

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДЕЙТЕРИЯ С АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛЬЮ SS316

*Б.С. Сунгуров, Г.Д. Толстолицкая, С.А. Карпов, И.Е. Копанец, В.В. Ружицкий,
А.В. Никитин, Г.Н. Толмачева*

*Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ ХФТИ,
Харьков, Украина
E-mail: g.d.t@kipt.kharkov.ua*

Изучено накопление и десорбция дейтерия, имплантированного в аустенитную нержавеющую сталь SS316 до концентраций ~1 ат.%, а также влияние гелия и радиационных дефектов на процесс массопереноса дейтерия и изменение механических свойств стали при разных уровнях повреждаемости. Образцы облучали ионами 15 кэВ/D, 30 кэВ/He и 1,4 МэВ/Ar. Облучение высокоэнергетичными ионами аргона использовали для моделирования дефектной структуры, которая образуется в материалах ядерных энергетических установок. Исследования выполнены методами ионной имплантации, ядерных реакций $D(^3\text{He}, p)^4\text{He}$ с использованием анализирующих пучков ^3He ($E = 0,3 \dots 1,4$ МэВ), термодесорбционной спектроскопии, просвечивающей электронной микроскопии и наноиндентирования. Установлено, что удержание дейтерия в стали существенно повышается в присутствии радиационных повреждений, созданных предварительной имплантацией ионов гелия и аргона.

ВВЕДЕНИЕ

В конструкционных материалах энергетических установок в процессе их эксплуатации накапливаются газообразные примеси, в частности, гелий и водород, способствующие проявлению гелиевого охрупчивания, водородной хрупкости и газового распухания [1]. Типичные концентрации гелия и водорода, создаваемые при одном смещении атома (сна) из его равновесного положения в решетке ($\text{He}/\text{сна}$, $\text{H}/\text{сна}$), составляют $\ll 1$ для реакторов на быстрых нейтронах, около 10 для реакторов синтеза и ~100 для установок «spallation» [2, 3].

В качестве основного материала для оборудования внутрикорпусных устройств (ВКУ) ядерных энергетических реакторов используются аустенитные нержавеющие стали: стабилизированная титаном хромоникелевая сталь 08X18H10T, нержавеющие стали марок 304 и 316.

Аустенитная нержавеющая сталь SS316 широко используется в качестве конструкционного материала в реакторах II и III поколения из-за сочетания ее хорошей устойчивости к ползучести при высокой температуре и сопротивлению кислородной коррозии [4]. Кроме того, из стали типа SS316 изготовлен корпус действующих в настоящее время источников нейтронов «spallation», она выбрана в качестве конструкционного материала для ИТЭР и считается кандидатным конструкционным материалом для корпуса реактора с расплавленной солью в качестве теплоносителя (MSR) [5, 6].

В связи с практическим интересом сталь SS316 достаточно широко исследована [7–11]. Однако необходимость создания новых поколений энергетических установок требует решения многих материаловедческих задач, в частности, изучения комплексного воздействия на материалы водорода, гелия и радиационных дефектов.

В [11] установлен эффект влияния реакторного облучения на процессы проникновения дейтерия в стали SS316 при температуре ниже 450 °С, который заключался в уменьшении потока дейтерия сквозь исследуемый образец и увеличении времени наступления стационарного потока сквозь образец. Авторы полагали, что неравновесные радиационные дефекты, возникающие при облучении, не являются ловушками для дейтерия, поскольку их роль не существенна при достигнутом за все время исследований флюенсе около 10^{18} нейтр./см² (10^{-3} сна). В этом случае ловушки для дейтерия обусловлены радиационно-стимулированной сегрегацией неметаллических примесей на границы зерен.

