

Раздел первый
**ФИЗИКА РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ
И ЯВЛЕНИЙ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ**

УДК 620.187:621.039.531

**РАСПУХАНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ФЕРРИТНОГО КЛАССА ПРИ ВЫСОКИХ УРОВНЯХ
ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗ И КОНЦЕНТРАЦИЙ ГАЗОВ**

*Р.Л. Василенко¹, В.Н. Воеводин^{1,2}, А.С. Кальченко¹, Е.А. Назаренко¹,
Н.Н. Пилипенко мл.¹, Е.С. Солопихина¹*

¹*Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ ХФТИ,
Харьков, Украина;*

²*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина
E-mail: melnykova@kipt.kharkov.ua*

Представлены результаты исследования поведения набухания трех сталей ферритного класса в условиях одновременного облучения ионами Cr^{3+} с энергией 1,8 МэВ и газов (гелия или водорода) при температурах максимального набухания и дозах 50 и 200 сна. Показано, что поведение радиационного набухания во многом зависит от концентрации гелия или водорода. Установлено, что гелий и водород по-разному влияют на процессы зарождения и роста вакансионных пор. Дуальное облучение с водородом приводит к уменьшению размера пор, образующихся при облучении. Гелий проявляет более сильное влияние на зарождение пор, увеличивая их концентрацию на порядок при значительном уменьшении их размера.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время жаропрочные 9...12%-е хромистые стали ферритно-мартенситного класса считаются многообещающими конструкционными материалами для термоядерного реактора, реакторов 4 поколения благодаря их малой наведенной активности, низкому вакансионному набуханию и ползучести, высокой степени устойчивости к высокотемпературному и гелиевому охрупчиванию.

Существуют различные международные программы, направленные на разработку перспективных реакторов 4 поколения, реакторов на бегущей волне (Travelling Wave Reactor), а также термоядерных реакторов и систем «ADS spallation». В этих программах предусматривается использование ферритно-мартенситных сталей, способных эксплуатироваться при уровнях повреждающих доз, превышающих 200 смещений на атом (сна). Кроме того, они могут использоваться в случае наработки высоких уровней газов (гелия и водорода), которые, как известно, влияют не только на механические свойства, но и на увеличение скорости набухания [1–3]. Также ферритно-мартенситные стали являются потенциальными сплавами при использовании их в качестве конструкционных материалов для источника нейтронов «spallation» (SNS). В этом источнике материалы повреждаются в результате воздействий сильного облучения, теплового удара, эрозии и коррозии [4, 5].

Ферритно-мартенситные стали были выбраны для исследования вследствие их превосходного отклика на нейтронное облучение по сравнению с аустенитными сталями [6]. Много данных было получено для этих сплавов, подвергнутых

нейтронному облучению, но не для условий SNS. Известно, что образование гелия в облученных металлах способствует образованию пор и, тем самым, ускоряет возникновение набухания на инкубационной стадии [7].

Целью настоящей работы являлось исследование набухания промышленных ферритно-мартенситных сталей ЭП-450 и НТ-9 – российского и американского производства соответственно и мартенситной стали F82H – японского производства при одновременном облучении их ионами хрома и газов (гелия и водорода) до доз 200 сна и концентрациями гелия 100 аррм, а водорода 10000 аррм. Для исследования радиационной стойкости этих материалов облучение проводили тяжелыми ионами. В настоящее время данный имитационный метод – это единственный способ, позволяющий достигать сверхвысоких доз облучения и получать высокие концентрации газов.

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследования сталей были использованы стандартные диски ПЭМ диаметром 3 мм и толщиной 0,2 мм. Состав стали и условия термической обработки приведены в таблице.

Облучение сталей проводилось двойными пучками ($\text{Cr}^{3+}+\text{He}^+$; $\text{Cr}^{3+}+\text{H}^+$) с энергией Cr^{3+} – 1,8 МэВ, H^+ – 20 кэВ, He^+ – 40 кэВ до уровней концентраций 0...100 аррм гелия и 0...10000 аррм водорода при температуре максимального набухания, определенной для каждого материала в ходе более ранних исследований, которые не связаны с газовой имплантацией (430...480 °С) [8].

Облучение проводили на электростатическом ускорителе тяжелых ионов ЭСУВИ, ИФТТМТ ННЦ

ХФТИ. Конструкция и основные параметры ускорителя были приведены ранее [8, 9].

Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Состав, вес. %									Термомеханическая обработка
	Cr	C	Mo	V	Mn	Si	Ni	Nb	W	
ЭП-450	11,2	0,11	1,13	0,20	0,60	0,60	0,08	0,5	—	1050 °C/0,5 ч + 720 °C/1 ч
НТ-9	12,1	0,2	1,04	0,28	0,57	0,17	0,51	—	0,45	760 °C/0,5 ч + 33% ХД
F82H	7,44	0,10	—	0,20	0,5	0,14	—	—	—	1040 °C/0,5 ч + 740 °C/2 ч

На рис. 1 показаны профили повреждения, профили введения газа и сопутствующие профили повреждения для He^+ (40 кэВ) и H^+ (20 кэВ), которые показывают, что могут быть осаждены очень высокие, но четко определенные концентрации газов в исследуемом регионе без значительного увеличения дозы дополнительного повреждения.

