ. Сер. 1, Физика. Математика. Информатика. 2016. № 2. С. 8–16.

For citation:

Vlasenko S. V., Benediktovitch A. I., Ulyanenkova T. A., Uglov V. V., Skuratov V. A., O'Connell J., Neethling J. Investigation of ion influence on microstructure of oxide dispersion strengthened steels. *Vestnik BGU. Ser. 1, Fiz. Mat. Inform.* 2016. No. 2. P. 8–16 (in Russ.).

Авторы:

Светлана Владимировна Власенко – аспирантка кафедры теоретической физики и астрофизики физического факультета.

Андрей Игоревич Бенедиктович – кандидат физико-математических наук; доцент кафедры теоретической физики и астрофизики физического факультета.

Татьяна Александровна Ульяненкова – кандидат физико-математических наук; старший научный сотрудник.

Владимир Васильевич Углов – доктор физико-математических наук, профессор; заведующий кафедрой физики твердого тела физического факультета.

Владимир Алексеевич Скуратов – доктор физико-математических наук; заведующий сектором лаборатории ядерных реакций.

Жак О'Коннелл – кандидат физико-математических наук; оператор электронного микроскопа.

Йоханнес Нитлинг – доктор физико-математических наук; профессор.

Authors:

Svetlana Vlasenko, postgraduate student at the department of theoretical physics and astrophysics, faculty of physics.

svetlana.vlasenko.bsu@gmail.com

Andrei Benediktovitch, PhD (physics and mathematics); associate professor at the department of theoretical physics and astrophysics, faculty of physics.

Tatjana Ulyanenkova, PhD (physics and mathematics); senior researcher.

Vladimir Uglov, doctor of science (physics and mathematics), full professor; head of the department of solid state physics, faculty of physics.

Vladimir Skuratov, doctor of science (physics and mathematics); head of sector of the laboratory of nuclear reactions.

Jacque O'Connell, PhD (physics and mathematics); electronic microscope operator.

Johannes Neethling, doctor of science (physics and mathematics); full professor.

INVESTIGATION OF ION INFLUENCE ON MICROSTRUCTURE OF OXIDE DISPERSION STRENGTHENED STEELS

S. V. VLASENKO^a, A. I. BENEDIKTOVITCH^a, T. A. ULYANENKOVA^b,
V. V. UGLOV^a, V. A. SKURATOV^c, J. O'CONNELL^d, J. NEETHLING^d

^aBelarusian State University, Nezavisimosti avenue, 4, 220030, Minsk, Republic of Belarus

^b«Rigaku» Europe SE, Hardtwald street, 11, 76275, Ettlingen, Germany

^cFlerov laboratory of nuclear reactions, Joint Institute for Nuclear Research,
Zholtso Kyuri street, 6, 141980, Dubna, Russia

^dCentre for High Resolution Transmission Electron Microscopy,
Nelson Mandela Metropolitan University, Summerstrand street, 6031, Port Elizabeth, South Africa

In this paper the radiation influence on oxide dispersion strengthened steels is investigated. Oxide dispersion strengthened steels are a promising structural material for future reactor application. The influence of radiation on steels is determined via the modification of microstructure. Unirradiated and irradiated steel samples were investigated with the help of transmission electron microscopy and X-ray diffractometry. The X-ray diffraction data were processed with the help of fitting of the measured data by the theoretical curve. In order to describe the influence of oxide nanoparticle on the shape of diffraction profiles the nanoparticles are considered like the spherical inclusion into the steel matrix. The values of microstructural parameters obtained by transmission electron microscopy and X-ray diffractometry are in a good agreement. Some differences in results are connected with the inaccuracy of computational procedure, assumptions made in the framework of model used (the same radius of nanoparticles) and the peculiarities of the methods used. In this investigation it was established that microstructure of oxide dispersion strengthened steels does not undergo significant changes under irradiation.

Key words: X-ray diffractometry; transmission electron microscopy; oxide dispersion strengthened steels; oxide nanoparticles; spherical inclusions; microstructural parameters.

Дисперсно-упрочненные оксидами (ДУО) стали представляют собой группу перспективных конструкционных материалов для применения в ядерных реакторах следующего поколения [1–3], поскольку они могут выдерживать более агрессивные рабочие условия: повышенные температуры и потоки нейтронного излучения. ДУО-стали обладают улучшенными свойствами по сравнению с ферритно-мартенситными сталями благодаря однородно внедренным в ферритную матрицу оксидным наночастицам. Рабочая температура ДУО-сталей составляет около 700 °С [4] (для ферритно-мартенситных сталей – ~550 °С), что увеличивает эффективность реактора. Данные стали характеризуются повышенной устойчивостью к коррозии и таким явлениям, как радиационное распухание и хрупкость/затверждение материала.