При увеличении повреждающей дозы до 1 сна и выше концентрация ловушек и их природа могут меняться. В [12] установлено практически 100% удержание дейтерия до температур отжига ~500 К в аустенитной стали X18H10T при уровне повреждений 50 сна, созданном облучением ионами аргона с энергией 1,4 МэВ. Снижение концентрации дейтерия в области температур 500...700 К связано, по мнению авторов, с трансформацией системы газовых пузырьков, вызванной высокой подвижностью вакансий.

Одновременное создание радиационных дефектов и внедрение инертных газов в аустенитную сталь X18H10T приводит к образованию ловушек, способных удерживать водород в интервале температур 500...1000 К [13]. Температурный диапазон удержания водорода в ловушках, созданных предварительной имплантацией гелия, зависит от концентрации (дозы) внедренного гелия и, соответственно, от типов дефектов, созданных при этом.

Радиационные дефекты и накопление газовых примесей помимо изменения микроструктуры материалов будут вызывать деградацию их механических свойств, в частности, упрочнение и

охрупчивание. Ионное облучение, применяемое для решения материаловедческих задач, помимо явных преимуществ часто имеет существенный недостаток – малую глубину поврежденного слоя, что затрудняет изучение механических свойств. Решение этой проблемы возможно при применении метода наноиндентирования, обеспечивающего исследование механических свойств образцов в приповерхностной области [14].

Целью настоящей работы является исследование наплавления и десорбции водорода (дейтерия), имплантированного в сталь SS316 до концентраций ~1 ат.%, а также влияние гелия и радиационных дефектов на процесс массопереноса дейтерия и изменение механических свойств стали при разных уровнях повреждений.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследований использовали образцы размерами 27×7×0,1 мм из стали SS316, предварительно прошедшие аустенизирующий отжиг при температуре 1340 К в вакууме 10^{-4} Па в течение одного часа. Состав стали приведен в таблице.

Состав стали SS316, вес.%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Fe
0,06	0,67	1,77	0,035	0,015	16,68	12,01	2,39	0,01	бал.

Утонение образцов до толщин, пригодных для ПЭМ-исследований, проводится с помощью стандартного струйного электрополирования со стороны необлученной поверхности. После электрополировки перед облучением образцы кратковременно отжигали до 1200 К в экспериментальной камере. Исходная структура стали SS316 показана на рис. 1.



Рис. 1. Исходная структура стали SS316 после термической обработки при 1340 К/0,5 ч

Имплантацию образцов стали SS316 дейтерием, гелием и аргоном проводили на установке, которая позволяет в одной экспериментальной камере облучать мишени пучками тяжелых ионов с целью создания повреждений на уровне 1...100 сна, одновременно ионной имплантацией вводить газовые примеси – гелий и водород, а после облучения исследовать образцы ядерно-физическими методами [15].

Образцы облучали ионами D_2^+ с энергией 30 кэВ (15 кэВ/ D^+) до доз в интервале $(1...30) \cdot 10^{16}$ D/ cm^2 , ионами гелия с энергией 30 кэВ до дозы $5 \cdot 10^{16}$ см² и ионами аргона с энергией 1,4 МэВ до дозы $1 \cdot 10^{17}$ см². Типичная плотность тока ионов гелия составляла

10^{13} см⁻²·с⁻¹, ионов дейтерия – 10^{14} см⁻²·с⁻¹. Температура облучения составляла 300 К и контролировалась хромель-алюмелевой термопарой.

Отжиг образцов в интервале температур 300...1200 К осуществлялся при скорости увеличения и снижения температуры 7 К·с⁻¹.

После облучения распределение по глубине имплантированных частиц измеряли с помощью ядерных реакций $D(^3He,p)^4He$ с использованием анализирующих пучков 3He ($E = 0,3...1,4$ МэВ). Измерения выполнены на электростатическом ускорителе «ЭСУ-2 МэВ» в геометрии обратного рассеяния. Пучок ионов 3He падал перпендикулярно к поверхности образца, а продукты ядерной реакции регистрировали под углом 160° по отношению к анализирующему пучку. Диаметр пучка при облучении составлял 3 мм, при анализе – 2 мм. Разрешение по глубине в геометрии обратного рассеяния составляло 150 нм. Подробно методика представлена в [13].

