

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПРОЦЕССЫ В СТАЛИ X16H15M3T1 ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Г.А. Распопова, В.Л. Арбузов

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

E-mail: raspopova@imp.uran.ru

С помощью ядерной реакции $D(d,p)T$ изучена радиационно-индуцированная сегрегация дейтерия в стали X16H15M3T1 с различной микроструктурой – в закаленном и состаренном состояниях, а также после холодной пластической деформации. Показано, что интенсивность сегрегации зависит от исходной структуры образцов. Предложен способ разделения вклада различного типа ловушек – элементов структуры – в захват имплантированного дейтерия в облученном объеме. Обсуждается механизм формирования и эволюции сегрегации под облучением.

ВВЕДЕНИЕ

Облучение водородосодержащих металлов и сплавов ионами приводит к образованию в них радиационно-индуцированной сегрегации (РИС) водорода [1]. Такие же процессы происходят при облучении чистых по водороду материалов ионами изотопов водорода [2-7]. На интенсивность РИС большее влияние оказывает исходная структура изучаемых образцов, в частности, фазовый состав [6], плотность дислокаций и наличие деформационных вакансий (ДВ) [7] и т.д.

Области структурной неоднородности, которые необратимо в условиях эксперимента захватывают атомы водорода, являются его ловушками и влияют на образование и эволюцию РИС. По времени образования таких ловушек их можно разделить на исходные (ИЛ) и радиационно-индуцированные (РЛ) ловушки. Первые существуют в мишени до начала облучения и распределены в ней, как правило, равномерно. Вторые – образуются во время облучения, изначально сосредоточены в облученном объеме и распределены в нем неравномерно. Максимум распределения последних совпадает с максимумом распределения атомных смещений [3], положение которого для ионного облучения может быть вычислено с помощью программы SRIM.

В качестве РЛ могут выступать как одиночные радиационно-индуцированные дефекты (вакансии [7] и собственные межузельные атомы (СМА) [8]), так и кластеры вакансий [9-11]. В случае, когда в мишени под действием облучения происходят радиационно-индуцированные структурно-фазовые превращения (РИСФП [12]), продукты этих превращений (выделения вторых фаз) также могут стать РЛ [5, 6].

Элементы микроструктуры изучаемой стали, идентифицированные как ИЛ, влияют на захват водорода в РИС как непосредственно, так и косвенным образом. Захват водорода в области радиационного повреждения напрямую зависит от их количества и емкости, т.е. в конечном итоге от суммарной емкости ИЛ. Если ИЛ не претерпевают эволюции под облучением, то их суммарная емкость в ходе облучения является величиной постоян-

ной.

Косвенное влияние ИЛ на образование РЛ и их количество, а следовательно, и захват на них водорода происходят через сток радиационных вакансий и СМА на ИЛ. Интенсивный отток одиночных радиационных дефектов на ИЛ, в свою очередь, влияет на выживаемость дефектов, индуцированных ионным облучением, а также на возможность и степень реализации РИСФП.

Проблема накопления водорода в реакторных материалах стала особенно актуальной после опубликования работ Ф. Гарнера [13, 14] по аномально высокому захвату водорода в элементах конструкций действующих реакторов. Несомненный интерес в этой связи представляет установление влияния различных элементов микроструктуры на развитие радиационно-индуцированных процессов и, в конечном итоге, на захват водорода в облученной ионами водорода области мишени из аустенитной стали. Это и явилось целью настоящей работы.

В качестве объекта изучения выбрана титаносодержащая нержавеющая аустенитная сталь X16H15M3T1, для которой уже имеются данные о влиянии микроструктуры на РИС [5].

Для этой стали к настоящему времени известно, что при облучении дейтронами энергией 700 кэВ при комнатной температуре в ней образуется РИС. Исходными ловушками, необратимо захватывающими имплантированный дейтерий в ней, служат частицы карбида титана TiC и интерметаллида Ni₃Ti. При ионном облучении в ней образуются такие РЛ, как вакансионные кластеры каскадного происхождения (ВКк) и радиационно-индуцированные выделения интерметаллида Ni₃Ti (РИИ).

Кроме того, для этой стали установлено [15], что основными ИЛ водорода в необлученных закаленных образцах являются границы карбидов, малоугловые границы зерен и области большого скопления дислокаций.