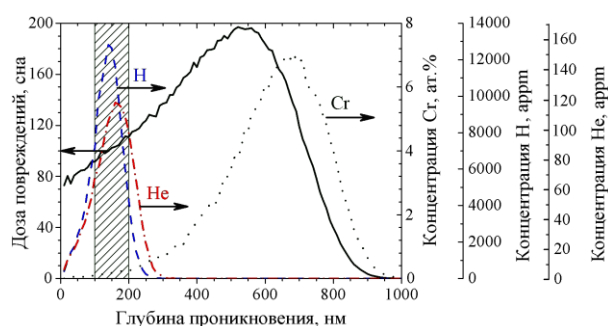


Рис. 1. Профили повреждения и концентрации имплантационных ионов при глубинной дозе (—) и профили внедренных ионов (.....) для 1,8 МэВ Cr^{3+} . Профили ионов H (20 кэВ) (- - -) и He (40 кэВ) (- • -)

Расчет проводился с помощью программы SRIM-2006. Выбор глубины исследуемой области основывался на двух предпосылках:

1 – исследуемый слой должен находиться на достаточной глубине от облучаемой поверхности, чтобы исключить ее влияние;

2 – количество имплантированных ионов хрома должно быть минимальным.

Следует отметить, что при данных повреждающих дозах концентрация внедренного хрома достигает ~20%, что может вызывать значительное изменение химического состава стали, а также при высоких дозах облучения избыточные межузельные атомы хрома оказывают сильное подавляющее влияние на зарождение пор [10–13].

Для микроскопического анализа облученные образцы были утонены с обеих сторон до 100...200 нм с использованием методики импульсной электрополировки [14]. Эта глубина также минимизирует влияние поверхности на исследуемые эффекты, особенно при очень высокой скорости смещений на атом в этой области ($1 \cdot 10^{-2}$ сна/с).

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1. ИСХОДНАЯ СТРУКТУРА СТАЛЕЙ ЭП-450, НТ-9, F82H

ЭП-450 – ферритно-мартенситная сталь используется в качестве стандартного конструкционного материала чехлов с шестигранной топливной сборкой в реакторе БН-600. Микроструктура стали ЭП-450 до облучения (рис. 2,а) представляла собой дулексную структуру отпущенного мартенсита (сорбит) и феррита приблизительно 1:1. По границам зерен феррит-феррит и феррит-сорбит наблюдаются большие глобулярные карбиды $M_{23}C_6$, имеющие сильный контраст в светлом поле изображения, и более мелкие карбиды – на границах мартенситных зерен.

Исходная микроструктура стали НТ-9 (см. рис. 2,б) имеет ярко выраженную деформационную структуру, характерную для степени деформации ~30% ХД, и представляет собой дислокационную сетку с высокой плотностью дислокаций, имеющую местами ячеистую структуру.

Исходная структура F82H – полностью мартенситная (см. рис. 2,в). Плотность дислокаций ~ $1 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Наблюдаются карбиды $M_{23}C_6$ в матрице и на границах зерен с плотностью $6 \cdot 10^{19} \text{ м}^{-3}$ и средним размером 73 нм соответственно. Также в матрице имеется небольшое количество карбидов MC с плотностью $1 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-3}$ и средним размером 14 нм. Средняя ширина пластинок мартенсита составляет 440 нм.

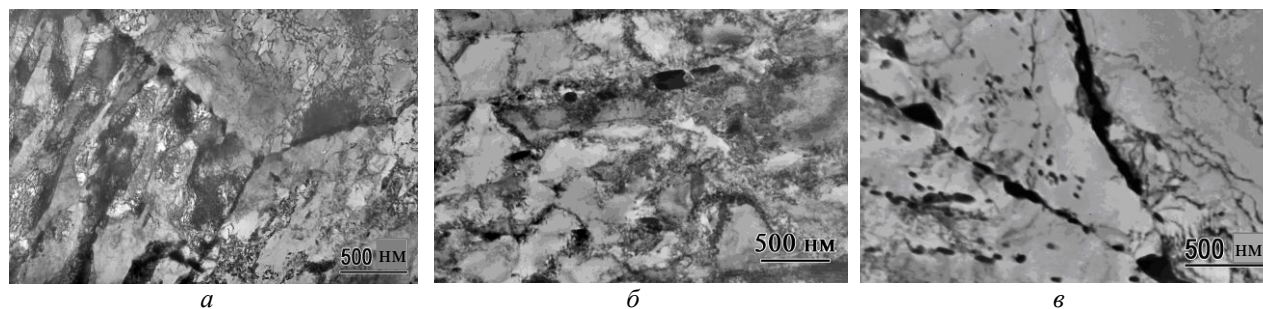


Рис. 2. Исходная микроструктура сталей: ЭП-450 (а); НТ-9 (б); F82H (в)