Важным для использования ДУО-сталей в реакторах является определение влияния больших доз радиации на их механические свойства [5–7]. В целях получения больших повреждающих доз за короткий промежуток времени используют ионы с энергиями от нескольких десятков до сотен килоэлектронвольт. Один из аспектов изучения воздействия больших доз излучения на свойства ДУО-сталей – исследование изменения их микроструктуры, наиболее эффективным методом которого является просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). С помощью ПЭМ были изучены важные свойства ДУО-сталей [8, 9]. ПЭМ позволяет оценить приблизительный размер кристаллитов и оксидных наночастиц, плотность дислокаций и оксидных наночастиц. Однако сложность подготовки образца для ПЭМ ограничивает его применение. Еще один эффективный метод исследования микроструктуры – рентгеновская дифрактометрия (РД), которая представляет собой косвенный метод, поэтому полученные данные требуют теоретической обработки, чтобы установить микроструктурные параметры.

В настоящей работе оксидные наночастицы для описания их влияния на форму дифракционных профилей моделируются как сферические включения в ферритную матрицу, т. е. как еще один тип дефектов. Следовательно, для описания распределения интенсивности дифрагированного рентгеновского излучения для ДУО-сталей необходимо учесть воздействие дислокаций, конечного размера кристаллитов, инструментальной функции, а также оценить роль оксидных наночастиц как дополнительного типа дефектов. Необходимы также фитирование экспериментальных данных теоретической кривой и получение таким образом микроструктурных параметров. Один из методов решения данной задачи заключается в одновременном фитировании нескольких профилей с помощью процедуры свертывания (*the convolutional multiple whole profile fitting*). Этот метод использует профильные функции на основе микроструктуры и поэтому может корректно описывать весь диапазон распределения интенсивности [10, 11], а также учитывает влияние дислокаций, дефектов упаковки, конечного размера кристаллитов и инструментальной функции. Был разработан сходный метод – моделирование всей дифракционной картины для порошков (*the whole powder pattern modeling*) [12]. Однако ни один из приведенных методов не позволяет оценить воздействие оксидных наночастиц. Поэтому для описания микроструктуры ДУО-сталей указанные процедуры фитирования следует дополнить.

Экспериментальные измерения

Рентгеновские дифрактограммы были получены на дифрактометре SmartLab (Rigaku, США) с использованием излучения $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 0,154\,056$ нм).

Рентгенодифракционный анализ выполнен для облученных и необлученных образцов ДУО-стали. Для исследования были взяты два типа ДУО-стали: КР123 ($\text{Fe} - 15\text{Cr} - 2\text{W} - 0,2\text{Ti} - 0,35\text{Y}_2\text{O}_3$) и КР4 ($\text{Fe} - 15\text{Cr} - 4\text{Al} - 2\text{W} - 0,35\text{Y}_2\text{O}_3$).

Воздействие радиации на ДУО-стали в реакторах моделировалось облучением образцов высокоэнергетическими тяжелыми ионами, которое было выполнено на циклотроне U400 в г. Дубне. Флюенс двух ионов Вi (700 МэВ) составляет $6,15 \cdot 10^{12}$ см⁻² и $1,52 \cdot 10^{13}$ см⁻², флюенс ионов Хе (167 МэВ) – $1,5 \cdot 10^{14}$ см⁻². Поперечные изображения ПЭМ были получены с помощью электронного микроскопа JEOL JEM 2100 LaB₆, работающего при напряжении 200 кВ. Образцы подготовлены с помощью FEI Helios NanoLab FIB.

Для данного исследования получены $\theta/2\theta$ -сканы в диапазоне углов 2θ от 20° до 150° с шагом $0,02^\circ$ и сканирующей скоростью $0,2^\circ/\text{мин}^{-1}$; сканы включают 6 пиков.

Теоретические основы процедуры фитирования

Для получения микроструктурных параметров облученных и необлученных образцов ДУО-стали применяется процедура фитирования экспериментальных профилей теоретической кривой. Все параметры фитируются одновременно с использованием минимизационного алгоритма Марквардта – Левенберга. Теоретическая кривая I_{theor} представляет собой сумму функции фона $\text{BG}(2\theta)$ и свертки профилей интенсивности от дефектов, которые влияют на форму дифракционных профилей, а также учитывают уширение за счет размеров кристаллитов роль инструментальной функции:

$$I_{\text{theor}} = \text{BG}(2\theta) + \sum_{hkl} I_{\text{max}}^{hkl} I^{hkl}(2\theta - 2\theta_0^{hkl}), \quad I^{hkl} = I_{\text{instr}}^{hkl} \cdot I_{\text{size}}^{hkl} \cdot I_{\text{disl}}^{hkl} \cdot I_{\text{si}}^{hkl},$$

где I_{max}^{hkl} – амплитуда интенсивности, $2\theta_0^{hkl}$ – положение пика интенсивности; I_{instr}^{hkl} , I_{size}^{hkl} , I_{disl}^{hkl} , I_{si}^{hkl} – профили интенсивности, учитывающие влияние инструментальной функции, конечного размера кристаллитов, дислокаций и оксидных наночастиц соответственно.