МЕТОДИКА

Для изучения влияния холодной пластической деформации (ХД) на формирование и эволюцию при комнатной температуре сегрегации дейтерия, индуцированной ионным облучением, использовали

сталь X16N15M3T1. В состав стали входили следующие основные компоненты (мас. %): 15.9 %Cr; 15.0 %Ni; 2.53 %Mo; 0.03 %C и 1.02 %Ti.

При создании РИС использован изотоп водорода – дейтерий. Ввод дейтерия в изучаемые мишени производили имплантацией ионов D^+ энергией 700 кэВ при интенсивности облучения $1 \cdot 10^{13}$ ион \cdot с $^{-1}$ см $^{-2}$. Для генерации быстрых дейтронов использован ускоритель Ван-де-Граафа. Облучаемая поверхность имела форму круга диаметром 1 мм.

Во время непрерывного облучения до флюенса ионов $\sim 1 \cdot 10^{18}$ см $^{-2}$ производились дискретные измерения концентрации дейтерия в РИС с помощью ядерной реакции дейтронов на атомах дейтерия $D(d,p)T$ с образованием трития по выходу продуктов реакции - протонов. Детектирование протонов производили кремниевым поверхностно-барьерным детектором. Угол детектирования протонов был равен 120 град. Весь регистрируемый в эксперименте дейтерий имел имплантационное происхождение.

Выбор величины энергии дейтронов позволил в отличие от многих работ, где E_D не превышали десятков килоэлектронвольт, расширить область анализа до ~ 4 мкм и увести ее тем самым от поверхности образца и сопутствующих ей загрязнений [16]. Кроме того, он обеспечил чистоту эксперимента по вводу дополнительного компонента в мишень и исключил создание вне зоны имплантации радиационно поврежденных участков. Подобные «неудобства» возникают при измерении распределения имплантированного дейтерия с помощью часто используемой в этих целях ядерной реакции $D(^3He,p)^4He$ [16]. Применение же в качестве зонда пучка ускоренных дейтронов позволяет измерять концентрацию дейтерия в ходе имплантации и одновременно контролировать состав анализируемой зоны по кислороду и азоту (соответственно реакции $D(^{16}O,p)^{17}O$ и $D(^{14}N,\alpha)^{12}C$).

Распределение имплантированного дейтерия без учета его диффузионной подвижности, а также подвижности радиационных вакансий и СМА было рассчитано с помощью программы SRIM. Это распределение имеет ярко выраженный максимум вблизи глубины 3.5 мкм. Полученное в эксперименте распределение имплантированного дейтерия по глубине отличается от расчетного, поскольку в условиях эксперимента атомы дейтерия и СМА подвижны.

Величину или интенсивность образовавшейся РИС или сегрегации оценивали по средней реальной концентрации имплантированного дейтерия в облученной области (C_D). Величину C_D рассчитывали из энергетического спектра протонов реакции $D(d,p)T$ с использованием эталона $TiD_{1.78}$. Глубина анализа, которая определяется длиной проективного пробега дейтрона энергией 700 кэВ (~ 3.6 мкм), с учетом глубинного разрешения используемой ядерной реакции (~ 0.5 мкм) составляла порядка 4 мкм. Анализируемый объем был ограничен сечениями пучка на поверхности мишени и глубиной анализа и составлял $\sim 3 \cdot 10^{-6}$ см $^{-3}$.

Помимо C_D , определяемой дискретно в ходе непрерывной имплантации дейтерия, в работе рассчитывали

захват имплантированного дейтерия в РИС (α) как долю всего имплантированного дейтерия, захваченного в РИС. Из определения α следует, что общий захват дейтерия на все виды ловушек (α_0) вычисляли по формуле $\alpha_0 = C_D / C_D^{теор} \times 100$ %, где $C_D^{теор}$ – средняя концентрация имплантированного дейтерия в облученном объеме при условии его полного сохранения и равномерного распределения в этом объеме.

Изучаемые методом ядерных реакций образцы имели вид пластинок $10 \times 10 \times 0.2$ мм. Их крепление в массивный держатель с высокой теплопроводностью обеспечило интенсивный отвод тепла от мишени в ходе имплантации-измерения.

