

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.12.043:621.039.531:669.15-194.56

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА СРЕДНИХ ЭНЕРГИЙ НА СТРУКТУРУ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ

© 2021 г. Н. В. Гущина^{а, *}, Ф. Ф. Махинько^а, В. В. Овчинников^а, Н. В. Катаева^б,
В. И. Воронин^б, В. И. Бобровский^б, В. В. Сагардзе^б

^аИнститут электрофизики УрО РАН, ул. Амундсена, 106, Екатеринбург, 620016 Россия

^бИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: guscha@rambler.ru

Поступила в редакцию 29.07.2020 г.

После доработки 17.09.2020 г.

Принята к публикации 01.11.2020 г.

Исследовано воздействие ионов Ar^+ с энергией 15 кэВ в диапазоне флюенсов $3.1 \times 10^{17} - 7.5 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (25–60 сна) на структуру аустенитной хромоникелевой стали. Данные рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о немонотонном изменении параметра решетки и уровня микронапряжений в отдельных кристаллографических направлениях с увеличением флюенса, при постепенном уменьшении анизотропии этих напряжений и понижении степени остроты текстуры. Указанные процессы связаны с возникновением радиационных дефектов на начальной стадии облучения и их радиационно-стимулированным отжигом по мере увеличения флюенса. Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что, начиная с флюенса $5 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (40 сна), в исследованной стали наблюдаются процессы атомного расслоения твердого раствора и уменьшения плотности дислокаций. Аналогичные данные получены при воздействии высокоэнергетических ионов на близкую по составу сталь. Порообразование при использованных режимах облучения не обнаружено, так как не был достигнут порог распухания (в соответствии с известными оценками, составляющий ~ 70 сна).

Ключевые слова: аустенитная сталь, ионное облучение, параметр кристаллической решетки, микронапряжения, структурно-фазовые превращения

DOI: 10.31857/S0015323021030074

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время развитие атомной энергетики преимущественно связывается с использованием реакторов на быстрых нейтронах. В то же время требуется существенное улучшение экономических показателей реакторов, в значительной степени за счет повышения коэффициента выгорания ядерного топлива. Это, в свою очередь, требует применения материалов для оболочек ТВЭЛов, выдерживающих радиационные нагрузки не менее 150 сна. На сегодняшний день для изготовления оболочек топливных элементов энергетических ядерных реакторов на быстрых нейтронах используется аустенитная хромоникелевая сталь ЧС 68, которая демонстрирует достаточно высокие эксплуатационные характеристики, но, к сожалению, склонна к интенсивному вакансионному распуханию (до 1% на сна) при радиационных нагрузках, превышающих 60–70 сна.

Для продвижения в разработке новых радиационно-стойких реакторных материалов необходимо детальное изучение и прогнозирование развивающихся в них радиационно-индуцированных процессов [1–11]. С этой целью помимо

развития теоретических представлений и методов компьютерного моделирования используются имитационные эксперименты. В них воздействие нейтронов заменяют воздействием ускоренных ионов, не активирующих исследуемый материал [4–11]. С использованием ионных ускорителей высокие значения повреждающих доз, составляющие десятки и сотни сна, могут быть получены за несколько часов и даже минут взамен многолетних натуральных испытаний.

Актуально изучение возможности имитации нейтронного облучения ионами относительно низких энергий (< 100 кэВ). Эти ионы порождают атомы отдачи с энергиями, соответствующими таковым при нейтронном облучении. В рассматриваемом случае вместо дорогостоящих и энергозатратных высокоэнергетических ускорителей можно использовать гораздо более дешевые компактные технологические ускорители мощностью всего лишь несколько десятков кВт.

Целью работы являлись имитационные исследования воздействия ионов аргона с энергией 15 кэВ на структурно-фазовые превращения в аустенитной стали ЧС 68.

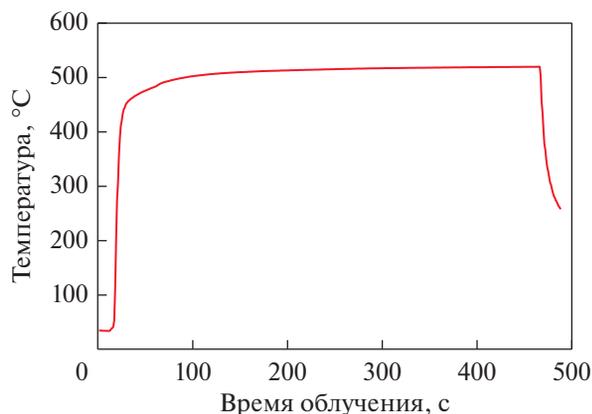


Рис. 1. Кривая нагрева исследуемых фольг стали ЧС 68 в ходе облучения ионами Ag^+ при $E = 15$ кэВ, $j = 100$ мкА/см².