2.2. ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ ХРОМА

В данной статье основное внимание уделяется изучению влияния двойного облучения на поведение набухания сталей. В более ранней работе исследовали температурные и дозные зависимости набухания сталей ЭП-450 и НТ-9 в отсутствие инъекции гелия или водорода в диапазоне 50...300 сна [15]. Было обнаружено, что зерна феррита начинают набухать при гораздо меньшей дозе, чем соседние зерна отпущенного мартенсита. Поры в феррите образуются уже при дозе 50 сна, с максимумом набухания при 480 °С. Как показано на рис. 3, установившаяся скорость набухания феррита составляла ~ 0,2%/сна даже в отсутствие инъекции газа, при дозе 300 сна набухание достигало ~ 20%, в то время как набухание фазы отпущенного мартенсита начиналось только после 200 сна, при этом скорость набухания все еще увеличивалась при 300 сна, но еще не достигла ~ 0,2%/сна. Облучение стали НТ-9 до доз 200 и 300 сна также привело к образованию вакансионной пористости. Данный интервал доз для стали НТ-9 относится к переходной стадии набухания, когда только начинает формироваться система пор.

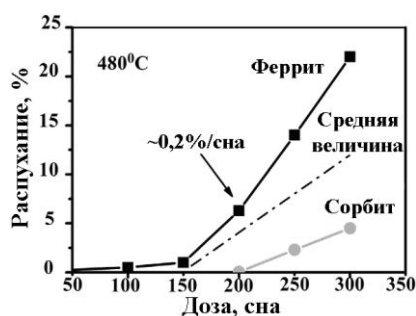


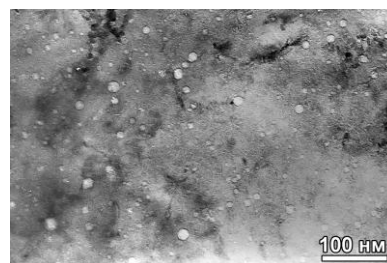
Рис. 3. Дозная зависимость набухания стали ЭП-450

2.3. ВЛИЯНИЕ ГЕЛИЯ НА РАСПУХАНИЕ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ОДНОВРЕМЕННОМ ОБЛУЧЕНИИ НА СТАЦИОНАРНОЙ СТАДИИ

Облучение сталей ЭП-450, НТ-9 и F82H проводилось при температурах максимального набухания: 480, 450, 430 °С соответственно.

При одновременном облучении стали ЭП-450 ионами хрома и гелия до дозы 50 сна и концентрации гелия 100 аррм происходит набухание феррита до значения 0,19%. Набухание при облучении без введения He существенно ниже (0,02%) [15]. Во время одновременного облучения при дозе 50 сна и концентрации He 500 аррм происходит увеличение плотности пор с $2 \cdot 10^{14}$ до $4 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ и рост набухания до 0,32% [16]. Увеличение дозы до 200 сна и концентрации гелия 100 аррм приводит к более интенсивному образованию пор как в феррите, так и сорбите со средним размером 9 и 5 нм соответственно. Средняя концентрация пор $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, при этом значение набухания составило 0,37% (рис. 4).

Облучение стали НТ-9 до дозы 200 сна при одновременной инъекции 100 аррм гелия приводит к увеличению концентрации пор с $4 \cdot 10^{15}$ до $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$. При этом происходит уменьшение размеров пор от 18 до 7 нм, приводящее к уменьшению значения набухания с 1,5 до 0,5% (рис. 5).

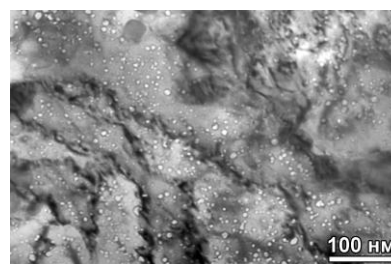


а

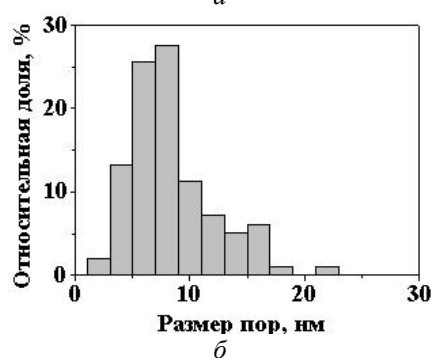


б

Рис. 4. Микроструктура стали ЭП-450 в феррите (а) и сорбите (б) после одновременного облучения Cr^{3+} , $D = 200 \text{ сна}$, $\text{He} - 100 \text{ аррм}$, $T = 480 \text{ }^\circ\text{C}$