Для разделения вклада каждого из видов ИЛ в общий захват имплантированного дейтерия в РИС была проведена целевая подготовка образцов, которая обеспечила широкий спектр микроструктур. Так, для выявления вклада ДВ в общий захват дейтерия были получены образцы с одинаковой плотностью дислокаций – после ХД без отжига и отожженный. Образцы с различной плотностью дислокаций (закаленный и отожженный после ХД) были приготовлены для установления ловушечной роли дислокаций. Для выявления вклада исходных частиц Ni_3Ti в общий захват имплантированного дейтерия наряду с закаленным образцом был приготовлен состаренный образец с Ni_3Ti . Температуры постдеформационного отжига, закалки и старения составляли соответственно 650, 1373 и 923 К. Деформация прокаткой в валках была проведена при комнатной температуре со степенью обжатия 30 % - обычной для аустенитных сталей.

Все образцы до облучения были аттестованы методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM 200-CX при ускоряющем напряжении 160 кВ [5]. Были изучены элементы дислокационной структуры, состав и количество неметаллических включений. Плотность дислокаций измеряли по нескольким фотографиям методом секущих. Толщину фольги определяли по контурам экстинкции [17]. Идентификация частиц второй фазы производилась с помощью темнопольной методики.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

СТРУКТУРА СТАЛИ X16N15M3T1

Известно [5], что частицы TiC и Ni_3Ti являются эффективными ловушками дейтерия и увеличивают накопление водорода на начальных стадиях формирования РИС в изучаемой стали. В то же время окислы металлургического происхождения, границы зерен и одиночные дислокации не являются в ней эффективными ловушками дейтерия. Вопрос об исходных ловушках водорода в образцах этой стали, подвергнутых ХД, рассмотрим далее.

ПЭМ-анализ структуры закаленных, состаренных и деформированных образцов показал, что спектр неметаллических включений в них после деформации не изменился. Изучаемые в настоящей работе образцы имеют следующие особенности структуры и возможные исходные ловушки водорода.

Во всех изученных образцах присутствуют включения металлургического происхождения, а именно, сложные окислы кальция и других раскислителей. Только некоторые фрагменты крупных включений оказались карбидами TiC, не растворившимися при нагреве под закалку ($\ll 0.007$ об. %). Каких-либо других выделений (карбидов или интерметаллида Ni₃Ti) в закаленных образцах не обнаружено.

Выделения частиц интерметаллида Ni₃Ti или γ' -фазы. В состаренном образце помимо характерных для закаленного образца неметаллических включений обнаружено ~ 2 об. % мелких (~ 6 нм) частиц интерметаллида Ni₃Ti. В деформированных образцах стали иных, кроме неметаллических включений металлургического происхождения, частиц не обнаружено ни по линиям дислокаций, ни вне их. Однако этот полученный при ПЭМ-анализе с использованием темнопольных изображений и микродифракции результат не позволяет полностью исключить существование индуцированных деформацией [18] очень мелких когерентных выделений или предвыделений деформационно-индуцированного Ni₃Ti.

Дислокационная структура. ПЭМ-анализ показал, что в недеформированных образцах присутствуют только одиночные дислокации, которые распределены достаточно однородно. Их плотность составляет $\sim 1 \cdot 10^7$ см⁻². По данным работы [5] такие одиночные дислокации не являются эффективными ловушками имплантированного дейтерия.

Для деформированных образцов стали ПЭМ-анализом установлено, что дислокационная структура в них имеет сетчато-ячеистый характер. Размер ячеек составляет 0.2...0.4 мкм, а средняя плотность дислокаций в образцах $\sim 3.4 \cdot 10^{10}$ см⁻². На фоне сетчато-ячеистой субструктуры во всех образцах наблюдаются двойники деформации и дефекты упаковки.

В процессе постдеформационного отжига дислокационная структура слабо изменяется. Так, измеренный средний размер ячеек в отожженном образце остается в тех же пределах, что и после ХД. Плотность дислокаций составляет $3.3 \cdot 10^{10}$ см⁻², что находится на уровне значений плотности дислокаций в деформированном образце. Изменения других дефектов кристаллической структуры, таких как двойники и дефекты упаковки, после отжига не наблюдались.