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проведения экспериментов были вырезаны образцы стали ЧС 68 из фрагмента оболочки ТВЭЛа, прошедшего полный технологический цикл промышленного производства. Оболочки ТВЭЛов из стали ЧС 68 подвергали закалке от 1190°C и последующей холодной деформации на 20%. Химический состав стали представлен в табл. 1.

Фольги для облучения и последующего исследования методом ПЭМ были приготовлены путем механического утонения до толщины ~100 мкм с

Таблица 1. Химический состав стали ЧС 68 (мас. %)

Fe	Основа
Cr	15.5–17.0
Ni	14.0–15.5
Mn	1.3–2.0
Si	0.3–0.6
Ti	0.2–0.5
V	0.1–0.3
Mo	1.9–2.5
B	0.005
C	0.05–0.08

Таблица 2. Параметры облучения ионами аргона фольг стали ЧС 68

№	Энергия ионов, кэВ	Плотность тока пучка, мкА/см ²	Суммарное время облучения, с	Суммарный флюенс ионов, см ⁻²	Доза облучения, сна
1			500	3.1×10^{17}	25
2	15	100	800	5.0×10^{17}	40
3			1200	7.5×10^{17}	60

последующей электрополировкой в ортофосфорной кислоте с добавками хромового ангидрида до толщины, пригодной для просвечивания пучком электронов (~100–200 нм). Подготовленные фольги в дальнейшем подвергали ионному облучению, а затем исследовали с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Такая схема облучения позволяет изучать структуру стали непосредственно в зоне проникновения ионов и формирования плотных каскадов атомных смещений. Согласно расчету методом TRIM [12], средний проективный пробег ионов аргона с энергией 15 кэВ составляет ~10 нм, с учетом температуры разогрева мишени и радиационно-усиленной диффузии глубина проникновения ионов будет составлять ~100 нм.

Облучение фольг стали ЧС 68 проводили на ионном имплантере ИЛМ-1, оснащенный технологическим ионным источником “ПУЛЬСАР-1М” на основе тлеющего разряда низкого давления с холодным полым катодом [13]. Сечение ионного пучка ~100 см². Параметры облучения приведены в табл. 2. Флюенс ионов набирался последовательно на одном и том же образце. Для контроля температуры в ходе ионного облучения использовали тонкие хромель-алюмелевые термодпары, опрашиваемые цифровой системой многоканальных температурных измерений фирмы Advantech “Adam 4000”.

Выбор энергии ионов и плотности ионного тока был обусловлен необходимостью нагрева мишени до определенной температуры ~520°C (рис. 1). При аналогичной температуре происходит облучение нейтронами в реакторе БН-600 дозами ~60–80 сна, результаты которого в дальнейшем мы планируем детально сопоставить с результатами ионного облучения.

В табл. 2 приведены также значения числа смещений на атом (сна), соответствующие указанному флюенсу ионов. Расчеты сна при нейтронном и ионном облучении стали ЧС 68 были выполнены с использованием NRT стандарта [14], в отношении учета доли электронных потерь энергии при торможении ионов и атомов отдачи, а также с учетом вида энергетического спектра нейтронов.

Средняя энергия атомов отдачи на всех типах реакторов составляет 8–12 кэВ, что сопоставимо с используемой энергией ионов Ag^+ (15 кэВ).