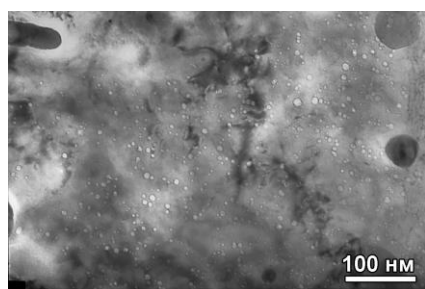
а



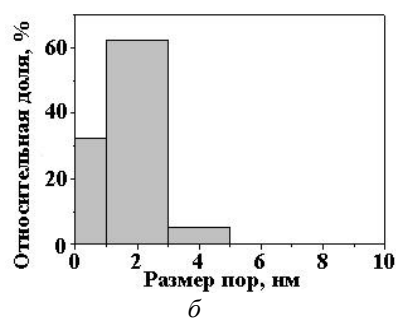
б

Рис. 5. Микроструктура стали НТ-9 (а) и распределение пор по размерам (б) после облучения Cr^{3+} , $D = 200 \text{ сна}$, $T = 450 \text{ }^\circ\text{C}$, $\text{He} - 100 \text{ аррм}$

Такая же тенденция к уменьшению набухания при одновременном облучении ионами гелия наблюдается и в мартенситной стали F82H (рис. 6). После облучения $\text{Cr} + \text{He}$ происходит увеличение концентрации с $5 \cdot 10^{15}$ до $1,5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, при этом размер пор уменьшается от 14 до 3 нм, что приводит к значительному снижению набухания до 0,1%.



а

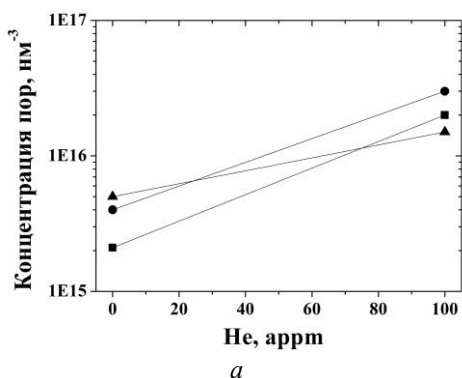


б

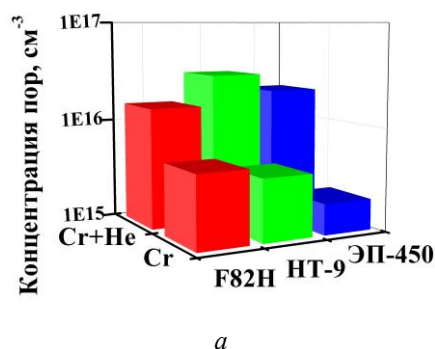
Рис. 6. Микроструктура стали F82H (а) и распределение пор по размерам (б) после одновременного облучения Cr^{3+} , $D = 200$ сна, $T = 430$ °C, $He - 100$ аррт

Сравнения результатов влияния гелия на стационарной стадии в сталях ЭП-450, НТ-9 и F82H представлены на рис. 7, 8. Одновременное облучение Cr+He приводит к увеличению значения концентрации пор для всех трех материалов на порядок.

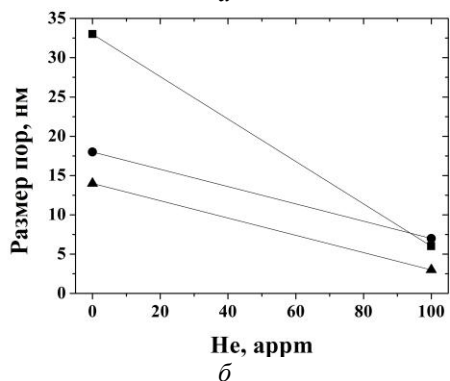
Размер пор во всех материалах значительно уменьшается при увеличении концентрации гелия. Поскольку размер пор вносит основной вклад в набухание, то несмотря на увеличение концентрации пор под влиянием гелия, наблюдается резкое падение значений набухания во всех трех материалах.