Контраст в виде черных точек. Такой контраст наблюдался на деформированных образцах и образцах, отожженных после ХД. Установлено, что на электронограммах, полученных с обсуждаемых участков структуры, рефлексы, не принадлежащие аустениту, отсутствуют. В темных полях, полученных в рефлексах матрицы, часть точек светится. В некоторых случаях наблюдаются элементы огранки этих мелких объектов.

Точечный контраст может быть связан с существованием нескольких типов дефектов: пересечений дислокаций, мелких дислокационных петель, дефектов упаковки и крупных вакансионных кластеров. Контраст в виде черных точек был обнаружен ранее [19] на фоне одиночных дислокаций в недеформи-

рованной стали X18H10T, облученной ионами дейтерия D₂⁺ энергией 12 кэВ до дозы $2 \cdot 10^{15}$ см⁻², но природа его не обсуждалась.

Кластеры деформационных вакансий (ДВК). Согласно работе [20] в изучаемых сталях после ХД содержится более чем 50 атпм ДВК. Исходя из данных о подвижности вакансий в этих сталях и высокой устойчивости вакансионных кластеров, а также, учитывая влияние кратности на устойчивость и размеры ДВК [21], авторы работы [20] делают вывод о размерах и концентрации ДВК, которые составляют 0.6 нм и более чем 10 атпм соответственно.

Исходные ловушки дейтерия в изучаемых образцах определяются их микроструктурой. Так, по данным работы [5] в закаленном образце присутствует один тип ИЛ, а именно, частицы TiC. Окислы кальция и других раскислителей эффективными ловушками дейтерия не являются.

В состаренном образце ИЛ являются те же частицы TiC и выделения интерметаллида, образовавшиеся при старении.

В образце после ХД возможный спектр ИЛ увеличивается. Наряду с дислокациями высокой плотности в нем появляются двойники деформации и дефекты упаковки, а также ДВК и деформационно-индуцированные выделения интерметаллида.

Из общих соображений следует, что поверхности двойников и дефектов упаковки как ловушки дейтерия не более эффективны, чем одиночные дислокации. Сам дефект упаковки мог бы быть эффективной ловушкой дейтерия, если бы растворимость дейтерия в нем существенно превышала растворимость дейтерия в решетке аустенита. Однако, поскольку решетка дефекта упаковки в изучаемых сталях – ГПУ – более компактная, чем решетка аустенита (ГЦК), растворимость водорода в дефекте упаковки должна быть меньше, чем в матрице. В то же время ДВК, как и кластеры радиационных вакансий [5], должны быть эффективными ловушками имплантированного дейтерия.

Итак, в образце после ХД до облучения присутствуют 4 возможных типа исходных ловушек:

- 1 - дислокационные скопления, петли, перегибы на дислокациях и их пересечения;
- 2 - ДВК;
- 3 - частицы TiC;
- 4 - частицы Ni₃Ti, индуцированные деформацией (возможно).

В образце после ХД и отжига реализуется такой же спектр исходных ловушек дейтерия за исключением ДВК.

ОБЩЕЕ НАКОПЛЕНИЕ ДЕЙТЕРИЯ

ЗАХВАТ ДЕЙТЕРИЯ НА ИЛ

Исходные ловушки дейтерия, существовавшие в изучаемых образцах до начала имплантации, расположены в объеме образцов равномерно и заполняются в первую очередь. В области сегрегации они имеют преимущества перед остальными, расположенными в необлученном объеме мишени, только по первоочередной «доставке» к ним имплантированного дейтерия. На ловушке в необлученном объ-

еме образца происходит захват атомов дейтерия, перераспределившегося в этот объем.

Итак, захват и накопление имплантированного дейтерия в области РИС связаны с частичным захватом имплантированного дейтерия на ИЛ и РЛ, т.е. $C_D = C_{ИЛ} + C_{РЛ}$, а $\alpha_0 = \alpha_{ИЛ} + \alpha_{РЛ}$. Исходным ловушкам, если они не эволюционируют в процессе имплантации дейтерия, соответствует ограниченная емкость, т.е. они являются насыщаемыми. Далее все ИЛ будем рассматривать как насыщаемые, пока не будут получены доказательства обратному.