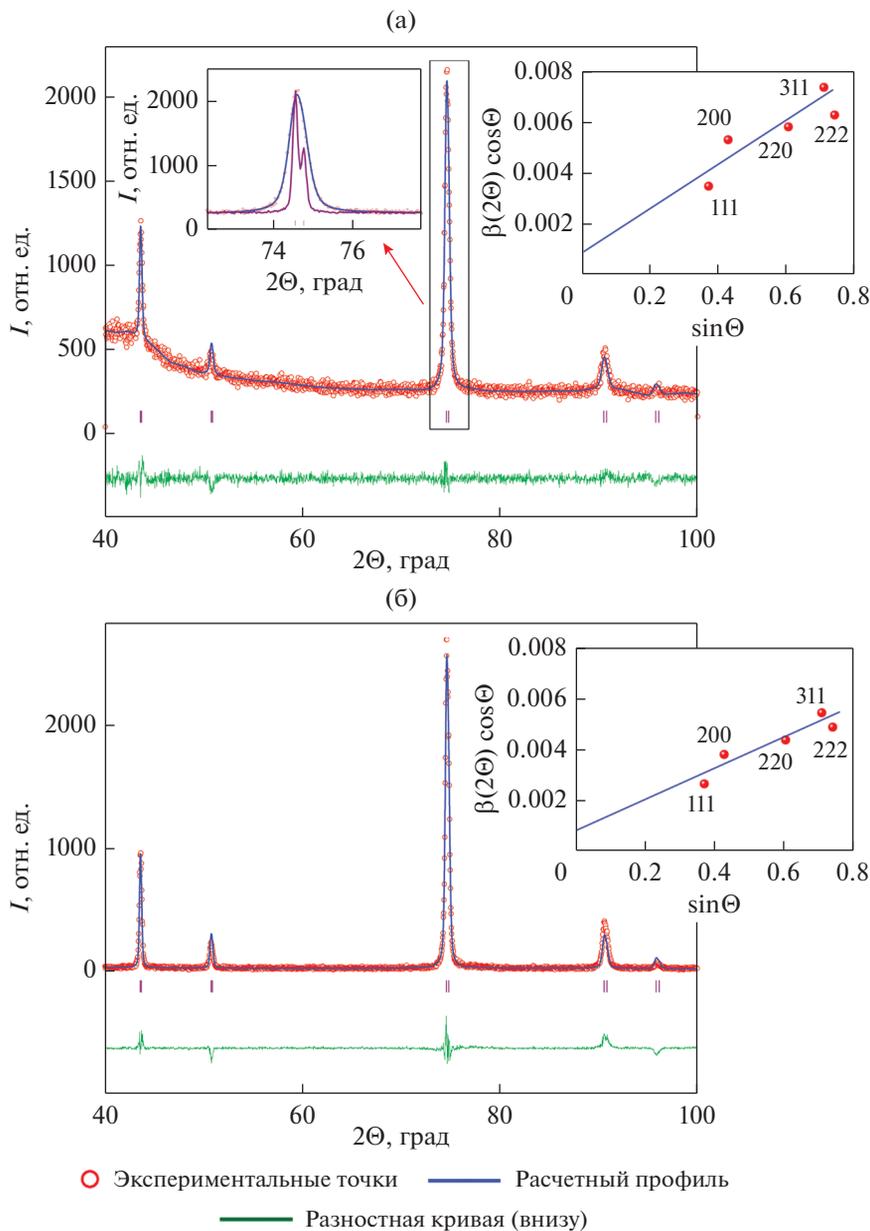


Рис. 2. Экспериментальные дифрактограммы фольги стали ЧС 68 в исходном состоянии (а) и после облучения ионами аргона флюенсом $7.5 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (б). На вставке слева к рис. а – экспериментальный и эталонный рефлекс (220); на вставках к рис. а, б справа – экспериментальная зависимость величины $\beta(2\theta) \times \cos\theta$ от $\sin\theta$.

С целью анализа фазового состава и уровня микронапряжений проведено рентгеноструктурное исследование фольг стали ЧС 68 в исходном состоянии и после ионно-лучевой обработки. Съёмку рентгеновских дифрактограмм осуществляли на дифрактометре ДРОН-4 в медном излучении ($\text{CuK}_{\alpha 1,2}$). Обработку экспериментальных дифрактограмм проводили методом Ритвелда с помощью программы FullProf [15].

Облученные и исходные образцы стали ЧС 68 были исследованы также с использованием просвечивающего электронного микроскопа

JEM-200СХ при ускоряющем напряжении 160 кВ. Исследования проводили на приготовленных фольгах с получением светлопольных изображений, картин микродифракции и темных полей в различных рефлексах с целью идентификации фаз.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 2 в качестве примера представлены дифрактограммы с результатами их обработки, снятые с фольги из стали ЧС 68 в исходном состоянии, а также после облучения в одном из использованных режимов.