Для более эффективного свертывания профилей интенсивности его выполняют в фурье-пространстве. Тогда результирующий профиль интенсивности [13]

$$A(L) = A^{\text{instr}}(L) A^{\text{size}}(L) A^{\text{disl}}(L) A^{\text{si}}(L).$$

Уширение дифракционных профилей за счет конечного размера кристаллитов и вследствие присутствия дислокаций. Рентгеновская дифрактометрия позволяет измерить величину областей когерентного рассеяния, которую обычно рассматривают в качестве размеров кристаллитов. Уменьшение размеров областей приводит к уширению дифракционных профилей. Это еще один источник уширения профилей в дополнение к дефектам (дислокации и оксидные наночастицы). Будем считать, что все кристаллиты имеют сферическую форму и их размеры подчиняются логарифмически нормальному распределению

$$f(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi\sigma x}} \exp\left[-\frac{(\log x - \log \mu)^2}{2\sigma^2}\right],$$

где μ и σ – параметры логарифмически нормального распределения. Тогда фурье-преобразование профиля интенсивности запишется как

$$A^{\text{size}}(L) = \frac{1}{2} \operatorname{erfc}\left[\frac{1}{\sqrt{2\sigma}} \log \frac{|L|}{\mu} - \frac{3}{\sqrt{2}} \sigma\right] - \frac{3}{2} |L| \exp\left[-\frac{5}{2} \sigma^2\right] \operatorname{erfc}\left[\frac{1}{\sqrt{2\sigma}} \log \frac{|L|}{\mu} - \sqrt{2} \sigma\right] + \\ + \frac{|L|^3}{2\mu^3} \exp\left[-\frac{9}{2} \sigma^2\right] \operatorname{erfc}\left[\frac{1}{\sqrt{2\sigma}} \log \frac{|L|}{\mu}\right].$$

Еще один источник уширения дифракционных профилей – наличие прямолинейных дислокаций. Присутствие дислокаций в материале приводит к тому, что атомы смещаются из своих равновесных

положений, т. е. к возникновению поля смещения и уширению дифракционных профилей. Будем предполагать случайное распределение дислокаций. Тогда преобразование Фурье для уширения за счет дислокаций запишется в следующем виде:

$$A^{\text{disl}}(L) = \exp\left[-\frac{\pi b^2}{2} g \bar{C}_{h00} (1 - qH^2) \rho L^2 f\left(\frac{L}{R_e}\right)\right],$$

где \bar{C}_{h00} – усредненный контрастный фактор для рефлекса $h00$; g – параметр деформационной анизотропии; ρ – плотность дислокаций; f – функция Уилкенса.

Профиль интенсивности вследствие присутствия оксидных наночастиц в материале. Для описания влияния оксидных наночастиц на форму дифракционных профилей эти наночастицы моделируются как включения в ферритную матрицу, т. е. как еще один тип дефектов. Будем считать, что все наночастицы имеют сферическую форму и одинаковый радиус. Для получения полей смещения используем уравнения равновесия теории упругости. Тогда для включения и ферритной матрицы можно записать

$$c_{ijkl}^{\text{out}} \frac{\partial^2 u_k^{(\text{out})}}{\partial x_j \partial x_l} = 0, \quad c_{ijkl}^{\text{in}} \frac{\partial^2 u_k^{(\text{in})}}{\partial x_j \partial x_l} = 0, \quad i = 1, 2, 3,$$

где c_{ijkl}^{out} и c_{ijkl}^{in} – упругие константы для матрицы и включения соответственно; $u_k^{(\text{out})}$ и $u_k^{(\text{in})}$ – поля смещения для матрицы и включения соответственно.

Константы определяются на основании граничных условий. Подставляя полученные значения констант, получим выражение для поля смещения за пределами включения:

$$u_r^{(\text{out})}(r) = \frac{m(2c_{12}^{(\text{in})} + c_{11}^{(\text{in})})}{2c_{12}^{(\text{in})} + c_{11}^{(\text{in})} + 2(m+1)(c_{11} - c_{12})} \frac{r_0^3}{r^2},$$

где r_0 – радиус включения; m – параметр относительного несоответствия кристаллических решеток.

Согласно [14] профиль интенсивности при наличии сферических включений может быть записан как

$$I_{\text{si}}(q) = \int_{-\infty}^{\infty} e^{iqL} A(L) dL.$$

После подстановки выражения для поля смещения преобразование Фурье для сферического включения принимает следующий вид:

$$A^{\text{si}}(L) = \exp\left[2\pi\rho_{\text{np}} L^3 \psi\left(\frac{HP}{L^2}\right)\right] - \exp[-4\pi W],$$

где ρ_{np} – плотность оксидных наночастиц; функция ψ в общем виде определяется как

$$\psi(x) = 2\pi \int_0^{\infty} dr \int_0^{\pi} d\theta \left(e^{ix\varphi(r, \cos\theta)} - 1 \right) \sin\theta,$$

где функция φ определяется следующим образом:

$$\varphi(r, \cos\theta) = \frac{1 - r \cos\theta}{(1 + r^2 - 2r \cos\theta)^{3/2}} + \frac{\cos\theta}{r^2}.$$

Определение микроструктурных параметров ДУО-сталей

Микроструктура необлученных и облученных образцов ДУО-сталей исследовалась путем применения ПЭМ и РД. С помощью полученных изображений ПЭМ для необлученных (рис. 1) и облученных (рис. 2) образцов ДУО-сталей были оценены микроструктурные параметры образцов (табл. 1): размер кристаллитов (d), плотность (ρ_{np}) и радиус (r_0) оксидных наночастиц. Величины этих микроструктурных параметров использовались в качестве начальных значений для процедуры фитирования, а также для сравнения с результатами процедуры фитирования.