Суммарная емкость ИЛ (Q) зависит от исходной дефектной структуры каждого образца и является для него величиной постоянной. Из данных о возможной структуре ловушек можно указать спектр ИЛ для каждого изученного образца: $Q^{зак} = Q_{TiC}$; $Q^{деф} = Q_{TiC} + Q_{ДВК} + Q_{дисл}$; $Q^{отож} = Q_{TiC} + Q_{дисл}$; $Q^{состар} = Q_{TiC} + Q_{Ni3Ti}$, где индексы “зак”, “деф”, “отож” и “состар” обозначают закаленный, деформированный, отожженный и состаренный образцы, а “дисл”, ДВК, TiC и Ni₃Ti соответствуют видам ИЛ. При дозе полного насыщения ИЛ дейтерием (F_0) происходит разделение двух областей формирования РИС:

$$F = 0 - F_0 \Rightarrow \alpha_{ИЛ}(F) = \alpha_0(F); \quad (1)$$

$$F > F_0 \Rightarrow \alpha_{ИЛ}(F) = Q / C_D^{теор}(F) \times 100 \%. \quad (2)$$

Таким образом, сопоставляя зависимости $\alpha_0(F)$ различных образцов на нисходящем участке (рис. 1), можно оценить в первом приближении соотношения Q для этих образцов. Все оценки величин Q разного вида ИЛ приведены далее в таблице.

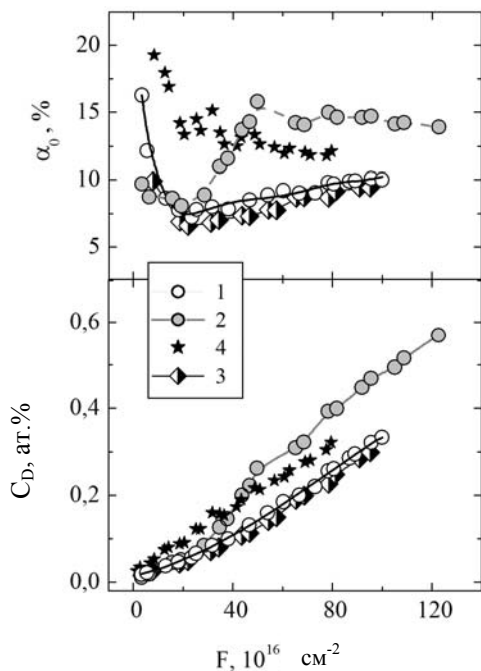


Рис. 1. Дозовые зависимости накопления дейтерия C_D и общего захвата дейтерия α_0 для закаленного (1), деформированного (2), отожженного (3) и состаренного (4) образцов

Так, наибольшее значение Q соответствует, очевидно, состаренному образцу.

Следует обратить внимание на то, что зависимости $C_D(F)$ всех изученных образцов (см. рис. 1) при дозах имплантации более $50 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ выглядят как практически параллельные прямые. Одинаковый наклон этих зависимостей к оси F свидетельствует об однотипных РЛ во всех образцах, а разный уровень значений C_D – о различии в величинах Q .

Суммарные значения Q можно с высокой точностью определить либо по начальному участку дозовых зависимостей общего захвата дейтерия в РИС, используя соотношения (1) и (2) и тот факт, что $\alpha_{РЛ}(F) \geq 0$, либо из соотношения величин Q по зависимостям $C_D(F)$ (см. рис. 1).

Так, суммарная ловушечная емкость исходных карбидов титана, определенная из начального участка $C_D(F)$, составила ~ 170 аррм (рис. 2). Из соотношения $C_D(F)$ закаленного и состаренного образцов емкость исходных частиц интерметаллида в состаренном образце составила ~ 600 аррм.

При аналогичном подходе к деформированному и отожженному образцам установлено, что емкость ДВК составила ~ 30 аррм, а емкость дислокаций высокой плотности с выделившимися при деформации частицами интерметаллида – ~ 250 аррм.