Изучение обратного выхода дейтерия из нержавеющей стали в объем экспериментальной камеры выполнено методом термоактивированной десорбции. В термодесорбционных экспериментах отжиг образцов в интервале температур 300...1500 К вели со скоростью 6 К·с⁻¹. Давление остаточных газов в экспериментальной камере составляло $\sim 5 \cdot 10^{-5}$ Па.

Изменение микроструктуры облученных образцов исследовано на электронном микроскопе ЭМ-125.

Наноиндентирование проводилось трехгранным индентором Берковича на нанотвердомере Nano Indenter G200, производства Nano Instrument Innovation Center, Oak Ridge, TN, USA. Испытания выполнялись при постоянной скорости деформации в контакте, которая была равна 0,05 с⁻¹. На каждом образце наносилось не менее 10 отпечатков на расстоянии 35 мкм друг от друга. Для нахождения твердости применялась методика Оливера и Фарра [16].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлены профили распределения дейтерия в образцах стали SS316 после облучения при комнатной температуре ионами дейтерия с энергией 15 кэВ до дозы $1 \cdot 10^{16}$ и $5 \cdot 10^{16}$ см⁻² и последующего отжига при 373 К. После облучения при $T_{комн}$ профили распределения имеют максимум в приповерхностной области, соответствующий в пределах ошибки эксперимента расчетному профилю пробега ионов дейтерия с энергией 15 кэВ [17]. Количество удерживаемого в образцах при $T_{комн}$ дейтерия составляет ~60...70% по отношению к дозе облучения.

Отжиг при температуре 373 К приводит к снижению концентрации дейтерия в приповерхностной области. Кроме этого в распределении дейтерия появляется второй максимум на глубине, соответствующей пробегам ионов анализирующего пучка 3He с энергией 0,4...1,4 МэВ (см. вставку рис. 2). Общее количество удержанного в образце дейтерия снижается до 15%.

Наблюдаемые особенности взаимодействия дейтерия с аустенитной сталью SS316 указывают на слабый захват дейтерия на собственных ловушках, создаваемых в процессе облучения.

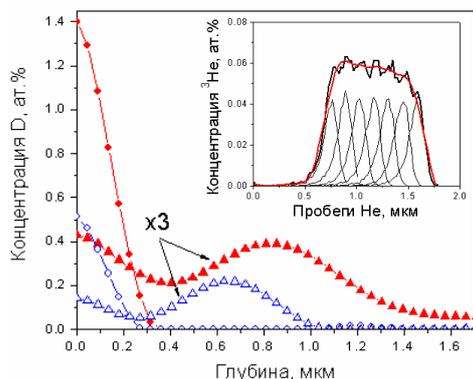


Рис. 2. Профили распределения дейтерия, имплантированного в сталь SS316 с энергией 15 кэВ/D до доз $1 \cdot 10^{16}$ (○, △) и $5 \cdot 10^{16}$ см⁻² (●, ▲) при $T_{\text{комн}}$ (○, ●) и отжиге 373 К (△, ▲). Во вставке профили пробегов ионов ³He с энергией 0,4...1,4 МэВ и их суммарный концентрационный профиль

О слабом захвате дейтерия свидетельствуют данные по термодесорбции (ТД). Спектр ТД в случае облучения при 290 К до дозы $5 \cdot 10^{16}$ см⁻² содержит только один пик с максимумом при температуре ~ 400 К (рис. 3, кривая 1). Дейтерий выделяется уже в процессе облучения, на что указывает ненулевое значение скорости десорбции при $T \sim 290$ К. Подтверждением низкой эффективности захвата является снижение количества выделившегося дейтерия более чем в три раза в результате выдержки образца при этой температуре в течение 90 мин (см. рис. 3, кривая 2).