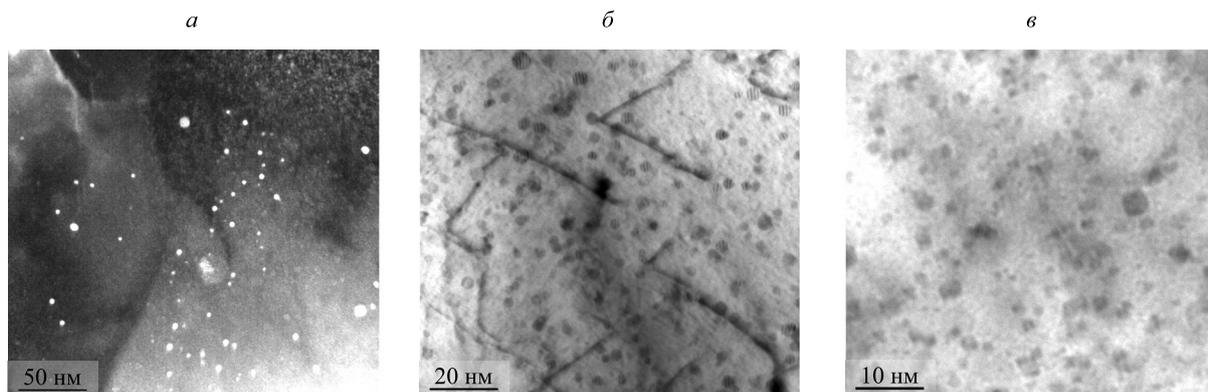


Рис. 1. Изображения ПЭМ-необлученных образцов КР4: а – темнопольное, б – светлопольное; КР123: в – светлопольное

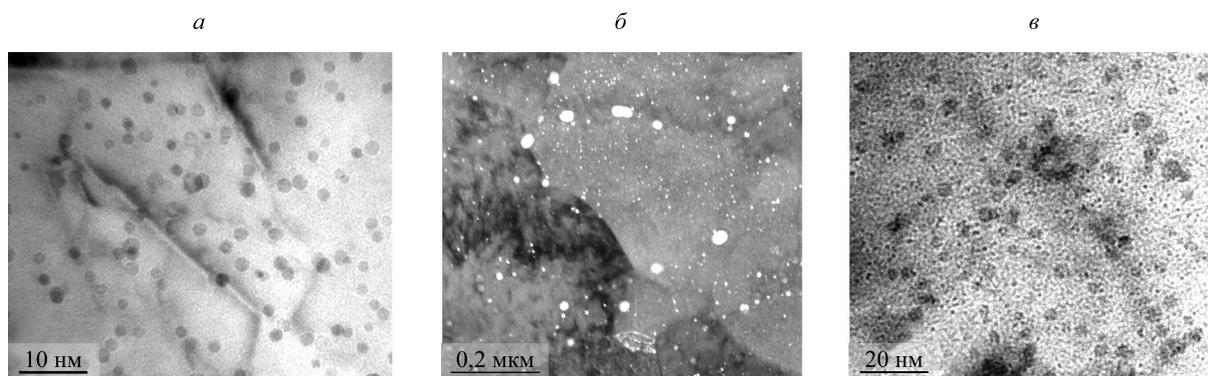


Рис. 2. Изображения ПЭМ-облученных образцов КР4-Хе: а – светлопольное, б – темнопольное; КР123-Ві-1: в – светлопольное

Таблица 1

Микроструктурные параметры ДУО-сталей, полученные с помощью процедуры фитирования и ПЭМ

Микроструктурные параметры	Метод	Образец					
		КР4	КР4-Хе	КР123	КР123-Ві-1	КР123-Ві-2 (облученный образец)	КР123-Ві-2 (необлученный образец)
d , мкм	РД	4,5	4,2	4,9	2,8	6,7	6,9
	ПЭМ	Несколько единиц	Несколько единиц				
$\rho_{np} \cdot 10^{15}$, см ⁻³	РД	20 ± 2	16 ± 3	42 ± 2	38 ± 1	37 ± 3	52 ± 5
	ПЭМ	34	37	63	41	40	43
r_0 , нм	РД	2,2 ± 0,2	2,4 ± 0,1	4,1 ± 0,2	4,6 ± 0,2	4,8 ± 0,4	4,3 ± 0,3
	ПЭМ	2,6 ± 0,1	2,7 ± 0,6	3,3 ± 0,4	3,5 ± 0,3	4,1 ± 0,3	3,9 ± 0,2

Данные рентгеновской дифрактометрии обработаны посредством предложенной процедуры фитирования, благодаря чему получены микроструктурные параметры. Результаты процедуры фитирования для облученных и необлученных образцов представлены на рис. 3.