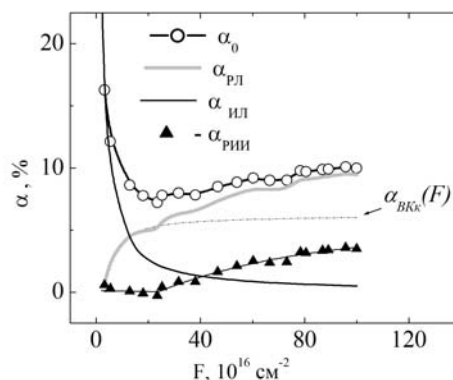


Рис. 2. Захват имплантированного дейтерия в РИС закаленной стали: $\alpha_{РИИ}$ – захват имплантированного дейтерия на частицы интерметаллида, индуцированные ионным облучением

Параметры захвата дейтерия в радиационно-индуцированной сегрегации

Но-мер*	Емкость ИЛ, аррм					$F_{РЛ}, 10^{16} \text{ см}^{-2}$
	Q	Q_{TiC}	Q_{Ni3Ti}	$Q_{дисл}$	$Q_{ДВК}$	
1	170	170	0	0	0	>3
2	770	170	600	0	0	>18
3	450	170	**	250	30	>18
4	420	170	**	250	0	>18

Примечания:

*Номерами 1, 2, 3 и 4 обозначены соответственно закаленный, состаренный, деформированный и отожженный образцы.

**Часть емкости $Q_{дисл}$ приходится предположительно на частицы Ni₃Ti, выделение которых на дислокациях индуцировано холодной пластической деформацией.

$F_{РЛ}$ – доза имплантации, при которой начинается захват дейтерия на РЛ.

ЗАХВАТ ДЕЙТЕРИЯ НА РЛ

Как ранее было показано [5], что РЛ в этой стали являются ВКк и радиационно-индуцированные выделения интерметаллида Ni_3Ti (РИИ). На рис. 2 приведен пример разделения вкладов всех ловушек в общий захват дейтерия в РИС в закаленной стали, $\alpha_0 = \alpha_{ИЛ} + \alpha_{РЛ}$, а $\alpha_{РЛ} = \alpha_{ВКк} + \alpha_{РИИ}$. Такое разделение проведено и для других образцов. Определены дозы имплантации, при которых начинается захват дейтерия на РЛ (см. $F_{РЛ}$ в таблице).

Из анализа захвата дейтерия на РЛ в изученных образцах (рис. 3) следует, что влияние исходной микроструктуры на захват дейтерия на РЛ проявляется в изменении емкости РЛ вследствие снижения их количества.

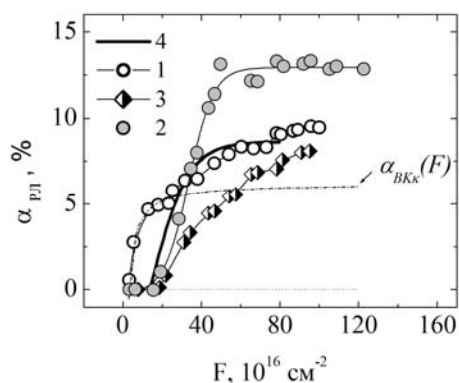


Рис. 3. Дозовые зависимости захвата дейтерия на РЛ для закаленного (1), деформированного (2), отожженного (3) и состаренного (4) образцов

Так установлено, что дислокации высокой плотности с когерентными деформационно-индуцированными выделениями интерметаллида Ni_3Ti являются эффективными стоками для вакансий. Радиационные вакансии, в свою очередь, являются строительным материалом для эффективных РЛ – вакансионных кластеров. Эффективными стоками вакансий и ловушками дейтерия являются также исходные выделения Ni_3Ti , полученные при старении недеформированной стали.

Эффективность стоков вакансий проявляется, прежде всего, в сдвиге начала захвата дейтерия на ВКк в сторону больших доз облучения (см. таблицу). Как видно из рис. 3 и таблицы, эффективности стоков во всех образцах, кроме закаленного, близки.

ЭВОЛЮЦИЯ ИСХОДНЫХ ЛОВУШЕК ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ

В образце с ДВК при дозах имплантации более $15 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ наблюдается «немотивированный» рост емкости ловушек дейтерия. Иными, кроме эволюции ДВК, причинами подобное явление не может быть объяснено. На рис. 3 видно, что эта эволюция заканчивается при $\sim 50 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$.

Если ДВК приобретают при облучении некоторую способность вырастать до размера зародышей газовых пор, то емкость таких пор может быть ограничена. Если это так, то для образца после ХД заполнение новых емкостей закончится при дозе им-

плантации $\sim 50 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, а эволюционировавшие ДВК можно рассматривать как дополнительные ловушки дейтерия, действующие как насыщенные ИЛ. Емкость этих «новых» ИЛ можно определить из соотношения общего накопления дейтерия в деформированном и состаренном образцах. Оказалось, что емкость «новых» ловушек составит 830 аррм, а суммарная емкость ИЛ в образце – 1280 аррм.