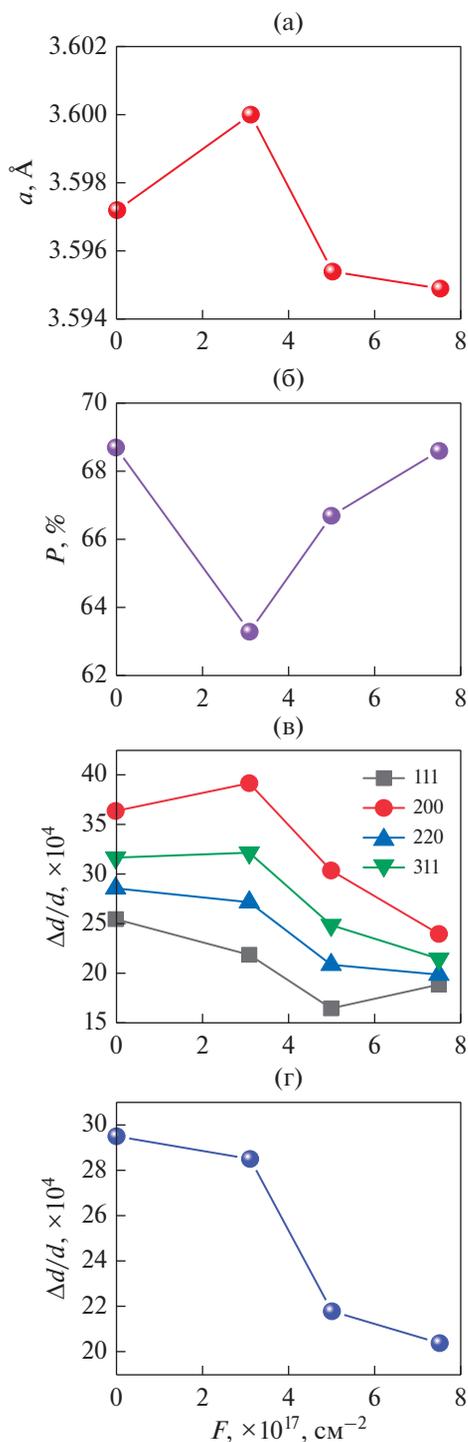


Рис. 3. Зависимость параметра решетки (а), степени остроты текстуры (б), микронапряжений вдоль различных кристаллографических направлений (в) и усредненных микронапряжений (г) стали ЧС 68 от флюенса ионов аргона ($E = 15 \text{ кэВ}$, $j = 100 \text{ мкА/см}^2$, $T = 520^\circ\text{C}$).

Установлено, что рефлексы на всех дифрактограммах отвечают ГЦК-структуре. Сопоставление интенсивностей рефлексов на дифрактограмме

исходного образца с расчетными для порошка с изотропной разориентацией кристаллитов свидетельствует о существенной текстурованности образца стали ЧС 68 после холодной деформации. На левой вставке (рис. 2а) проведено сравнение формы и ширины рефлекса (220) для эталонного и исследуемого образца — форма и ширина соответствующих линий значительно различаются. В связи с этим был выполнен расчет ширины рефлексов, для разделения вкладов от размера зерна и от напряжений построена зависимость величины $\beta(2\Theta) \times \cos\Theta$ от $\sin\Theta$, согласно уравнению Williamson–Hall [16–18] (вставка на рис. 2а справа). Эта зависимость показывает, что области когерентного рассеяния (ОКР) имеют большой размер ($\approx 1000 \text{ \AA}$) и, следовательно, вклад в уширение рефлексов связан, в основном, с наличием микронапряжений 2 рода.

Отклонение зависимости от прямой линии указывает на наличие анизотропии в уширении линий, и значит и анизотропии микронапряжений вдоль различных направлений в решетке. Анализ экспериментальных данных был проведен в модели структуры с анизотропией уширения рефлексов с учетом поправки на наличие преимущественной ориентации (220). Результат расчета показан на рис. 2а, на котором разностная кривая свидетельствует о правильности модели.

Дифрактограмма, представленная на рис. 2б, также показывает хорошее согласие расчета с экспериментом. График на вставке рис. 2б демонстрирует уменьшение наклона прямой по сравнению с прямой на вставке к рис. 2а. Это указывает на уменьшение величин микронапряжений в образце при облучении ионами аргона. Несколько уменьшается также отклонение экспериментальных точек от прямой, что соответствует снижению уровня анизотропии микронапряжений.

На рис. 3 приведены структурные параметры исходной и облученной в различных режимах фольги из стали ЧС 68. Анализ результатов рентгеноструктурного анализа (см. рис. 3) показывает, что поведение структурных параметров зависит от флюенса ионов. На первом этапе облучения до уровня 25 сна ($F = 3.1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$) наблюдается рост параметра решетки и микронапряжений (вдоль отдельных кристаллографических направлений) с одновременным понижением степени остроты текстуры. Это вполне согласуется с результатами ранее выполненных работ по изучению влияния облучения быстрыми нейтронами на структуру чистого никеля, модельных специально предварительно деформированных образцов аустенитной стали и образцов ТВЭЛов, отработавших реальный срок в составе сборки реактора на быстрых нейтронах БН-600 [19–21]. Так, в работах [19, 21] наблюдали увеличение параметра решетки при небольших флюенсах быстрых нейтронов

