

Взаимодействие изотопов водорода с ферритно-мартенситной сталью ЭК-181 (Русфер). Обзор полученных результатов

**А. В. Голубева, Н. П. Бобырь, Д. И. Черкез, Ю. М. Гаспарян,
Б. И. Хрипунов, Н. С. Климов, А. В. Спицын, В. М. Чернов**

Обобщены результаты проведённых авторами исследований ферритно-мартенситной стали с быстрым спадом активности ЭК-181 (Русфер-ЭК-181, Fe – 12 Cr – 2 W – V – Ta – B) разработанной в России (АО “ВНИИНМ”) как конструкционный материал для использования в активных зонах реакторов на быстрых нейтронах, а также в термоядерных и гибридных реакторах. Рассмотрены различные аспекты взаимодействия водорода со сталью Русфер, в первую очередь захват, диффузия, а также влияние различных повреждений на захват.

Ключевые слова: ферритно-мартенситные стали со сниженной активацией, RAFMS, Русфер, ЭК-181, изотопы водорода, дейтерий, захват, диффузия, проникновение.

DOI: 10.30791/1028-978X-2021-4-5-18

Введение

Ферритно-мартенситные стали с быстрым спадом активности, наведённой нейтронным облучением (reduced activation ferritic martensitic steel, RAFMS) разработаны для применения в ядерных, термоядерных (ТЯР) и гибридных энергетических реакторах в ЕС, США, Японии, России, Китае [1 – 10]. Уже получены, включая промышленное освоение:

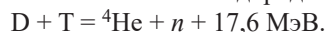
— зарубежные ферритно-мартенситные 8 – 9 % хромистые стали типа Fe – (8 – 9)Cr – W – V – Ta: EUROFER 97, F82H, CLAM, CLF-1, ORNL 9Cr-2WVTa [6, 7, 10 – 12 6, 7, 10]. Основное назначение этих сталей — термоядерные энергетические реакторы;

— российская (АО “ВНИИНМ”) ферритно-мартенситная 12 % хромистая сталь ЭК-181 (RUSFER-EK-181: Fe – 12 Cr – 2 W – V – Ta – B) [8, 9, 13] для применения в ядерных, ТЯР и гибридных реакторах.

Важными являются вопросы влияния образования и накопления изотопов водорода в объеме материала на функциональные свойства RAFMS

[14 – 22]. Изотопы водорода образуются в сталях за счёт многих ядерных реакций при нейтронном облучении [23 – 25]. Уровень трансмутационных концентраций изотопов водорода существенно зависит от состава материалов, нейтронных спектров и длительности нейтронного облучения. В нейтронном спектре ТЯР уровень наработки водорода существенно выше, чем в нейтронных спектрах реакторов деления. Поведение изотопов водорода в сталях и их влияние на свойства сталей существенно зависят от внутренней дефектной структуры сталей, в значительной мере определяемой накоплением радиационных дефектов при ядерном применении.

В ТЯР и гибридных ядерно-термоядерных реакторах помимо нейтронного облучения материалы будут эксплуатироваться в контакте с изотопами водорода — дейтерием и радиоактивным тритием, так как реакция синтеза будет протекать на тяжёлых изотопах водорода



Рассматривая возможность использования материала в ТЯР крайне важно знать, как с этим материалом взаимодействуют изотопы водорода, и иметь возможность предсказывать захват и про-

никновение радиоактивного трития сквозь данный материал в масштабах установки. Прямой контакт с термоядерной плазмой не выдержит ни один материал, поэтому плазма должна быть изолирована от стенок камеры магнитным полем. Но заряженные частицы пристеночной плазмы могут дрейфовать поперёк магнитного поля и попадать на стенки, а для нейтральных атомов магнитное поле не является преградой. Поэтому при нормальной работе реактора на обращённые к плазме поверхности будут приходить значительные потоки частиц и энергии. В случае же срыва плазмы, потоки энергии, выделяющиеся на обращённых к плазме поверхностях, колоссальны. Поэтому стенку камеры предполагают защищать от воздействия плазмы при помощи облицовки. В реакторе ИТЭР эта защита будет выполнена из бериллия и вольфрама. Также высказывается идея использовать RAFMS без защитной облицовки в областях стенки ТЯР, куда приходят не слишком большие потоки частиц и энергии [26, 27]. Дело в том, что в состав RAFMS входит 1 – 2 масс. % вольфрама — на сегодняшний день наиболее перспективного материала защиты стенки ТЯР от воздействия плазмы. При облучении RAFMS ионами энергий, характерных для пристеночной плазмы (< 220 эВ для D), будет происходить распыление всех компонент RAFMS, кроме вольфрама. Селективное распыление может привести к тому, что поверхность RAFMS будет покрыта слоем вольфрама, защищающего сталь от дальнейшего распыления.