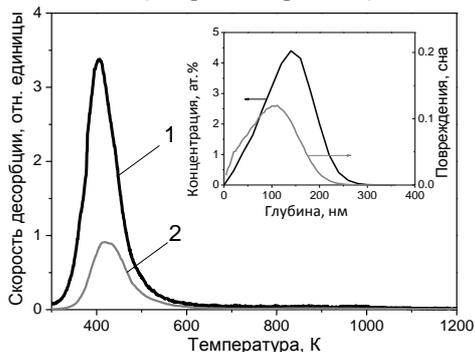


Рис. 3. Спектры ТД дейтерия из образцов стали SS316, облученных при $T = 290$ К до дозы $5 \cdot 10^{16}$ D⁺/см² через 8 (1) и 90 мин (2) после окончания облучения. Расчетные профили пробегов и дефектов 15 кэВ ионов дейтерия (вставка)

Проникновение дейтерия на глубины, значительно превышающие пробег, по-видимому, обусловлено высокой подвижностью внедренного газа, способного мигрировать как в глубь образца, так и выходить из него через короткое время после прекращения облучения. Можно полагать, что гелий, накапливающийся в процессе анализа с концентрацией ~ 0,06 ат. % на глубине около 1 мкм, способствует удержанию дейтерия. Подобный

эффект наблюдался ранее при исследовании стали типа 304 [18, 19].

Влияние радиационных дефектов и инертных газов на удержание дейтерия в стали SS316 исследовано при последовательном облучении образцов 30 кэВ ионами гелия (доза $5 \cdot 10^{16}$ см⁻²) или 1,4 МэВ ионами аргона (доза $1 \cdot 10^{17}$ см⁻²), а затем ионами дейтерия с энергией 15 кэВ/D до дозы $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² при $T_{\text{комн}}$.

На рис. 4 приведены профили распределения дейтерия после имплантации и последующего отжига при температурах 373 и 573 К. В случае предварительного облучения гелием наблюдается слабое изменение профилей распределения дейтерия как после внедрения, так и отжига. Этот факт свидетельствует о более сильном удержании дейтерия на ловушках, ассоциирующихся с гелием, в отличие от захвата его ловушками, создаваемыми при облучении только дейтерием.

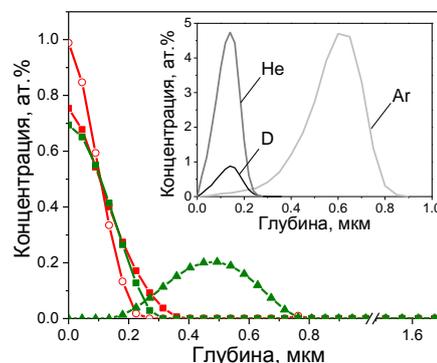


Рис. 4. Профили распределения дейтерия, имплантированного в SS316 при $T_{\text{комн}}$ до дозы $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² (■, ●) и после отжига при 373 К (○) и 573 К (▲), в образцах с предварительно внедренным до дозы $5 \cdot 10^{16}$ см⁻² гелием (■, ○) и $1 \cdot 10^{17}$ см⁻² аргоном (■, ▲); расчетные профили дейтерия, гелия и аргона (вставка)

Облучение исследуемой стали ионами гелия при $T_{\text{комн}}$ приводит к образованию дислокационной структуры и гелиевых пузырьков с плотностью $2 \cdot 10^{18}$ см⁻³ и средним размером 1,75 нм (рис. 5).