Структурные исследования деформированной стали после облучения в данной работе не проводились, поэтому представления об эволюции ДВК под облучением носят гипотетический характер и требуют дополнительного изучения.

ВЫВОДЫ

1. Использованная в работе схема изучения радиационно-индуцированной сегрегации позволила разделить вклады исходных и радиационно-индуцированных ловушек в общий захват имплантированного дейтерия в облученном объеме. При целевой подготовке исходной структуры образцов удалось определить в них тип и емкость исходных ловушек дейтерия и их влияние на количество ловушек, возникших под облучением.

2. Обнаружено, что холодная деформация сталей при комнатной температуре сопровождается образованием ловушек дейтерия, связанных с дислокациями. Предположительно эти ловушки, эффективно захватывающие имплантированный дейтерий, являются выделениями (скорее, предвыделениями) Ni_3Ti на дислокациях.

3. Показано, что исходные ловушки (частицы карбидов, Ni_3Ti и кластеры деформационных вакансий) являются эффективными стоками подвижных в условиях эксперимента вакансий. Количество кластеров радиационных вакансий снижается, и, как следствие, уменьшается захват имплантированного дейтерия на радиационно-индуцированные ловушки.

4. Выявлена возможная эволюция деформационных вакансионных кластеров, которая происходит при ионном облучении и приводит к росту захвата имплантированного дейтерия в облученном объеме. Такой рост наблюдается в ограниченном интервале доз имплантации.

Работа выполнена по плану РАН (тема «Импульс» № г.р. 01.2.006 13394) при частичной поддержке РФФИ (грант № 07-02-00020).

ЛИТЕРАТУРА

- V.L. Arbuzov, V.B. Vykhodetz, G.A. Raspopova. The influence of isotopic composition of the hydrogen component in vanadium - hydrogen alloys on the ion-irradiation-induced segregation of hydrogen // *Fusion Technology*. 1995, v. 28, p. 1127–1131.
- V.L. Arbuzov, G.A. Raspopova, S.E. Danilov, A.P. Druzhkov, Yu.N. Zouev. The interaction of deuterium and tritium with radiation and other defects in austenitic steel and nickel // *J. Nucl. Mater.* 2000, v. 283-287, p. 849–853.
- V.L. Arbuzov, G.A. Raspopova. Radiation-induced segregation of deuterium in austenitic steels //

Advances in Science and Technology. 1999, v. 24, p. 507–514.

4. V.L. Arbutov, G.A. Raspopova. Radiation-induced segregation of deuterium in austenitic steels and vanadium alloys // *J. Nucl. Mater.* 1999, v. 271-272, p. 340–344.

5. В.Л. Арбузов, Г.А. Распопова, В.В. Сагарадзе и др. Радиационно-индуцированная сегрегация дейтерия в аустенитных сталях. Сообщение 1. Роль титана // *ФММ*. 2004, т. 97, № 6, с. 66–74.

6. Г.А. Распопова, В.Л. Арбузов, В.В. Сагарадзе и др. Радиационно-индуцированная сегрегация дейтерия в двухфазной стали X16H9M3 // *ФММ*. 2007, т. 103, №2, с. 180–190.

7. Г.А. Распопова, В.Л. Арбузов. Захват дейтерия в облученном никеле // *ФММ*. 2009, т. 107, № 1, с. 1-10.

8. В.Л. Арбузов, В.В. Выходец, Г.А. Распопова. Накопление имплантированного водорода в титане // *Металлы*. 1995, № 4, с. 148–161.

9. W.G. Johnston, J.H. Rosolowsky, A.M. Turkalo, T. Lauritzen. Nickel bombardment of annealed and cold-worked type 316 stainless steel // *J. Nucl. Mater.* 1973, № 48, p. 330–338.

10. K.L. Wilson and M.I. Baskes. Deuterium trapping in irradiated 316 stainless steel // *J. Nucl. Mater.* 1978, v. 76/77, p. 291.

11. F. Besenbacher, J. Bottiger, S.M. Myers. Defect trapping on ion-implanted deuterium in nickel // *J. Appl. Phys.* 1982, v. 53, № 6, p. 3536-3546.