Для применения RAFMS в ТЯР, необходимо знать параметры захвата и проникновения изотопов водорода сквозь RAFMS при взаимодействии с газом — для моделирования ситуации, когда сталь защищена от воздействия плазмы специальной облицовкой. Если рассматривать применение RAFMS как обращённых к плазме материалов, интерес представляет захват и проникновение заряженных изотопов водорода с энергиями, характерными для пристеночной плазмы — 5 – 200 эВ. Нейтралы перезарядки, летящие из плазмы, будут иметь энергии порядка нескольких кэВ, поэтому их воздействие можно моделировать, используя ионы с энергиями порядка нескольких кэВ. Кроме того, необходимо знать, что будет происходить со сталью при облучении плотными потоками энергии и плазмы, характерными для условно внештатных ситуаций при работе ТЯР (периферийные срывы плазмы, ослабленные срывы, срывы).

В условиях энергетического ТЯР стенки камеры будут годами находиться под постоянным облучением потоками нейтронов, в материалы будут

проникать и накапливаться в них изотопы водорода и гелия, а сквозь материалы будут проходить колоссальные потоки тепла. Все эти воздействия, будут приводить к изменениям микроструктуры материалов камеры реактора и, следовательно, к изменению их свойств — от прочности и теплопроводности до способности захватывать водород. Все эти воздействия одновременно невозможно воспроизвести до постройки и запуска первого термоядерного реактора. Однако очень важно максимально близко и, желательно, в комплексе промоделировать эти факторы в лабораторных условиях для того, чтобы аргументировать допустимость применения конкретного материала в ТЯР.

Данные других исследователей о взаимодействии водорода со сталью ЭК-181 ограничены всего несколькими работами. В [21] исследовано влияние термообработки материала на сорбционные свойства стали Русфер. Установлено, что при прочих равных условиях количество захваченного D максимально, если температура отпуска (ТО) составила 873 К. Захват в такие образцы приблизительно в 6 раз выше, чем в случае, когда ТО в диапазоне 373 – 573 или 973 К и вдвое выше, чем при ТО, равной 773 К. В [21] выдвинуто предположение, что при отпуске в интервале температур 773 – 923 К в структуре стали присутствуют дисперсные карбиды, играющие роль дополнительных ловушек водорода.

В работе [28] образцы RAFMS повреждали облучением ионами аргона и дейтерия с энергией 5 кэВ при комнатной температуре. Повреждённые образцы облучали ионами H^+ или D^+ , захват водорода в образцах исследовали методами ядерных реакций (МЯР) и термодесорбции (ТДС) при скорости нагрева 6 К/с. Сделано предположение, что выделение водорода при ТДС в диапазоне 300 – 600 К характерно для соединений Fe – Cr, пик при 800 К характерен для ферритно-мартенситных сталей, а газовыделение при 1000 К связано с выделением газа со стенок камеры, в которой проводили термодесорбционные измерения. Повреждение гелием сместило ТДС спектр стали Русфер на 200 К в область более высоких температур.

Данные о проницаемости стали Русфер ограничены работой [17], в которой было исследовано проникновение водорода через мембрану толщиной 1 мм при температурах 473 – 873 К и давлениях над входной поверхностью мембраны 10, 50 и 100 кПа. Используя экспериментальные данные, получены температурные зависимости коэффициентов растворимости, диффузии и проницаемости водорода в стали Русфер.

Влияние облучения импульсной плотной плазмой и импульсными потоками тепла на структуру стали Русфер изучено в немногих публикациях. В [29] поверхность стали Русфер облучали плотными импульсными потоками тепла с параметрами, характерными для подавленных срывов. На переплавляемой поверхности стали Русфер были обнаружены волны с амплитудой, увеличивающейся по мере роста числа импульсов. Переплавленный слой состоял из кристаллитов в форме колонн, ориентированных перпендикулярно поверхности. Высота колонн была порядка толщины переплавленного слоя, а поперечный размер — менее 1 мкм. В [30] исследовано изменение микроструктуры стали Русфер при облучении импульсной азотной плазмой с плотностью мощности 17 – 28 Дж/см², энергией ионов до 2 кэВ и длительностью импульсов 20 мкс. Изучены образцы трёх типов: горячекатаные, подвергнутые стандартной термообработке и наноструктурированные путём пластической деформации. Толщина переплавленного слоя увеличивалась с ростом энергии в импульсе и выходила на насыщение при плотности потока энергии 0,22 МДж/м². Столбчатые структуры, аналогичные наблюдавшимся в [29], располагались под поверхностным ячеистым слоем.