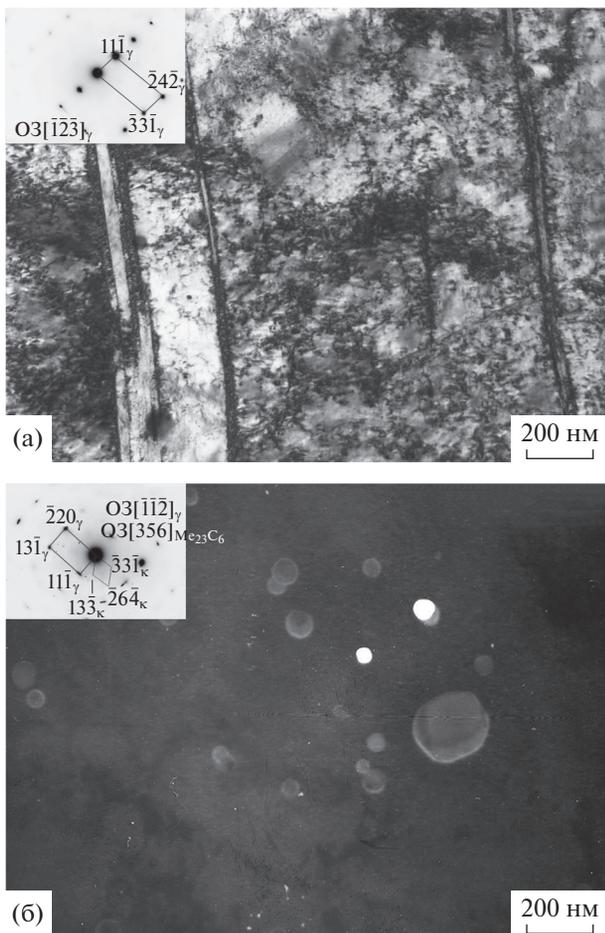


Рис. 4. Структура стали ЧС 68 в исходном состоянии: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе $(\bar{3}3\bar{1})_{\text{Me}_{23}\text{C}_6}$.

(до 5×10^{19} н/см²), как это происходит и при облучении ионами аргона стали ЧС 68 до дозы 25 сна. Вызвано это, в основном, радиационными дефектами, главным образом, внедрением атомов в межузельные позиции. Далее при увеличении флюенса быстрых нейтронов параметр решетки

уменьшался благодаря возникновению комплексов вакансий или межузельных атомов в ГЦК-никеле [21], либо выпадению мелкодисперсной фазы в стали ЧС 68 [20]. Подобное падение параметра решетки наблюдаем и в исследуемом образце ЧС 68 при высоких флюенсах ионов аргона. Падение величины микронапряжений при облучении нейтронами деформированных образцов аустенитной стали 16Cr–15Ni–3Mo–1Ti [19] согласуется с нашими результатами (рис. 3в, 3г).

Более того, установлено уменьшение анизотропии микронапряжений (см. рис. 3в) с ростом дозы, т.е. происходит радиационно-стимулированный отжиг дефектов. В ходе такого отжига протекают процессы релаксации микронапряжений за счет ускоренной диффузии атомов и аннигиляции дислокаций, аналогичные процессам диффузионного отжига при термическом воздействии.

На рис. 4 показана структура стали ЧС 68 в исходном необлученном состоянии после холодной деформации. В структуре стали встречаются участки с ячеистой структурой (рис. 4а). В матрице наблюдается повышенная плотность дислокаций. Видны двойники деформации, имеющие разную толщину. Наблюдаются частицы карбидов типа Me_{23}C_6 , размером 20–200 нм (см. темнопольное изображение на рис. 4б).

Рисунки 5–7 демонстрируют структуру стали ЧС 68 после облучения в различных режимах.

На рис. 5 показана структура стали ЧС 68 после облучения ионами Ar^+ флюенсом $F = 3.1 \times 10^{17}$ см⁻². Плотность дислокаций несколько снижается по сравнению с таковой в исходном состоянии. В структуре стали наблюдаются светлые участки, свободные от дислокаций.

Повышение флюенса до $F = 5 \times 10^{17}$ см⁻² приводит к кардинальным структурным изменениям. Вероятно, при таком флюенсе имеет место начальная стадия атомного расслоения. На светлопольном изображении (рис. 6а) общий контраст изображения имеет чередующиеся темные и светлые участки, свидетельствующие о локальном из-