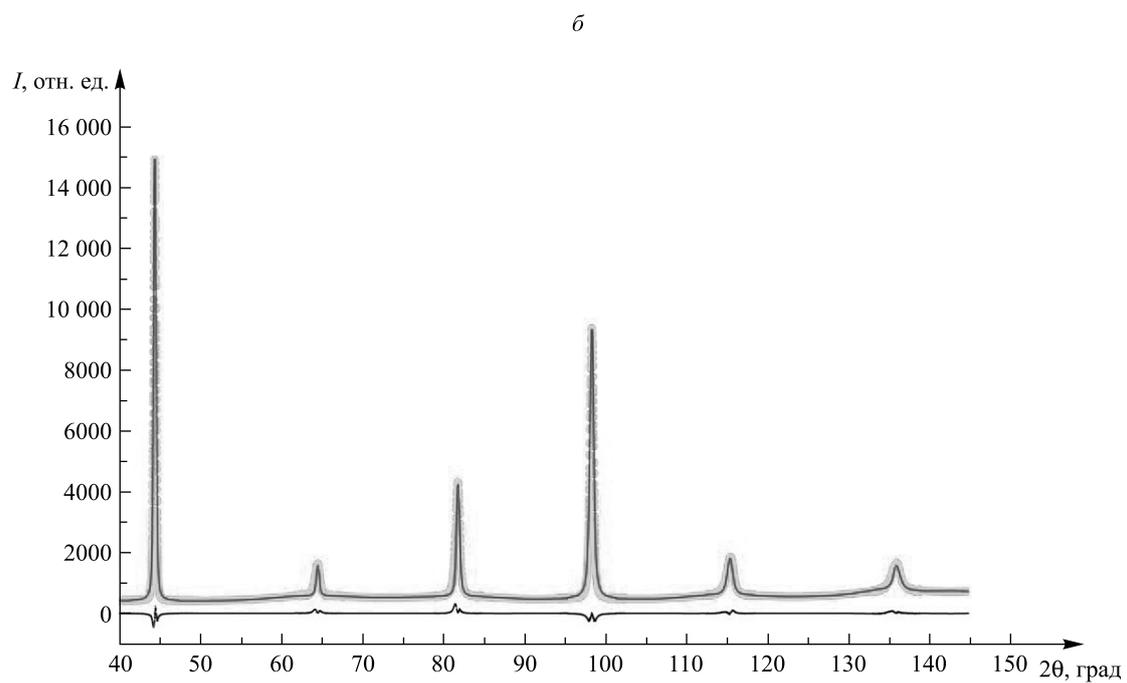
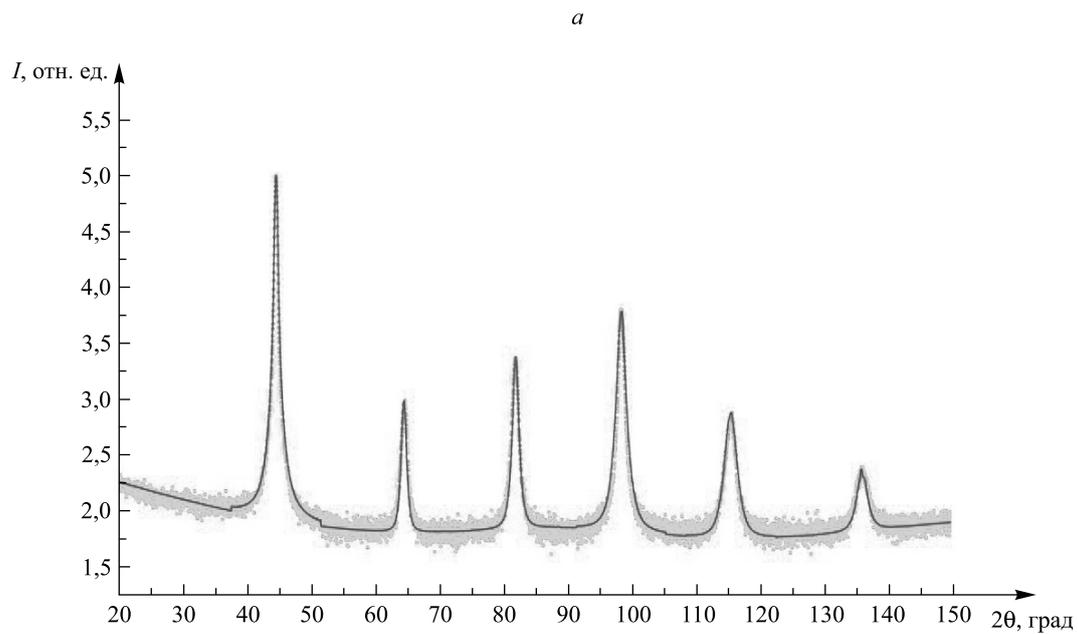


Рис. 3. Результаты фитирования для необлученных и облученных образцов ДУО-сталей:

a – КР123, *б* – КР123-Vi-2 (необлученные образцы);

I – интенсивность дифрагированного рентгеновского излучения, отн. ед.;

••• экспериментальные данные; — фитирующая кривая; — разность между ними
(окончание см. на с. 14)