Цель данной работы — суммировать и обобщить результаты исследований различных аспектов взаимодействия водорода со сталью Русфер (ЭК-181), в первую очередь захват и перенос дейтерия в этой стали, влияние различных повреждений на захват.

Подготовка образцов

Способ подготовки образцов во многом определяет результаты, которые будут получены при

исследовании захвата и проникновения водорода. Взаимодействие водорода с материалами существенно зависит от состояния поверхности и от концентрации дефектов в объёме. Если на поверхности металлической мембраны присутствует слой оксида, он играет роль барьера для проникновения водорода, и снижает проникающий поток в разы, иногда в десятки раз. Многие дефекты кристаллической структуры металлов — вакансии, вакансионные кластеры, границы зёрен, полости, атомы примесей и т.п. — являются ловушками водорода [31 – 33]. Если металл подвергался прокатке, из-за механического воздействия у поверхности концентрация дефектов будет выше, что может привести к повышенному захвату водорода в приповерхностной области. Оксидный слой с поверхности можно удалить путём механической полировки, дефекты, возникшие при механической полировке — электрохимическим травлением, концентрацию дефектов в объёме и у поверхности можно снизить отжигом образцов в вакууме. Захват и проникновение изотопов водорода через образец с удалённым слоем оксида и сниженной концентрацией дефектов математически проще описать. Однако при отжиге, даже при температурах заметно меньших температуры плавления, происходит ряд процессов, включая укрупнение кристаллитов, миграцию примесей, агломерацию некоторых компонентов сплавов и т. п. Поэтому материал отполированного и отожжённого образца с искажением демонстрирует свойства, которые этот материал в реальности будет проявлять при захвате и проникновении трития сквозь него в ТЯР.

В наших экспериментах некоторые образцы были просто механически нарезаны и исследованы без полировки и предварительного отжига. Это позволило сохранять естественный оксидный слой

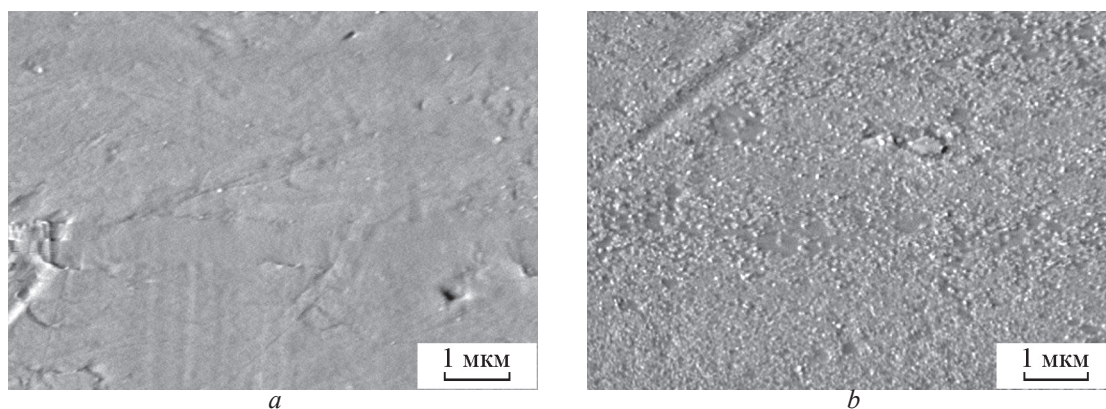


Рис. 1. Поверхность неотполированных плоских образцов стали Русфер: *a* — отжиг в вакууме при 773 К, 1 ч, *b* — отжиг в вакууме при 873 К, 1 ч.

Fig. 1. Surfaces of unpolished flat samples of Rusfer steel: *a* — annealing in vacuum at 773 K, 1 h, *b* — annealing in vacuum at 873 K, 1 h.