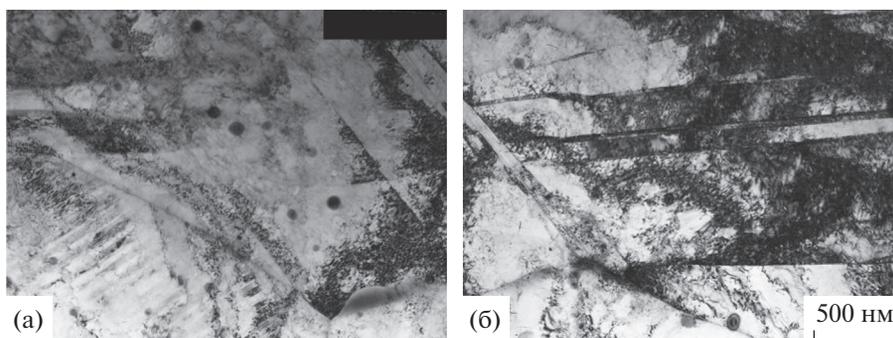
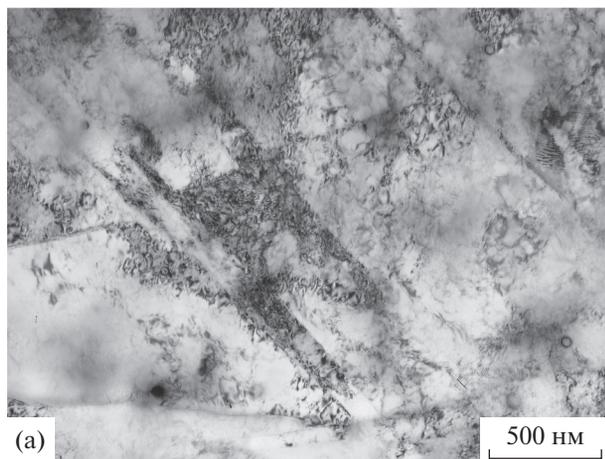
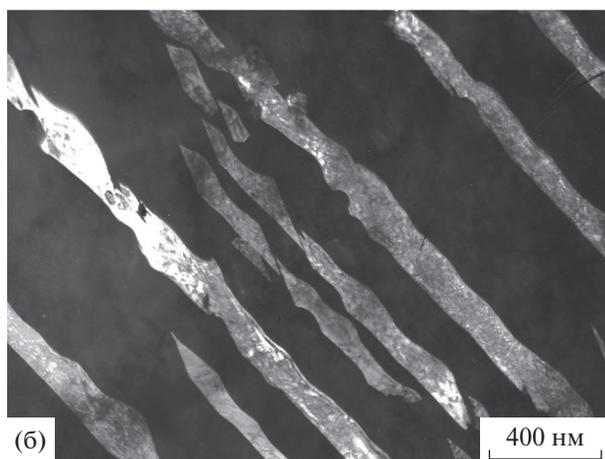


Рис. 5. Структура стали ЧС 68 после облучения ионами Ar^+ , $F = 3.1 \times 10^{17}$ см⁻².

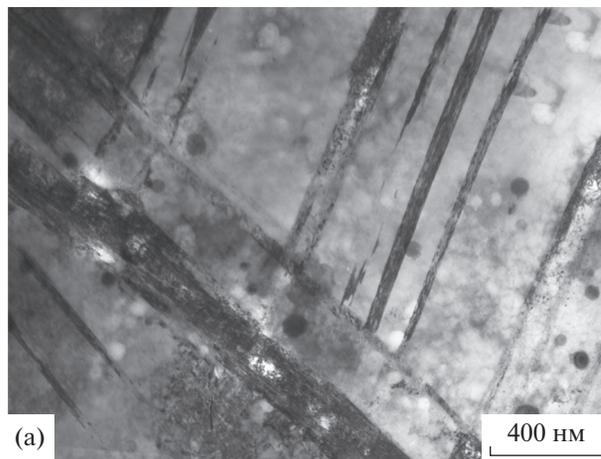


(a)

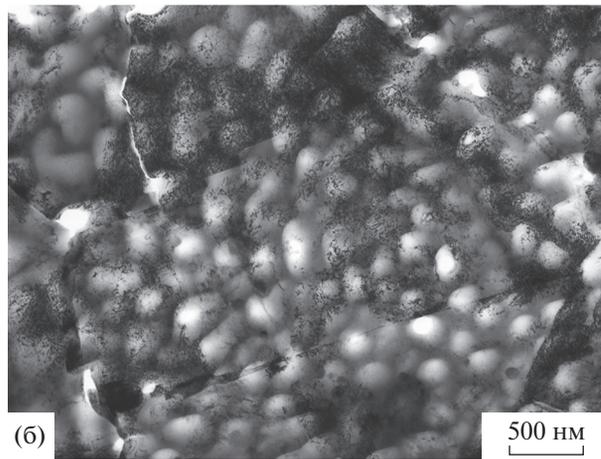


(б)

Рис. 6. Структура стали ЧС 68 после облучения ионами Ag^+ , $F = 5 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе (111) $_{\gamma}$.



(a)



(б)

Рис. 7. Структура стали ЧС 68 после облучения ионами Ag^+ , $F = 7.5 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$; а, б – светлопольные изображения.

менении состава. Возможно, это расслоение по хрому, которое наблюдалось в образцах подобной стали после облучения ионами криптона с энергией 1.5 МэВ [10]. На темнопольном изображении (рис. 6б) видны границы двойников, которые становятся неровными, что свидетельствует о начальной стадии их миграции. При облучении дислокации перестраиваются, частично аннигилируют, и их плотность уменьшается.