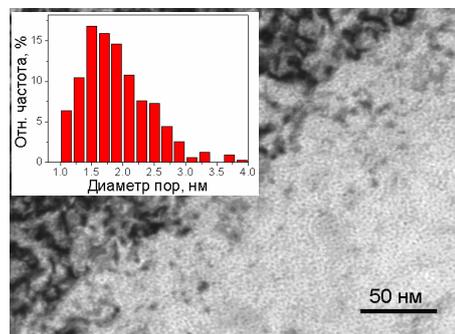


Рис. 5. Микроструктура стали SS316, облученной ионами гелия с энергией 30 кэВ при $T_{\text{комн}}$ до дозы $5 \cdot 10^{16}$ см⁻². Вставка – распределение пузырьков по размерам

В [12, 13] было показано, что пузырьки инертного газа могут быть эффективными ловушками для дейтерия в аустенитной стали X18H10T. Газовые пузырьки могут образовываться

на глубинах, соответствующих расчетным пробегам. Из вставки на рис. 4 следует, что для гелия это 0...0,2 мкм, а для аргона – 0,4...0,8 мкм. Именно на этих глубинах дейтерий закрепился после отжига.

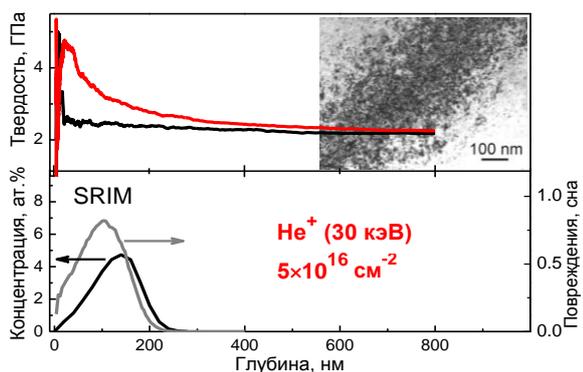


Рис. 6. Твердость стали SS316 исходной (черная) и облученной 30 кэВ He^+ (красная), микроструктура на глубине 100 нм и расчетные профили дефектов и концентраций

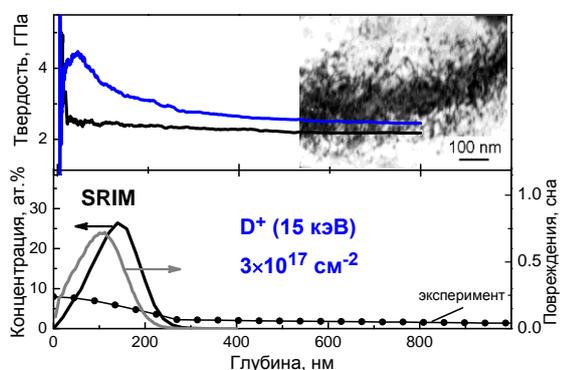


Рис. 7. Твердость стали SS316 исходной (черная) и облученной 15 кэВ D^+ (синяя), микроструктура на глубине 100 нм, экспериментально измеренное методом ядерных реакций распределение дейтерия по глубине и расчетные профили дефектов и концентраций

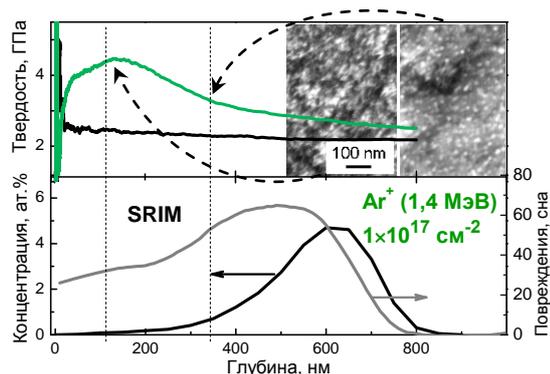


Рис. 8. Твердость стали SS316 исходной (черная) и облученной 1,4 МэВ Ar^+ (зеленая), микроструктура на глубине 100 и 350 нм, расчетные профили дефектов и концентраций

В работе были определены величины нанотвёрдости стали SS316 в исходном состоянии и после облучения ионами дейтерия, гелия и аргона при $T_{\text{комн}}$. Условия облучения указаны на рис. 6–8. Энергии и дозы облучения гелием и дейтерием выбирались таким образом, чтобы обеспечить

одинаковый уровень повреждений на глубине 0...200 нм.