на поверхности и естественный уровень дефектов в приповерхностном слое. Изображение поверхности такого образца приведено на рис. 1. Ряд образцов механически полировали до зеркального блеска на шлифовально-полировальном станке Multiprep (Allied). Изображение поверхности образца плоского проката стали Русфер после полировки приведено на рис. 2. Стандартной процедурой для снижения концентрации дефектов, внесённых в образец при полировке, является отжиг в вакууме. Нами была проведена серия экспериментов, чтобы установить, как отжиг в вакууме влияет на микроструктуру RAFMS сталей Русфер и Еврофер [20]. Образцы прогревали в вакууме в течение 1 – 16 ч при температуре в интервале 373 – 873 К. Не было обнаружено заметных изменений микроструктуры сталей до температуры 773 К. Отжиг при температуре 873 К вел к образованию на поверхности сегрегированных структур с размерами ~ 100 нм (рис. 1). Согласно данным энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, в этих структурах заметно повышена концентрация хрома. Можно предположить, что эти сегрегации представляют собой соединения хрома типа $\text{Cr}_x(\text{C}_y\text{O}_z)$. Они могут образовываться при взаимодействии остаточных паров воды в камере с хромом. В большинстве случаев, отжиг образцов RAFMS в вакууме осуществляли при температуре 773 К в течение 2 ч.

Температурное окно применимости 8 – 9 %-х хромистых сталей типа Eurofer, F82H, CLAM составляет 625 – 825 К [34, 35]. Окно применимости 12 %-й хромистой стали ЭК-181 (Русфер) шире — 625 – 925 К [9, 13]. Нижняя граница применимости обусловлена охрупчиванием под действием нейтронного облучения, верхняя — жаропрочностью (ползучестью). Таким образом, рекомендуемый

нами отжиг находится в пределах температурного окна RAFMS в ядерных реакторах и ТЯР. Отметим, что при таком отжиге происходит обогащение поверхностного слоя RAFMS хромом ~ в 2 раза по сравнению со состоянием до отжига, и пропорциональное обеднение железом [36].

Захват в стенки трубки из стали Русфер при выдержке в газе

В нашей работе [20] было впервые исследовано взаимодействие водорода с трубками из стали Русфер (ЭК-181). Поскольку за захват водорода в материале ответственна его микроструктура, а микроструктура стенок трубок и плоского проката очевидно различна, взаимодействие водорода с изделием в форме трубки следует изучать отдельно. Внешний диаметр трубки составлял 6,9 мм, толщина стенок трубки — 0,4 мм. Процедура термообработки, проведённая в АО ВНИИНМ, заключалась в закалке при 1360 К (1087 °С) и отпуске при 1000 К (727 °С) в течение 2 ч. Детали термообработки можно найти в [37]. Для исследования захвата были вырезаны кусочки цилиндрической трубки длиной 5 мм, распиленные пополам по оси трубки. Образцы не полировали и не отжигали. Изображение внешней поверхности трубки приведено на рис. 3. Исследование проникновения дейтерия через такую же трубку длиной 250 мм описано далее в данной статье.

Образцы выдерживали в газообразном дейтерии при температуре в диапазоне 293 – 693 К при давлениях 10 и 10^4 Па в течение 1 – 16 ч. Захват был исследован методами ТДС и МЯР через 1 месяц и более после выдержки образцов в газе. За это время весь мобильный, слабосвязанный дейтерий

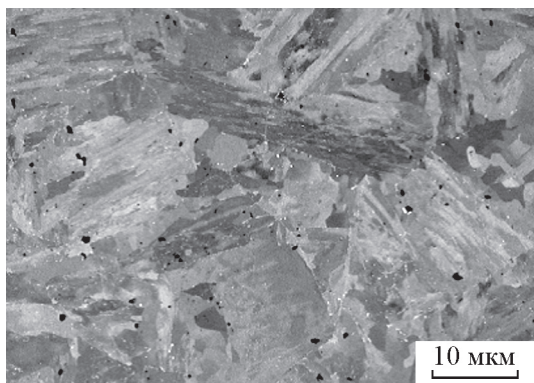


Рис. 2. Поверхность отполированного образца стали Русфер.

Fig. 2. The surface of Rusfer steel polished sample.

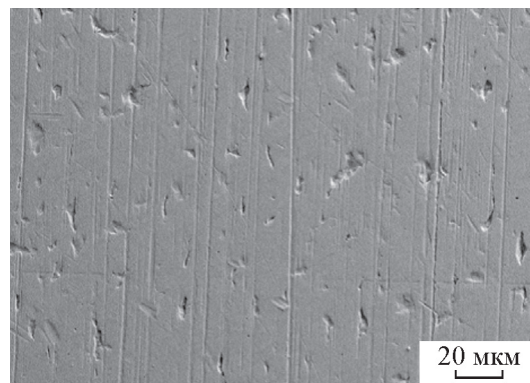
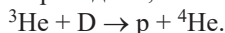


Рис. 3. Внешняя поверхность неполированной трубки из стали Русфер.