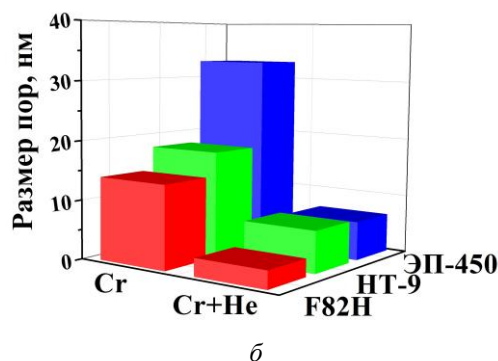
а



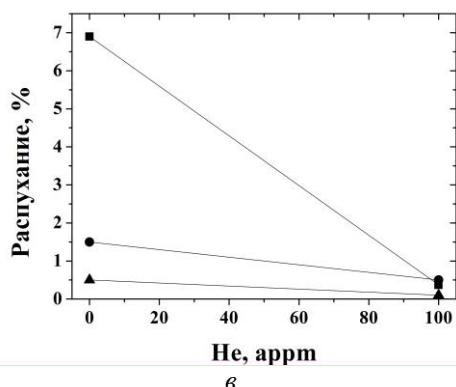
а



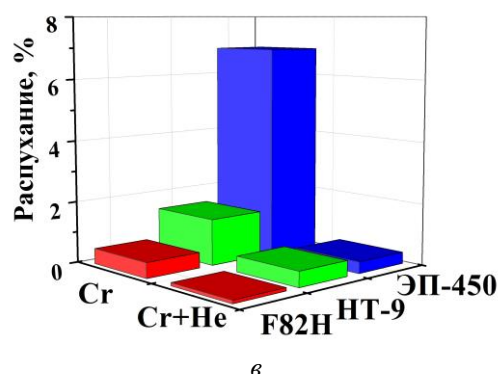
б



б



в



в

Рис. 7. Влияние гелия на концентрацию (а), размер (б) пор и набухание (в) в сталях ЭП-450 (■), НТ-9 (●) и F82H (▲) после одновременного облучения до 200 сна при концентрации 0 и 100 аррт He

Рис. 8. Влияние гелия на концентрацию (а), размер (б) пор и набухание (в) в сталях ЭП-450, НТ-9 и F82H при дозе 200 сна и концентрации 0 и 100 аррт He

Полученные результаты дают основание сделать предположение, что стали с мартенситной структурой подвергаются набуханию меньше, чем стали, имеющие ферритно-мартенситную структуру.

2.4. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА РАСПУХАНИЕ СТАЛИ ЭП-450

На рис. 9, 10 показано влияние одновременного облучения Cr+H стали ЭП-450 в феррите и сорбите

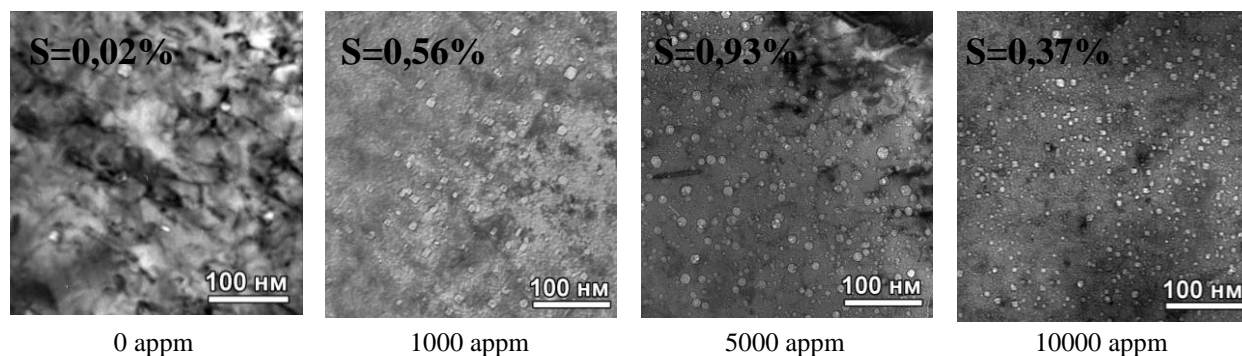


Рис. 9. Микроструктура ферритной фазы стали ЭП-450 после одновременного облучения $Cr^{3+}+H^+$, $D = 50$ сна, $T_{обл} = 480$ °C

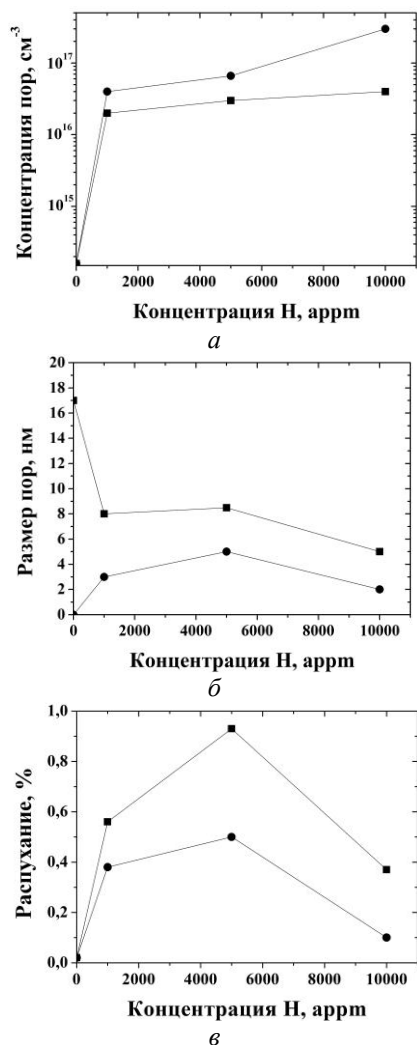


Рис. 10. Влияние водорода на концентрацию (а), размер (б) пор и набухание (в) в стали ЭП-45 после одновременного облучения $Cr^{3+}+H^+$ (0...10000 аррм) при 480 °C (■ – феррит, ● – сорбит)

при 480 °C и дозе 50 сна. При введении 1000 аррм водорода значение концентрации пор резко увеличивается как в феррите, так и в сорбите. При дальнейшем повышении концентрации водорода до 1 ат. % изменение концентрации пор менее резкое (см. рис. 10,а).