Твёрдость исходного образца составляет $\sim 2,5$ ГПа и не зависит от глубины индентирования.

При облучении гелием и дейтерием наблюдается упрочнённый слой с максимумом $\approx 4,5$ ГПа на глубине ~ 50 нм. Глубина упрочнённого слоя при облучении гелием составляет ≈ 200 нм.

При облучении дейтерием упрочнение после достижения максимального значения снижается при увеличении глубины наноиндентирования, но не достигает твердости исходного образца вплоть до глубины 800 нм.

Для образцов, облученных аргоном, максимум нанотвёрдости также составляет $\approx 4,5$ ГПа и находится на глубине ~ 150 нм. Глубина упрочнённого слоя составляет ~ 800 нм.

Наиболее заметной особенностью полученных результатов является одинаковая величина максимальной нанотвёрдости для разных условий облучения и несовпадение ее максимума с максимумом дефектов (особенно явное в случае облучения аргоном).

До недавнего времени считалось, что вклад в величину прироста предела текучести металлов и сплавов дает целый спектр различных дефектов радиационного происхождения (отдельные точечные дефекты, кластеры и дислокационные петли вакансионного и межузельного типов, выделение новой фазы, вакансионные и газонаполненные поры) [20]. Однако использование современных высокоразрешающих методик позволило показать, что закрепление дислокаций, приводящее к упрочнению стали SS316, эффективно происходит только на повреждениях смещения, а не на пузырьках [21, 22].

Результаты, полученные в настоящей работе, и анализ литературы указывают на образование дислокационных петель межузельного типа примерно одинаковой плотности в области глубин 0...150 нм для всех видов облучения (см. рис. 6–8). Близкие параметры дислокационной структуры, как основного фактора упрочнения, дают примерно одинаковые значения твердости $\sim 4,5$ ГПа.

После облучения гелием твердость достигает исходного значения на глубинах, практически соответствующих концу пробега ионов гелия.

В случае дейтерия величина твердости облученного образца превышает величину твердости исходного образца на глубинах вплоть до 800 нм. Такое поведение нанотвёрдости, по-видимому, связано с экспериментально обнаруженным «хвостом» в распределении дейтерия в материале (см. рис. 7). Профиль концентрации представляет собой спадающую кривую с полушириной около 200 нм. В этой области сосредоточено 50% захваченного дейтерия. Оставшаяся доля имплантированного газа (концентрация около 1 ат.%) равномерно распределена до глубин ~ 1 мкм.

Более широкая область прироста нанотвёрдости в случае облучения 1,4 МэВ ионами аргона обусло-

влена, по-видимому, большей (до 800 нм), по сравнению с облучением ионами гелия и дейтерия, областью повреждений и развитием не только дислокационной структуры, но и формированием пузырьков аргона на глубинах более 300 нм (см. рис. 8)).

Полученные результаты не позволяют в полном объеме указать структурные аспекты механизмов радиационного упрочнения. Однако при более подробном исследовании зависимости нанотвердости от дозы, энергии и сорта облучающих частиц можно будет получить результаты, необходимые для понимания механизмов упрочнения при ионном облучении.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные результаты свидетельствуют о том, что радиационные повреждения, создаваемые в ядерных энергетических установках, в которых производятся большие количества гелия и водорода, могут способствовать захвату и накоплению водорода, с возможным влиянием последнего на развитие радиационной пористости, упрочнение, коррозию и трещинообразование.

Температурный диапазон удержания и концентрации захваченного на ловушках водорода зависят от концентрации и типа дефектов. При уровне повреждаемости менее 1 сна дейтерий выделяется из стали в процессе облучения при $T_{\text{компл}}$.

Образование пузырьков инертного газа в стали SS316 приводит к увеличению на 100...200 К температурного интервала удержания изотопа водорода-дейтерия и удержанию в образце практически всего дейтерия, внедренного до концентраций 1 ат. %.