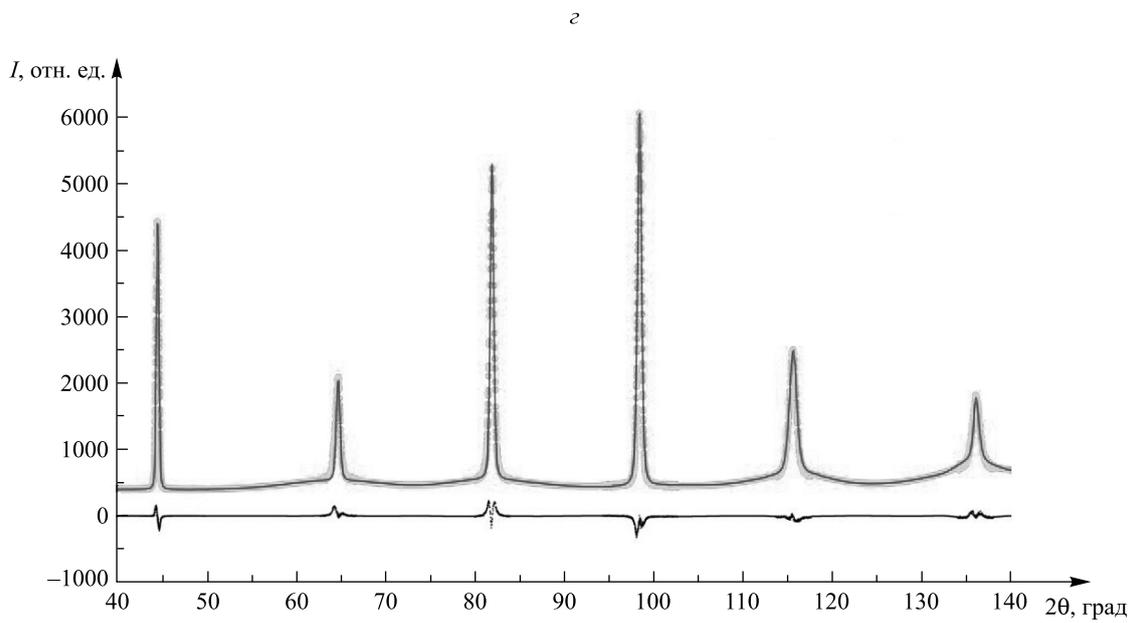
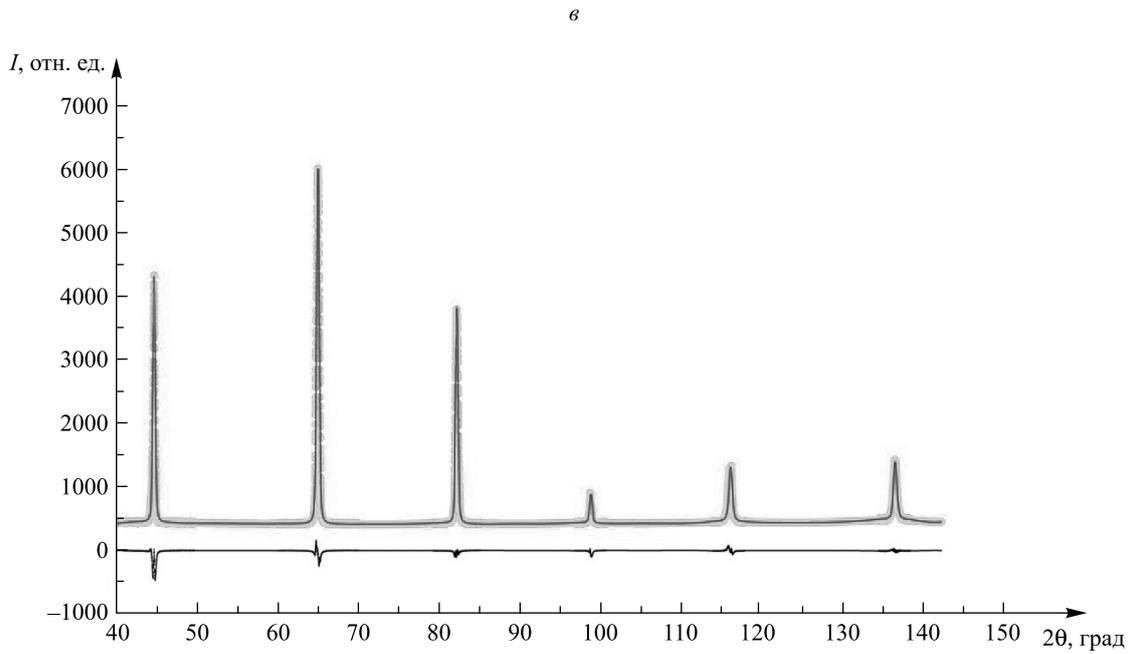


Рис. 3. Окончание (начало см. на с. 13):
 в – KR4-Xe, г – KR123-Bi-2 (облученные образцы);
 I – интенсивность дифрагированного рентгеновского излучения, отн. ед.;
 ●●● экспериментальные данные; — фитирующая кривая; — разность между ними

Микроструктурные значения параметров, полученные с помощью ПЭМ и путем проведения процедуры фитирования, приведены в табл. 1. Остальные параметры, определенные в результате процедуры фитирования (эти параметры не оценены с помощью ПЭМ), приведены в табл. 2: логарифмически нормальное распределение (σ), деформационная анизотропия (q), плотность дислокаций (ρ), расположение дислокаций (M). Погрешность вычисления микроструктурных параметров рассчитана по [15].