Увеличение флюенса ионов до $F = 7.5 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ приводит к дальнейшему снижению плотности дислокаций в матрице и расслоению твердого раствора. Это хорошо видно по возникновению мозаичного темно-светлого контраста (рис. 7а, 7б). Как считают авторы [10], это связано с формированием ячеистой дислокационной структуры. Скопления дислокаций по границам ячеек являются эффективными стоками точечных дефектов и, согласно [10], обедняются по хрому. Имеются участки, в которых сохранилась двойниковая структура.

Порообразования при использованных режимах облучения не обнаружено. Скорее всего, в соответствии с приведенными значениями сна (табл. 2), в ходе выполненных исследований еще не был достигнут порог распухания.

Ранее значительное вакансионное распухание стали аналогичного состава (16Cr–15Ni–3Mo–1Ti) в состоянии после закалки от 1050°C, а также в состоянии после длительной выдержки в течение 8000 ч при 650°C, наблюдалось в работе [8] в результате облучения ионами K^+ с энергией 1.5 МэВ до 200 сна при 650°C. В случае же облучения этой стали ионами K^+ при 700°C до 200 сна в состоянии после холодной деформации прокаткой на 20% вакансионные поры не наблюдались, несмотря на высокую дозу облучения. Авторы связывают это с тем, что в последнем случае в процессе облучения сохранялась достаточно высокая плотность дислокаций, закрепленных частицами γ' -фазы, являющихся стоками для образующихся

вакансий, а также высокая плотность деформационных двойников.

Возможно для достижения эффекта порообразования в холоднодеформированной стали ЧС 68, аналогичного наблюдаемому при нейтронном облучении, необходимо провести имитационные исследования при более высоких температурах ~650–700°C. Это представляет интерес для выработки фундаментальных критериев подобия в отношении натуральных и имитационных испытаний радиационно-стойких материалов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе проведены исследования воздействия ионов Ar^+ с энергией 15 кэВ на структуру аустенитной стали ЧС 68.

Установлено, что в ходе облучения ионами Ar^+ с указанной выше энергией в диапазоне флюенсов $3.1 \times 10^{17} - 7.5 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (25–60 сна) в образцах стали ЧС 68 происходят существенные структурные изменения. Согласно данным рентгеноструктурного анализа на начальной стадии облучения (флюенсом $3.1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$) имеет место небольшое увеличение параметра решетки и рост микронапряжений (вдоль отдельных кристаллографических направлений) при некотором понижении степени остроты текстуры. В ходе дальнейшего увеличения флюенса наблюдается уменьшение параметра решетки, падение уровня микронапряжений и снижение степени их анизотропии. Эти данные, включая немонокотное изменение структурных характеристик, свидетельствуют о возникновении радиационных дефектов на начальной стадии облучения и их радиационно-стимулированном ожиге по мере увеличения флюенса.

Полученные в работе данные полностью согласуются с результатами работ по облучению образцов никеля и аустенитной стали ЧС 68 быстрыми нейтронами.

Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что, начиная с флюенса $5 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (40 сна), в структуре стали ЧС 68 наблюдаются процессы атомного расслоения твердого раствора и уменьшения плотности дислокаций, что аналогично имеющимся данным по воздействию на близкую по составу сталь высокоэнергетических ионов (Kr^+ , 1.5 МэВ). Наблюдаемые процессы атомного расслоения твердого раствора и уменьшения плотности дислокаций усиливаются по мере увеличения флюенса ионов.

Порообразования при использованных режимах облучения не обнаружено.