Радиационное упрочнение стали SS316 почти в два раза после облучения ионами дейтерия, гелия и аргона связано с развитием дислокационной структуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. И.М. Неклюдов, Г.Д. Толстолуцкая. Гелий и водород в конструкционных материалах // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2003, №3(83), с. 3-14.
2. L.K. Mansur, T.A. Gabriel, J.R. Haines, D.C. Lousteau. R&D for the Spallation Neutron Source mercury target // *J. Nucl. Mater.* 2001, v. 296, p. 1.
3. P. Vladimirov, A. Moeslang. Irradiation conditions of ADS beam window and implications for window material // *J. Nucl. Mater.* 2006, v. 356, p. 287-299.
4. P. Yvon, F. Carre. Structural materials challenges for advanced reactor systems // *J. Nucl. Mater.* 2009, v. 385, p. 217-222.
5. W. Lu, F.X. Gallmeier, P.J. Geoghegan, P.D. Ferguson, M.S. Wechsler A reevaluation of radiation damage cross sections // *J. Nucl. Mater.* 2012, v. 43, p. 33-38.
6. S. Wikman, A. Peacock, O. Zlamal, et al. Assessment of materials data for blanket materials

within the European contribution to ITER // *J of Nucl Mater.* 2013, v. 442, p. s414-s419.

7. T. Miura, K. Fujii, K. Fukuya, Y. Ito. Characterization of deformation structure in ion-irradiated stainless steels // *J. Nucl. Mater.* 2009, v. 386-388, p. 210-213.

8. A. Etienne, M. Hernández-Mayoral, C. Genevois, B. Radiguet, P. Pareige. Dislocation loop evolution under ion irradiation in austenitic stainless steels // *J. Nucl. Mater.* 2010, v. 400, p. 56-63.

9. A. Etienne, B. Radiguet, N.J. Cunningham, G.R. Odette, P. Pareige. Atomic scale investigation of radiation-induced segregation in austenitic stainless steels // *J. Nucl. Mater.* 2010, v. 406, p. 244-250.

10. J.D. Hunn, E.H. Lee, T.S. Byun, L.K. Mansur. Helium and hydrogen induced hardening in 316LN stainless steel // *J. Nucl. Mater.* 2000, v. 282, p. 131-136.

11. Ю.Н. Гордиенко, Т.В. Кульсартов, Ж.А. Заурбекова, Ю.В. Понкратов, В.С. Гныря, Н.Н. Никитенков. Применение метода водородопроницаемости в реакторных экспериментах по исследованию взаимодействия изотопов водорода с конструкционными материалами // *Известия Томского политехнического университета*. 2014, т. 324, №2, с. 149-162.

12. S.A. Karpov, I.E. Kopanets, V.V. Ruzhytskyi, B.S. Sungurov, G.D. Tolstolutsкая. Cooperative effect of displacement damage and inert gas impurities on deuterium retention in austenitic and ferritic-martensitic steels // *ВАИТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2014. №4 (92). С. 31-37.

13. G.D. Tolstolutsкая, V.V. Ruzhytskyi, I.E. Kopanets, S.A. Karpov, V.V. Bryk, V.N. Voyevodin, F.A. Garner. Displacement and helium-induced enhancement of hydrogen and deuterium retention in ion-irradiated 18Cr10NiTi stainless steel // *J. Nucl. Mater.* 2006, v. 356, p. 136.

14. S. Jiang, L. Peng, H. Ge, et al. He and H irradiation effects on the nanoindentation hardness of CLAM steel // *J. Nucl. Mater.* 2014, v. 455, p. 335-338.

15. G.D. Tolstolutsкая, V.V. Ruzhytskyi, S.A. Karpov, I.E. Kopanets. Retention and features of deuterium detrapping from radiation-induced damages in steels // *PAST. Series "Physics of Radiation Effect and Radiation Materials Science"*. 2009, N 4-1(62), p. 29-41.