12. О.В. Бородин, В.В. Брык, В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов. Структурно-фазовые превращения в нержавеющей стали при облучении // *Металлофиз. новейшие технол.* 1999, т. 21, № 6, с. 51–65.

13. F.A. Garner, B.M. Oliver, L.R. Greenwood, D.J. Edwards and S.M. Bruemer. Generation and Retention of Helium and Hydrogen in Austenitic Steels Irradiated in a Variety of and Test Reactor Spectral Envi-

ronments // *9th Meeting on Environmental Degradation of Materials*, Tahoe, Utah, August 2001, p. 54–72.

14. F.A. Garner, E.P. Simonen, B.M. Oliver, L.R. Greenwood, M.L. Grossbeck, W.G. Wolfer, P.M. Scott. Retention of hydrogen in fcc metals irradiated at temperatures leading to high densities of bubbles or voids // *J. Nucl. Mater.* 2006, v. 356, p. 122–135.

15. Yu.N. Zouev, I.V. Podgornova, V.V. Sagaradze. Visualization of tritium by autoradiography technique // *Fusion Engineering and Design*. 2000, v. 49-50, p. 971–976.

16. И.М. Неклюдов, Г.Д. Толстолицкая, В.В. Ружицкий и др. Влияние состояния поверхности на процессы накопления, распределения и выделения дейтерия, ионно-имплантированного в сталь X18H10T // *Физика и химия обработки материалов*. 2004, № 2, с. 50–55.

17. П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан. *Электронная микроскопия тонких кристаллов*. М.: «Мир», 1968, с. 418.

18. K.G. Samuel, S.K. Ray and G. Sasikala. Dynamic strain ageing in prior cold worked 15Cr–15Ni titanium modified stainless steel (Alloy D9) // *J. Nucl. Mater.* 2006, v. 355, № 1-3, p. 30–37.

19. И.М. Неклюдов, В.Н. Воеводин, В.В. Ружицкий и др. Влияние гелия и водорода на развитие микроструктуры стали X18H10T в процессе облучения и отжига // *Труды XIV Международного совещания «Радиационная физика твердого тела»*. М., 2004, с. 25–29.

20. A.P. Druzhkov, V.L. Arbutov, D.A. Perminov. Positron annihilation study of effects of Ti and plastic deformation on defect accumulation and annealing in electron-irradiated austenitic steels and alloys // *J. Nucl. Mater.* 2005, v. 341, p. 153–163.

21. P. Hautojarvi, J. Heinio, M. Manninen. The effect of microvoid size on positron annihilation characteristics and residual resistivity in metals // *Phil. Mag.* 1977, v. 35, № 4, p. 973–981.

Статья поступила в редакцию 10.09.2008 г.

ВПЛИВ МІКРОСТРУКТУРИ НА РАДІАЦІЙНО-ІНДУКОВАНІ ПРОЦЕСИ В СТАЛІ X16H15M3T1 ПРИ ІОННОМУ ОПРОМІНЕННІ

Г.А. Распопова, В.Л. Арбузов

За допомогою ядерної реакції D(d,p)T вивчена радіаційно-індукована сегregaція дейтерію в сталі X16H15M3T1 з різною мікроструктурою - у загартованому й зістареному станах, а також після холодної пластичної деформації. Показано, що інтенсивність сегregaції залежить від вихідної структури зразків. Запропоновано спосіб розподілу внеску різного типу уловлювачів – елементів структури – у захоплення імплантованого дейтерію в опромінену об'ємі. Обговорюється механізм формування й еволюції сегregaції під опроміненням.

EFFECT OF MICROSTRUCTURE ON RADIATION-INDUCED PROCESSES IN Cr16Ni15Mo3Ti1 STEEL UNDER ION IRRADIATION

G.A. Raspopova, V.L. Arbutov

The D(d,p)T nuclear reaction was used to study the radiation-induced segregation of deuterium in steel having different microstructures: in quenched and aged states, and also after cold plastic deformation. It was shown that the segregation intensity depended on the initial structure of the samples. A method was proposed for separation of contributions made by different types of traps – elements of the structure – to trapping of implanted deuterium in the irradiated volume. The mechanism of formation and evolution of the segregation under irradiation was discussed.