Электронно-микроскопические исследования проведены в отделе электронной микроскопии Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов ФТИК ИФМ УрО РАН.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 19-79-20173).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Воронин В.И., Валиев Э.З., Гощицкий Б.Н., Бергер И.Ф., Проскурина Н.В.* Структурное состояние оболочек ТВЭЛов реактора БН-600, изготовленных из холоднодеформированной стали 16Cr–15Ni–2Mo–2Mn–Ti–V–W (исследование методом нейтронной дифракции и высокого разрешения) // ФММ. 2017. Т. 118. № 2. С. 209–216.
2. *Арбузов В.Л., Гощицкий Б.Н., Данилов С.Е., Козлов А.В., Сагардзе В.В., Чернов В.М.* Влияние нейтронного и электронного облучений на структурно-фазовые превращения в стали Fe–12Cr–2W–V–Ta–B с различными исходными термообработками // ФММ. 2019. Т. 120. № 4. С. 395–399.
3. *Данилов С.Е., Арбузов В.Л.* Структурные изменения при термических и радиационных воздействиях в нержавеющей стали, легированной титаном // ФММ. 2019. Т. 120. № 11. С. 1200–1203.
4. *Вас Гэри С.* Основы радиационного материаловедения. Металлы и сплавы. М.: Техносфера, 2014. 992 с.
5. *Was G.S., Allen T.R.* Radiation damage from different particle types // NATO Science Series II: Mathematics, physics and chemistry. Radiation Effects in Solids. 2007. V. 235. P. 65–98.
6. *Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П.* Радиационные дефекты и набухание металлов. Киев: Наук. думка, 1988. 296 с.
7. *Garner F.A.* Impact of the injected interstitial on the correlation of charged particle and neutron-induced radiation damage // J. Nuclear Materials. 1983. V. 117. P. 177–197.
8. *Sagaradze V.V., Lapin S.S., Kirk M.A., Goshchitskii B.N.* Influence of high-dose Kr^+ irradiation on structural evolution and swelling of 16Cr–15Ni–3Mo–1Ti aging steel // J. Nuclear Materials. 1999. V. 274. P. 287–298.
9. *Sagaradze V.V., Lapin S.S., Goshchitskii B.N., Kirk M.A.* The structural evolution of new low-activation and chromium-nickel stainless steels under high-dose irradiation up to 200 dpa // J. Nuclear Materials. 1998. V. 258–263. P. 1675–1680.
10. *Sagaradze V.V., Lapin S.S., Kirk M.A.* Non-equilibrium intragrain concentration redistribution of the alloying elements in austenitic steels under irradiation // J. Nuclear Materials. 2000. V. 280. P. 345–352.
11. *Стальцов М.С., Чернов И.И., Калинин Б.А., Беляев А.А., Гордеев А.В., Шестакова В.М., Болат-оол А.А., Кузнецова Т.В., Лебедев В.В.* Газовая пористость вдоль пробега ионов в ванадии и его сплавах при последовательном облучении ионами гелия и водорода / Труды XXVIII Международной конференции “Радиационная физика твердого тела”. 9–14 июля. 2018. Севастополь. М.: ФГБНУ “НИИ ПМТ”, 2018. С. 40–49.
12. *Biersack J.P., Haggmark L.G.* A Monte Carlo computer program for the transport of energetic ions in amor-

- phous targets // Nucl. Instrum. And Methods. 1980. V. 174. P. 257–269.
13. *Gavrilov N.V., Mesyats G.A., Nikulin S.P., Radkovskii G.V., Eklind A., Perry A. J., Treglio J.R.* A New Broad Beam Gas Ion Source for Industrial Applications // J. Vac. Sci. Technol. 1996. V. A14. P. 1050–1055.
 14. *Norgett M.J., Robinson M.T., Tjrrrens I.M.* Proposed Method of calculating Displacement Dose Rates // Nuclear Engineering and Design. 1975. V. 33. P. 50–54.
 15. *Rietveld H.M.* A profile refinement method for nuclear and magnetic structures // J. Appl. Crystallogr. 1969. V. 2. № 2. P. 65–71.
 16. *Hall W.H.* X-Ray line broadening in metals // Proceedings of the Physical Society. Section A. 1949. V. 62. № 11. P. 741–743.
 17. *Hall W.H., Williamson G.K.* The diffraction pattern of cold worked metals: I the nature of extinction // Proceedings of the Physical Society. Section B. 1951. V. 64. № 11. P. 937–946.
 18. *Williamson G.K., Hall W.H.* X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram. L'elargissement des raies de rayons x obtenues des limailles d'aluminium et de tungsten. Die verbreiterung der roentgeninterferenzlinien von aluminium- und wolframspaenen // Acta Metallurgica. 1953. V. 1. № 1. P. 22–31.
 19. *Voronin V.I., Valiev E.Z., Berger I.F., Goschitskii B.N., Proskurnina N.V., Sagardze V.V., Kataeva N.V.* Neutron diffraction analysis of Cr–Ni–Mo–Ti austenitic steel after cold plastic deformation and fast neutrons irradiation // J. Nuclear Materials. 2015. V. 459. P. 97–102.
 20. *Voronin V.I., Berger I.F., Proskurnina N.V., Goschitskii B.N.* Neutron diffraction study of structure and phase composition of fuel claddings made of cold-deformed steel ChS68 after normal operation in BN-600 reactor // J. Nuclear Materials. 2018. V. 509. P. 218–224.
 21. *Воронин В.И., Бергер И.Ф., Проскурнина Н.В., Гощицкий Б.Н.* Дефекты кристаллической решетки чистого никеля после облучения быстрыми нейтронами и последующих температурных отжигов (нейтронографическое исследование) // ФММ. 2016. Т. 117. № 4. С. 362–368.