Fig. 3. The outer surface of unpolished tube from Rusfer steel.

успевает покинуть образцы стали. Исследования МЯР проводили, используя реакцию



Если изменять энергию ионов гелия, меняется диапазон глубины, к которому относятся измерения концентрации дейтерия. Используя код SIMNRA [38] для обработки полученных спектров и варьируя в качестве параметров концентрации дейтерия на различной глубине под поверхностью, можно определить распределение дейтерия на глубине до ~ 10 мкм.

Типичный профиль распределения дейтерия по глубине приведён на рис. 4. Концентрация дейтерия у поверхности существенно превышает концентрацию дейтерия в объёме.

ТДС спектры образцов Русфер после экспозиции в газе (рис. 5) регистрировали при нагреве образцов со скоростью 2 К/с. В описываемых экспериментах подавляющее количество дейтерия высвобождалось из образцов стали Русфер в составе молекул D_2 и HD. При регистрации ТДС спектров значимым является интервал вплоть до 1250 К. ТДС спектры имеют пики при 600, 800 – 900, 1050 К. При температуре экспозиции в газе, равной 693 К, вполне логично, в последующем ТДС спектре отсутствуют низкотемпературные пики. При этом интегральное количество дейтерия, захваченного в образец при 693 К, существенно выше. Высокотемпературный пик при 1050 К существенно увеличивается с ростом температуры, при которой происходило насыщение (при 693 К в 25 раз больше, чем при 493 К). Вероятная причина этого

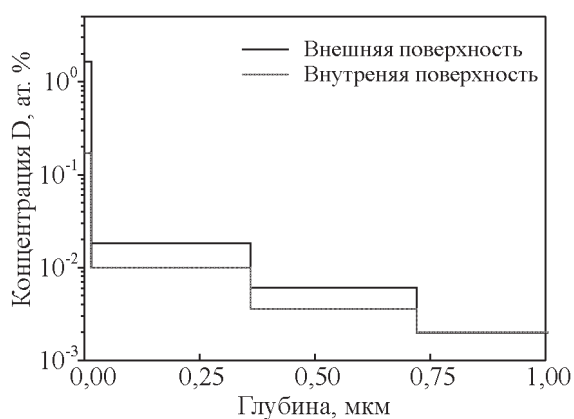


Рис. 4. Профили распределения D по глубине стенки трубки из стали Русфер после выдержки в газе при 693 К, 10^4 Па в течение 8 ч.

Fig. 4. Depth distribution profiles of deuterium in the walls of Rusfer steel tube after exposure in D_2 gas at 693 K, 10^4 Pa for 8 hours.

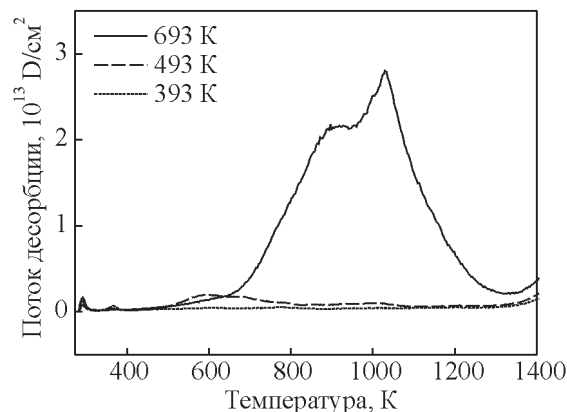


Рис. 5. ТДС спектры образцов стали Русфер после выдержки в газообразном дейтерии при 10^4 Па в течение 1 ч. Потоки десорбции при 393 и 493 К умножены на 10.

Fig. 5. TDS of Rusfer steel samples after exposure to gaseous D at 10^4 Pa for 1 hour. Note that the desorption fluxes at 393 and 493 K are multiplied by 10.