Таблица 2

Микроструктурные параметры образцов ДУО-сталей, полученные с помощью процедуры фитирования

Образец	σ	q	$\rho, \text{см}^{-2}$	M
КР4	0,3	$2,4 \pm 0,1$	$(6,7 \pm 0,3) \cdot 10^{10}$	$0,34 \pm 0,02$
КР4-Хе	0,2	$2,2 \pm 0,2$	$(5,1 \pm 0,3) \cdot 10^{10}$	$0,53 \pm 0,08$
КР123	0,1	$1,5 \pm 0,1$	$(8,1 \pm 0,2) \cdot 10^{11}$	$0,24 \pm 0,01$
КР123-Bi-1	0,7	$1,6 \pm 0,1$	$(9,3 \pm 0,1) \cdot 10^{11}$	$0,48 \pm 0,03$
КР123-Bi-2 (облученный образец)	0,5	$2,6 \pm 0,2$	$(2,0 \pm 0,3) \cdot 10^{12}$	$4,98 \pm 0,35$
КР123-Bi-2 (необлученный образец)	0,3	$2,5 \pm 0,1$	$(3,2 \pm 0,1) \cdot 10^{12}$	$5,58 \pm 0,24$

Из табл. 1 следует, что имеет место довольно хорошее соответствие между параметрами, полученными с использованием ПЭМ и РД, кроме того, отмечены некоторые несоответствия между параметрами, полученными этими двумя методами. Несоответствие в оценках размеров оксидных наночастиц можно объяснить тем, что в рамках нашей модели все частицы имеют одинаковый радиус, однако на самом деле есть распределение их по размерам (это наблюдается при оценке размеров наночастиц из ПЭМ). Различие в полученных значениях плотностей оксидных наночастиц связано с особенностями применяемых методов: при оценке по изображениям ПЭМ используется небольшой участок образца, а при РД – весь образец.

Таким образом, предложен подход к определению микроструктурных параметров материала на основе формы дифракционных профилей, в которой учитывается влияние дефектов (дислокации и оксидные наночастицы), конечного размера кристаллитов и инструментальной функции. Для описания влияния оксидных наночастиц они рассматриваются как сферические включения в ферритную матрицу с когерентной или некогерентной границей.

С помощью данного подхода были исследованы необлученные и облученные образцы ДУО-сталей для определения влияния радиационного облучения на микроструктуру; установлены важные микроструктурные параметры необлученных и облученных образцов ДУО-сталей, такие как, например, размер и плотность оксидных наночастиц. Были получены изображения ПЭМ-образцов стали и оценены микроструктурные параметры, которые позволили выбрать подходящие начальные значения для процедуры фитирования. Результаты исследования свидетельствуют, что микроструктура сталей под действием радиации не подвергается значительным изменениям.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК (REFERENCES)

1. Verhiest K., Almazouzi A., De Wispelaere N., Petrov R., Claessens S. Development of oxides dispersion strengthened steels for high temperature nuclear reactor applications // *J. Nucl. Mater.* 2009. Vol. 385. P. 308–311 [Verhiest K., Almazouzi A., De Wispelaere N., Petrov R., Claessens S. Development of oxides dispersion strengthened steels for high temperature nuclear reactor applications. *J. Nucl. Mater.* 2009. Vol. 385. P. 308–311 (in Engl.)].
2. Klimiankou M., Lindau R., Möslang A. HRTEM Study of yttrium oxide particles in ODS steels for fusion reactor application // *J. Cryst. Growth.* 2003. Vol. 249. P. 381–387 [Klimiankou M., Lindau R., Möslang A. HRTEM Study of yttrium oxide particles in ODS steels for fusion reactor application. *J. Cryst. Growth.* 2003. Vol. 249. P. 381–387 (in Engl.)].
3. Oksiuta Z., Olier P., Carlan Y. D., Baluc N. Development and characterisation of a new ODS ferritic steel for fusion reactor application // *J. Nucl. Mater.* 2009. Vol. 393. P. 114–119 [Oksiuta Z., Olier P., Carlan Y. D., Baluc N. Development and characterisation of a new ODS ferritic steel for fusion reactor application. *J. Nucl. Mater.* 2009. Vol. 393. P. 114–119 (in Engl.)].
4. Ukai S., Fujiwara M. Perspective of ODS alloys application in nuclear environments // *J. Nucl. Mater.* 2002. Vol. 307/311. P. 749–757 [Ukai S., Fujiwara M. Perspective of ODS alloys application in nuclear environments. *J. Nucl. Mater.* 2002. Vol. 307/311. P. 749–757 (in Engl.)].
5. Sun C., Yu K. Y., Lee J. H., Liu Y., Wang H., Shao L., Maloy S. A., Hartwig K. T., Zhang X. Enhanced radiation tolerance of ultrafine grained Fe – Cr – Ni alloy // *J. Nucl. Mater.* 2012. Vol. 420. P. 235–240 [Sun C., Yu K. Y., Lee J. H., Liu Y., Wang H., Shao L., Maloy S. A., Hartwig K. T., Zhang X. Enhanced radiation tolerance of ultrafine grained Fe – Cr – Ni alloy. *J. Nucl. Mater.* 2012. Vol. 420. P. 235–240 (in Engl.)].