16. W.C. Oliver, G.M. Pharr. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mater. Res.* 1992, v. 7, N 6, p. 1564-1583.

17. www.srim.org. Version – SRIM-2006.02.

18. E.W. Thomas, I.G. Petrov, M. Braun. Recombination and reemission of deuterium implanted in stainless steel // *J. Appl. Phys.* 1982, v. 53, N 9, p. 6365-6371.

19. C.J. Altstetter, R. Behrish, B.M.U. Scherzer. Trapping of deuterium implanted into stainless steel at low temperatures // *J. Vac. Sci. Tech.* 1978, v. 15, p. 706-709.

20. *Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение* / Под ред.

А.М. Паршина, И.М. Неклюдова, Н.В. Камышанченко. Белгород: БГУ, 1998, 378 с.

21. P. Dayal, D. Bhattacharyya, W.M. Mook, et al. Effect of double ion implantation and irradiation by Ar and He ions on nanoindentation hardness of metallic alloys // *J. Nucl. Mater.* 2013, v. 438, p. 108-115.

22. C. Heintze, C. Recknagel, F. Bergner, et al. Ion-irradiation-induced damage of steels characterized by means of nanoindentation // *Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Res. B.* 2009, v. 267, p. 1505-1508.

Статья поступила в редакцию 17.02.2015 г.

ВЗАЄМОДІЯ ДЕЙТЕРІЮ З АУСТЕНІТНОЮ НЕРЖАВІЮЧОЮ СТАЛЛЮ SS316

*Б.С. Сунгуров, Г.Д. Толстолуцька, С.О. Карпов, І.Є. Копанець, В.В. Ружницький,
А.В. Нікітін, Г.М. Толмачова*

Вивчено накопичення та десорбція дейтерію, імплантованого в аустенітну нержавіючу сталь SS316 до концентрацій ~ 1 ат.%, а також вплив гелію і радіаційних дефектів на процес масопереносу дейтерію та зміну механічних властивостей сталі при різних рівнях пошкоджень. Зразки опромінювали іонами 15 кеВ/D, 30 кеВ/He і 1,4 МеВ/Ar. Опромінення високоенергетичними іонами аргону використовували для моделювання дефектної структури, яка утворюється в матеріалах ядерних енергетичних установок. Дослідження виконані методами іонної імплантації, ядерних реакцій $D(^3\text{He},p)^4\text{He}$ з використанням аналізуючих пучків ^3He ($E = 0,3 \dots 1,4$ МеВ), термодесорбційної спектроскопії, просвічуючої електронної мікроскопії та наноіндентування. Встановлено, що утримання дейтерію в сталі істотно підвищується в присутності радіаційних ушкоджень, утворених попередньою імплантацією іонів гелію і аргону.

INTERACTION OF DEUTERIUM WITH SS316 AUSTENITIC STAINLESS STEEL

*B.S. Sungurov, G.D. Tolstolutskaaya, S.A. Karpov, I.E. Kopanets, V.V. Ruzhyskiy,
A.V. Nikitin, G.N. Tolmachova*

Accumulation and desorption of deuterium implanted in SS316 austenitic stainless steel to concentrations ~ 1 at.%, the influence of helium and radiation-induced defects on the process of mass transfer of deuterium and the mechanical properties of steel at different levels of damage were studied. The samples were irradiated with 15 keV/D, 30 keV/He and 1.4 MeV/Ar ions. For modeling of the defect structure formed in the materials of nuclear power plants, the irradiation with high-energy argon ions was performed. Studies were carried out by means such methods as of ion implantation, nuclear reactions $D(^3\text{He},p)^4\text{He}$ with analyzing beam of ^3He ($E = 0.3 \dots 1.4$ MeV), thermal desorption spectroscopy, transmission electron microscopy and nanoindentation. It was found that the retention of deuterium in steel is increased significantly in the presence of radiation damage created by helium and argon pre-implantation.