в том, что, согласно [17] коэффициент диффузии в стали при температуре 693 К в 15 раз выше, чем при 493 К, при приблизительно одинаковой растворимости при этих температурах. Следовательно, в объеме образца при более высокой температуре содержится существенно большее количество дейтерия, который проникает на гораздо большую глубину за одинаковое время экспозиции (1 ч). Было установлено, что захват весьма слабо зависит от

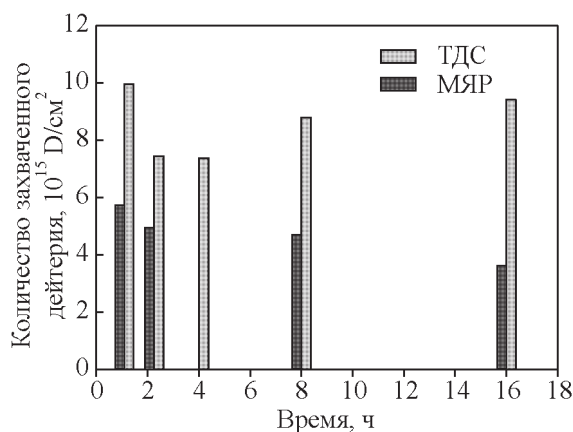


Рис. 6. Захват дейтерия в образец стали Русфер при выдержке в газообразном дейтерии, при давлении 10^4 Па и температуре 693 К.

Fig. 6. Retention of D in Rusfer steel after exposure in deuterium gas at 10^4 Pa pressure and 693 K temperature.

давления: количество дейтерия в образцах, находившихся 16 ч в газообразном дейтерии при температуре 693 К и давлениях 10 и 10^4 Па, отличалось всего в 1,3 раза. Отсутствие выраженной зависимости захвата от давления — аргумент в пользу того, что большая часть захваченного дейтерия связана в дефектах в приповерхностной области и захват не определяется растворимостью в объёме. Это подтверждает рис. 6, на котором приведены данные по захвату дейтерия в образцах, полученных интегрированием ТДС спектров (результат относится ко всему образцу) и профилей распределения, полученных МЯР (результат относится к приповерхностному слою толщиной несколько мкм). Видно, что примерно половина дейтерия захватывается в очень неглубоком приповерхностном слое, в котором концентрация дефектов существенно выше, чем в объёме.

Влияние хрома на захват дейтерия в стали Русфер

В [36] образцы RAFMS, в том числе стали Русфер, облучали дейтериевой плазмой с энергией 100 эВ/Д до дозы $\sim 10^{25}$ Д/м² при температуре образцов ~ 373 К. Низкотемпературный пик газовой выделенности у сталей Русфер и китайской стали CLF-1 был существенно выше, чем у образцов сталей Еврофер и F82H. За счёт этого интегральный захват в стали Русфер был в 8 раз, а в стали CLF-1 — более чем на порядок выше, чем в стали Еврофер. Высокотемпературные пики при 900 К у всех четырёх сталей совпадали по положению и амплитуде. Установлено, дозовая зависимость захвата дейтерия в сталь Русфер при облучении дейтериевой плазмой немонотонна: с ростом дозы облучения в интервале доз $10^{23} - 5 \cdot 10^{25}$ Д/м² захват спадает до минимума при дозе 10^{25} Д/м², после чего возрастает. После отжига поверхность образцов обогащена хромом и кислородом. Оксид хрома может играть роль барьера, препятствующего выходу внедрённого дейтерия из образцов. Более высокий интегральный захват в сталях CLF и Русфер вероятно связан с повышенной концентрацией хрома на поверхности отожжённых образцов этих сталей (80 ат % в сравнении с 60 ат % для сталей Еврофер и F82H).

Влияние повреждений на захват дейтерия в стали Русфер

В работе [39] изучен захват дейтерия в повреждённых образцах стали Русфер. Исследованы три типа повреждений:

1. Облучение ионами W^{6+} с энергией 20 МэВ до дозы повреждения 0,89 смещений на атом (сна). Максимальная концентрация созданных дефектов локализована на глубине ~ 2 мкм. Поскольку вольфрам входит в состав RAFMS, ионы вольфрама энергией порядка нескольких МэВ удобно использовать для моделирования нейтронных повреждений в этих сталях;

2. Облучение тепловыми потоками на стенде КСПУ-Т — 10 импульсов 0,5 МДж/м², 0,5 мс каждый. При таком энерговыделении поверхностный слой толщиной до 100 мкм расплавляется, но в интервале между импульсами успевает застыть;

3. Облучение низкотемпературной Н-плазмой при 320 и 600 К до дозы 10^{25} Н/м².