6. Yamashita S., Oka K., Ohnuki S., Akasaka N., Ukai S. Phase stability of oxide dispersion-strengthened ferritic steels in neutron irradiation // *J. Nucl. Mater.* 2002. Vol. 307/311. P. 283–288 [Yamashita S., Oka K., Ohnuki S., Akasaka N., Ukai S. Phase stability of oxide dispersion-strengthened ferritic steels in neutron irradiation. *J. Nucl. Mater.* 2002. Vol. 307/311. P. 283–288 (in Engl.)].
7. Zhong S. Y., Ribis J., Klosek V., de Carlan Y., Lochet N., Ji V., Mathon M. H. Study of the thermal stability of nanoparticle distributions in an oxide dispersion strengthened ODS ferritic alloys // *J. Nucl. Mater.* 2012. Vol. 428. P. 154–159 [Zhong S. Y., Ribis J., Klosek V., de Carlan Y., Lochet N., Ji V., Mathon M. H. Study of the thermal stability of nanoparticle distributions in an oxide dispersion strengthened ODS ferritic alloys. *J. Nucl. Mater.* 2012. Vol. 428. P. 154–159 (in Engl.)].
8. Hsiung L., Fluss M., Tumej S., Kuntz J., El-Dasher B., Wall M., Choi B., Kimura A., Willaime F., Serruys Y. HRTEM study of oxide nanoparticles in K3-ODS ferritic steel developed for radiation tolerance // *J. Nucl. Mater.* 2011. Vol. 409. P. 72–79 [Hsiung L., Fluss M., Tumej S., Kuntz J., El-Dasher B., Wall M., Choi B., Kimura A., Willaime F., Serruys Y. HRTEM study of oxide nanoparticles in K3-ODS ferritic steel developed for radiation tolerance. *J. Nucl. Mater.* 2011. Vol. 409. P. 72–79 (in Engl.)].
9. de Castro V., Leguey T., Munoz A., Monge M. A., Pareja R., Marquis E. A., Lozano-Perez S., Jenkins M. L. Microstructural characterization of Y₂O₃ ODS – Fe – Cr model alloys // *J. Nucl. Mater.* 2009. Vol. 386/388. P. 449–452 [de Castro V., Leguey T., Munoz A., Monge M. A., Pareja R., Marquis E. A., Lozano-Perez S., Jenkins M. L. Microstructural characterization of Y₂O₃ ODS – Fe – Cr model alloys. *J. Nucl. Mater.* 2009. Vol. 386/388. P. 449–452 (in Engl.)].
10. Ribárik G., Gubicza J., Ungár T. Correlation between strength and microstructure of ball-milled Al – Mg alloys determined by X-ray diffraction // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2004. Vol. 387/389. P. 343–347 [Ribárik G., Gubicza J., Ungár T. Correlation between strength and microstructure of ball-milled Al – Mg alloys determined by X-ray diffraction. *Mater. Sci. Eng.: A.* 2004. Vol. 387/389. P. 343–347 (in Engl.)].
11. Ribárik G., Ungár T. Characterization of the microstructure in random and textured polycrystals and single crystals by diffraction line profile analysis // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2010. Vol. 528. P. 112–121 [Ribárik G., Ungár T. Characterization of the microstructure in random and textured polycrystals and single crystals by diffraction line profile analysis. *Mater. Sci. Eng.: A.* 2010. Vol. 528. P. 112–121 (in Engl.)].
12. Scardi P., Leoni M. Whole powder pattern modelling // *Acta Crystallogr. Sect. A.* 2002. Vol. 58. P. 190–200 [Scardi P., Leoni M. Whole powder pattern modelling. *Acta Crystallogr. Sect. A.* 2002. Vol. 58. P. 190–200 (in Engl.)].
13. Warren B. E., Averbach B. L. The Separation of cold-work distortion and particle size broadening in X-ray patterns // *J. Appl. Phys.* 1952. Vol. 23. P. 497 [Warren B. E., Averbach B. L. The Separation of cold-work distortion and particle size broadening in X-ray patterns. *J. Appl. Phys.* 1952. Vol. 23. P. 497 (in Engl.)].
14. Krivoglaz M. A. X-ray and Neutron Diffraction in Nonideal Crystals. Berlin, 1996.
15. Zhylyk A., Benediktovitch A., Feranchuk I., Inaba K., Mikhalychev A., Ulyanekov A. Covariant description of X-ray diffraction from anisotropically relaxed epitaxial structures // *J. Appl. Cryst.* 2013. Vol. 46. P. 919–925 [Zhylyk A., Benediktovitch A., Feranchuk I., Inaba K., Mikhalychev A., Ulyanekov A. Covariant description of X-ray diffraction from anisotropically relaxed epitaxial structures. *J. Appl. Cryst.* 2013. Vol. 46. P. 919–925 (in Engl.)].

*Статья поступила в редколлегию 04.01.2016.
Received by editorial board 04.01.2016.*