Следует отметить, что водород способствует резкому увеличению набухания от 0,02 до 0,93%, но выше 5000 аррм приводит к уменьшению значения набухания до 0,37%. По сравнению с облучением только ионами хрома, облучение Cr + 5000 аррм H увеличивает набухание ~ в 50 раз, в то время как при облучении Cr + 10000 аррм H фактор роста набухания составляет 20. Совместное облучение Cr+H до 1000 аррм H приводит к резкому уменьшению размера пор в феррите с 17 до 8 нм и к резкому увеличению концентрации пор от $2 \cdot 10^{14}$ до $2 \cdot 10^{16}$ см⁻³. При увеличении водорода до 10000 аррм набухание уменьшается главным образом из-за уменьшения размера пор.

3. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализируя представленные результаты на рис. 3–10 и опубликованные ранее в работе [16], где авторы описали совместное влияние облучения на стали тройным пучком (Cr+H+He), можно утверждать, что гелий и водород по отдельности существенно влияют на параметры радиационной пористости. При имплантации гелия и водорода существенно снижается размер пор. Концентрация пор при этом увеличивается на порядок. Полученные в случае Cr+H- и Cr+He-облучений зависимости, имеющие различающиеся количественные параметры, соответствуют общим закономерностям увеличения концентрации и уменьшения размера пор.

Кроме общих тенденций имеются различия в характере влияния гелия и водорода на параметры пористости и набухания. Различие в развитии процессов набухания при одновременном введении гелия или водорода может быть объяснено следующим: гелий оказывает влияние в двух направлениях – увеличивает равновесную концентрацию вакансий и стабилизирует малые вакансионные кластеры.

Поскольку при наличии гелия критический радиус пор значительно уменьшается, то гелий хорошо стабилизирует мелкие поры. Так, комплекс из двух вакансий плюс гелий может быть стабильным при температурах эксплуатации материала. Атом гелия может выталкивать собственный атом матрицы из равновесного положения в решетке и занимать его место в узле. Два межузельных атома гелия в решетке с еще большей вероятностью выталкивают собственный атом и образуют комплекс два гелия–вакансия.

Водород имеет энергию связи с дефектами гораздо меньшую, чем гелий в силу своих энергетических характеристик. Водород не обладает способностью выталкивать собственный атом из положения равновесия в решетке, поэтому создает меньше зародышей пор. Критический радиус поры при стабилизации ее водородом меньше, чем при развитии вакансионной пористости, но гораздо больше, чем в случае гелия. Поэтому добавление водорода приводит к развитию пористости с большими, по сравнению с гелием, размерами пор, но меньшей концентрацией. При двойных облучениях стали ЭП-450 (Cr+H, Cr+He) поры наблюдаются в обеих структурных составляющих на инкубационном периоде, что не характерно для облучения только тяжелыми ионами.

Следует отметить, что при облучении сталей только ионами хрома пористость – однородная, однако наблюдаются свободные от пор пограничные зоны и локальные зоны с повышенной пористостью [15]. После совместного облучения как с Cr+H, так и Cr+He эффективность влияния границ зерен и поверхности на развитие радиационной пористости уменьшилась. Зоны, свободные от пор, вдоль границ зерен и поверхности образца вообще отсутствуют. Скорее всего, это связано с тем, что гелий и водород способствуют гомогенному зарождению пор, и газовые пузырьки зарождаются и растут на границах зерен, снижая роль границ как стоков.

Скорость диффузии как водорода, так и гелия в бездефектной решетке, когда атомы H или He находятся в межузельных положениях кристаллической решетки, очень высока даже при комнатной температуре. При повышенных температурах (430...480 °C) эта скорость огромна, поэтому газ после рождения в ядерных реакциях или после имплантации очень быстро оказывается в ловушках, которыми могут быть собственные решеточные вакансии, поры, дислокации, границы зерен и другие протяженные дефекты. Энергия выхода атома гелия из ловушек обычно выше, чем энергия выхода атома водорода, поэтому гелий сохраняется в объеме материала при более высоких температурах, чем водород. Можно ожидать, что влияние гелия и водорода на распухание имеет схожие механизмы, но проявляется в разных температурных интервалах. Температурный порог такого влияния для водорода существенно ниже, чем для гелия. Представляется, что при рассматриваемой температуре 480 °C атомарный водород слабо влияет на распухание.

Попадая в докритические вакансионные поры, атомы гелия стабилизируют их, превращая в закритические. Таким образом, гелий уменьшает критический размер вакансионных пор (как правило, поры размером уже в несколько атомных объемов при наличии атома гелия оказываются стабильными), существенно ускоряя их зарождение. Благодаря этому инкубационный период распухания при наличии гелия оказывается меньше, чем без газа. Это подтверждается экспериментальным наблюдением величин концентраций пор. Без гелия средние размеры наблюдаемых пор существенно больше, чем при наличии гелия.