Через несколько недель после повреждения образцы совместно с неповреждёнными образцами экспонировали в газообразном дейтерии при давлении 10^4 Па и температуре $RT - 600$ К в течение 8 ч. Захват дейтерия определяли МЯР, как и в [20]. При помощи программных кодов восстанавливали распределение дейтерия на глубину до 8 мкм. Как и для неповреждённых образцов, концентрация дейтерия максимальна в приповерхностном слое.

Для простоты и наглядности на рис. 7 приведены полные количества захваченного дейтерия отдельно для приповерхностного слоя (глубина 0–0,2 мкм) и подповерхностного слоя (глубина 0,2–2,0 мкм). Для всех образцов, как повреждённых, так и неповреждённых, в температурном интервале 300–600 К захват был максимален при температуре 500 К. Типичная величина концентрации дейтерия в объёме для всех образцов составляет 10^{-3} ат. %. Облучение ионами вольфрама с энергией порядка нескольких МэВ (0,89 сна) моделирующее нейтронное повреждение, приводит к росту захвата примерно в 2 раза в повреждённом слое. Облучение импульсными потоками тепла вызывает снижение захвата в объёме в 2 и более раз, что вероятно связано с отжигом дефектов при переплавлении поверхностного слоя толщиной до 100 мкм при прохождении через материал интенсивных потоков тепла 0,5 МДж/м² за 0,5 мс. Не было обнаружено разницы в последующем захвате для образцов, облучённых 5, 10, 50 импульсами при такой тепловой нагрузке.

Влияние примесей в плазме на захват дейтерия в стали Русфер

В работе [40] проведено исследование примесей гелия в дейтериевой плазме на захват дейтерия в

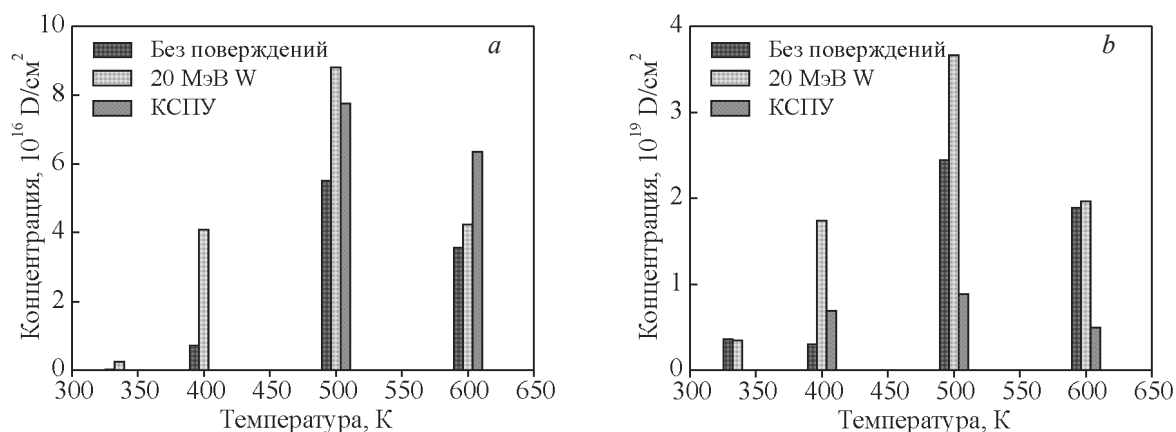


Рис. 7. Захват дейтерия в неповреждённые и повреждённые образцы стали Русфер после выдержки в D_2 при $P = 10^4$ Па при различных температурах: *a* — приповерхностная область, глубина 0–0,2 мкм; *b* — область под поверхностью 0,2–2,0 мкм.

Fig. 7. Retention of D in undamaged and damaged samples of Rusfer steel after exposure in D_2 at $P = 10^4$ Pa at various temperatures: *a* — near-surface area 0–0.2 μm, *b* — area under the surface 0.2–2.0 μm.

RAFMS: CLF-1, Еврофер, Русфер и F82H. Образцы облучали дейтериевой плазмой с энергией 100 эВ при температуре 373 К, доза облучения составляла 10^{25} D/м². Были проведены эксперименты с 5 и 10 масс. % примеси гелия в плазме. При облучении чистой дейтериевой плазмой стали с наибольшим содержанием хрома — Русфер и CLF-1 — захватывают в 20–30 раз большее количество дейтерия, чем стали Еврофер и F82H.