В недавно опубликованной работе [17] показано, что совместная имплантация гелия с железом усиливает зарождение пор в α -Cr, а совместная имплантация водорода с железом увеличивает рост пор. При тройном облучении водород также ускоряет зародышеобразование пор путем стабилизации зарождающихся пор.

Почему при большой дозе (200 сна) гелий подавляет распухание? Причина – высокая концентрация мелких пор, которые уменьшают скорость распухания. Скорость распухания на установившейся стадии пропорциональна величине:

$$\frac{dS}{dK_0t} \approx \frac{\delta B / \rho_v}{(1 + n / \rho_i + B / \rho_i)^2}; \quad (1)$$

$$\rho_{i,v} = 2\pi\rho_d / \ln(R_e / r_{0i,v}) \approx \rho_d; \quad (2)$$

$$B = 4\pi b R_b; \quad (3)$$

$$\delta = (\rho_i - \rho_v) / \rho_i. \quad (4)$$

Здесь ρ_d – плотность дислокаций; R_e – радиус области влияния дислокаций; b – плотность пор (число пор в единицу объема); B – плотность пор как сток точечных дефектов; R_b – средний радиус пор; n – плотность нейтральных стоков; K_0t – доза, сна [18].

Правая часть (1) достигает максимума при $B = n + \rho_v$, т. е. для наискорейшего распухания плотность пор B как стоков точечных дефектов должна быть приблизительно равной плотности дислокаций.

При высокой плотности пор, когда $B / \rho_d \gg 1$, скорость распухания оказывается малой:

$$\frac{dS}{dK_0t} \rightarrow \delta \frac{\rho_d}{B}, \quad B \gg \rho_d. \quad (5)$$

Точно также и при высокой плотности дислокаций, когда $B / \rho_d \ll 1$, скорость распухания мала:

$$\frac{dS}{dK_0t} \rightarrow \delta \frac{B}{\rho_d}, \quad \rho_d \gg B. \quad (6)$$

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование распухания ферритно-мартенситных (ЭП-450, НТ-9) и мартенситной

(F82H) сталей после дуального облучения ионами Cr^{3+} (1,8 МэВ) и газов H^+ (20 кэВ), He^+ (40 кэВ) до доз 200 сна в максимуме распухания.

Установлено, что водород до концентрации 5000 аppm увеличивает распухание стали ЭП-450, а при более высоких концентрациях водорода распухание становится меньше. Фактор роста распухания равен 50 для 5000 аppm и соответственно 20 для 10000 аppm.

Влияние гелия при дуальном облучении подобно влиянию водорода. Однако He проявляет более сильное влияние на зарождение пор, увеличивая их концентрацию на порядок при значительном уменьшении их размера.

Одновременное введение гелия при облучении тяжелыми ионами уменьшает величину распухания ферритно-мартенситных (ЭП-450, НТ-9) и мартенситной (F82H) сталей при высоких дозах облучения (200 сна).

При дозе 50 сна водород оказывает большее влияние на распухание стали ЭП-450, чем гелий.

Авторы выражают благодарность Н.П. Лазареву за участие в обсуждении полученных результатов, а также Ю.Э. Куприяновой за помощь в проведении электронно-микроскопических исследований.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. E.H. Lee, L.K. Mansur. Unified Theoretical analysis of experimental swelling data for irradiated austenitic and ferritic/martensitic alloys // *Metallurgical transactions*. 1990, v. 21 A, p. 1021-1035.
2. E.A. Little. Microstructural evolution in irradiated ferritic-martensitic steels: transitions to high dose behaviour // *Journal of Nuclear Materials*. 1993, v. 206, p. 324-334.
3. P. Dubuisson, D. Gilbon, J.L. Seran. Microstructural evolution of ferritic-martensitic steels irradiated in the fast breeder reactor Phenix // *Journal of Nuclear Materials*. 1993, v. 205, p. 178-189.
4. M. Kawai, H. Kokawa, H. Okamura, A. Kawasaki, T. Yamamura, N. Hara, N. Akao, M. Futakawa, K. Kikuchi. Development of resistant materials to beam impact and radiation damage // *Journal of Nuclear Materials*. 2006, v. 356, p. 16-26.
5. M. Kawai, H. Kokawa, M. Michiuchi, H. Kurihita, T. Goto, M. Futakawa, T. Yoshiie, A. Hasegawa, S. Watanabe, T. Yamamura, N. Hara, A. Kawasaki, K. Kikuchi. Present status of study on development of materials resistant to radiation and beam impact // *Journal of Nuclear Materials*. 2008, v. 377, p. 21-27.
6. R.L. Klueh, D.J. Alexander, R.K. Nanstand, et al. Application of automation technology to fatigue and fracture testing // *Effects of Radiation on Materials, 18th International Symposium, ASTM STP 1325*, American Society for Testing and Materials. 1997, p. 234.
7. F.A. Garner. Irradiation Performance of Cladding and Structural Steels in Liquid Metal Reactors // *Materials Science and Technology: A Comprehensive Treatment*, 10A, VCH Publishers. 1994, Chapter 6, p. 419-543.
8. А.В. Пермяков, В.В. Мельниченко, В.В. Брык, В.Н. Воеводин, Ю.Э. Куприянова. Устройство для моделирования эффектов взаимодействия нейтронных потоков с материалами ядерных реакторов // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2014, №2, с. 180-186.
9. V.N. Voyevodin, V.V. Bryk, A.S. Kalchenko, I.M. Neklyudov, G.D. Tolstolutskaia. Simulation technologies in modern radiation material science // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2014, N 4, p. 3-22.
10. F.A. Garner. Impact of the injected interstitial on the correlation of charged particle and neutron-induced radiation damage // *Journal of Nuclear Materials*. 1983, v. 117, p. 177-197.
11. D.B. Bullen, G.L. Kulcinski, R.A. Dodd. Effect of hydrogen on void production in nickel // *Nuclear Instruments and Methods in Physics*. 1985, v. B10(11), p. 561-564.
12. E.H. Lee, L.K. Mansur, M.H. Yoo. Spatial variation in void volume during charged particle bombardment – the effects of injected interstitials // *Journal of Nuclear Materials*. 1979, v. 85-86, p. 577-581.
13. D.L. Plumton, W.G. Wolfer. Suppression of void nucleation by injected interstitials during heavy ion bombardment // *Journal of Nuclear Materials*. 1984, v. 120, p. 245-253.
14. О.В. Бородин, В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов, П.В. Платонов. Влияние элементов внедрения на зарождение и эволюцию дефектной структуры при облучении тяжелыми ионами сплавов Fe-12Cr // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1989, №3(50), с. 39-43.
15. О.В. Бородин, В.В. Брык, В.Н. Воеводин, А.С. Кальченко, Ю.Э. Куприянова, В.В. Мельниченко, И.М. Неклюдов, А.В. Пермяков. Радиационное распухание ферритно-мартенситных сталей ЭП-450 и НТ-9 при облучении металлическими ионами до сверхвысоких доз // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2011, №2, с. 10-15.
16. Y.E. Kupriyanova, V.V. Bryk, O.V. Borodin, A.S. Kalchenko, V.N. Voyevodin, G.D. Tolstolutskaia, F.A. Garner. Use of double and triple-ion irradiation to study the influence of high levels of helium and hydrogen on void swelling of 8–12% Cr ferritic-martensitic steels // *Journal of Nuclear Materials*. 2016, v. 468, p. 264-273.
17. L. Jiang, Q. Peng, P. Xiu, Y. Yan, Z. Jiao, C. Lu, T. Liu, C. Ye, R. Shu, Y. Liao, Q. Ren, F. Gao, L. Wang. Elucidating He-H assisted cavity evolution in alpha Cr under multiple ion beam irradiation // *Scripta Materialia*. 2020, v. 187, p. 291-295.
18. G.S. Was. *Fundamentals of radiation materials science, Metals and Alloys*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.

Статья поступила в редакцию 09.07.2020 г.

РОЗПУХАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ФЕРИТНОГО КЛАСУ ПРИ ВИСОКИХ РІВНЯХ ПОШКОДЖУЮЧИХ ДОЗ І КОНЦЕНТРАЦІЙ ГАЗІВ

Р.Л. Василенко, В.М. Воєводін, О.С. Кальченко, Є.О. Назаренко, М.М. Пилипенко мол., О.С. Солоніхіна

Представлено результати дослідження поведінки розпухання трьох сталей феритного класу в умовах одночасного опромінення іонами Cr^{3+} з енергією 1,8 MeV і газів (гелію або водню) при температурах максимального розпухання і дозах 50 і 200 зна. Показано, що поведінка радіаційного розпухання багато в чому залежить від концентрації гелію або водню. Встановлено, що гелій і водень по-різному впливають на процеси зародження і зростання вакансійних пор. Подвійне опромінення з воднем призводить до зменшення розміру пор, що утворюються при опроміненні. Гелій проявляє більш сильний вплив на зародження пор, збільшуючи їх концентрацію на порядок при значному зменшенні їх розміру.

SWELLING OF FERRITIC STRUCTURAL MATERIALS AT HIGH LEVELS OF DAMAGE DOSES AND GAS CONCENTRATIONS

R.L. Vasilenko, V.N. Voyevodin, A.S. Kalchenko, Y.O. Nazarenko, M.M. Pylypenko jr., E.S. Solopikhina

Investigation results of the swelling behavior of three ferritic steels under conditions of simultaneous irradiation with 1.8 MeV Cr^{3+} ions and gases (helium or hydrogen) at peak swelling temperatures and doses to 50 and 200 dpa are presented. It is shown that the behavior of swelling depends on the concentration of helium or hydrogen. Determined that helium and hydrogen have different influence on the nucleation processes and growth of vacancy voids. Dual irradiation with hydrogen leads to a decrease in voids formed under irradiation. Helium has a stronger effect on voids nucleation, increasing their concentration by almost 10 times with a significant decrease of their size.