Присутствие гелия в плазме снижает захват дейтерия в облучаемые образцы RAFMS, причём снижает тем больше, чем больше концентрация гелия в плазме. При этом для сталей Еврофер и F82H наличие в плазме 10 % гелия приводит к понижению захвата всего на треть, а для сталей CLF-1 и Русфер снижение захвата происходит примерно в 3 и в 2 раза. Таким образом, при наличии в плазме примеси гелия, что неизбежно для термоядерных установок, разница в захвате в RAFMS различных марок будет не столь велика, как в случае облучения чистой дейтериевой плазмой. Снижение захвата связано с образованием в приповерхностной области пузырьков, наполненных гелием.

Захват трития в стали Русфер при взаимодействии с дейтерием

В [41] нами было исследовано влияние повреждений на захват трития в RAFMS. Часть образцов стали Русфер была облучена ионами вольфрама с энергий несколько МэВ до уровня повреждения 0,54 сна, часть — импульсными потоками тепла с

параметрами импульса 0,5 МДж/м², 0,5 мс, часть образцов облучена дейтериевой плазмой с энергией ~ 90 эВ до дозы 10^{25} D/м² при температуре 400 К, часть — в таких же условиях, но при 600 К. После повреждения одним из перечисленных способов все образцы были помещены в газообразный дейтерий на 8 часов. Профили дейтерия в них были получены методом МЯР, как описано ранее. После этого образцы, содержащие дейтерий, были помещены на 5 ч в газообразную смесь дейтерия и трития (0,4 % Т и 99,6 % D) при давлении $2 \cdot 10^3$ Па и температуре 473 К. В ходе изотопного обмена часть дейтерия в образцах заменялась на тритий. Образцы, содержащие тритий, помещали на детекторные пластины, засвечивающиеся при облучении электронами при β -распаде трития. По засвечиванию пластин можно определить распределение и концентрацию трития, а также скорость его выхода из конкретного образца стали. Данные по светимости детекторных пластин при контакте с различными образцами приведены в табл. 1.

Видно, что облучение импульсными тепловыми потоками несколько увеличивает способность стали Русфер накапливать тритий. Облучение дейтериевой плазмой, особенно при 600 К, приводит к значительному (до 7 раз) росту захвата трития в материал. Однако энергия связи в соответствующих ловушках, по-видимому, невелика, и в течение 4 месяцев пребывания в нормальных условиях большая часть трития покидает образцы. Облучение ионами вольфрама с энергией порядка единиц МэВ создаёт ловушки с высокой энергией

Таблица 1

Светимость детекторной пластины после контакта с образцом, находившимся в D – T смеси (0,4 % T и 99,6 % D) в течении 5 ч при давлении $2 \cdot 10^3$ Па и температуре 473 К [41]

Table 1

Luminosity of the detector plate after contact with a sample in a D – T mixture (0.4 % T and 99.6 % D) for 5 hours at $2 \cdot 10^3$ Pa pressure and 473 K

№	Образец, обработка	Интенсивность светимости	
		после экспозиции образцов в D – T смеси	через 120 дней после экспозиции
1	Исходный образец	2,2	1,6
2	Образец, облучённый импульсными тепловыми потоками	3,0	1,8
3	Образец, облучённый ионами W	9,2	8,6
4	Образец, облучённый D плазмой при 400 К	5,0	2,2
5	Образец, облучённый D плазмой при 600 К	14,8	3,2

связи, из которых тритий при нормальных условиях практически не выходит, и даже спустя 4 месяца содержание трития в повреждённом ионами вольфрама образце стали Русфер в 5 раз превышает содержание трития в неповреждённом исходном образце.

Проницаемость стали Русфер при взаимодействии с дейтерием

Проницаемость стали Русфер при воздействии газообразного дейтерия была исследована в диапазоне давлений $5 \cdot 10^{-2}$ – 100 Па и температур 573 – 923 К в [20]. Образцы представляли собой трубки длиной 250 мм с внешним диаметром 6,9 мм и тол-

щиной стенки $\sim 0,4$ мм. В экспериментах проникающий поток десорбировался в основном в виде молекул D_2 . Чистка лицевой поверхности аргоновым разрядом увеличивала величину проникающего потока в ≤ 3 раза.

На рис. 8 приведены зависимости проникающего потока от давления дейтерия над лицевой поверхностью мембраны-трубки. Проникающий поток J зависел от давления $J \sim P^{0,8}$. Это означает, что режим проницаемости является промежуточным между диффузионно-ограниченным и рекомбинационно-ограниченным. Оценки [20] показали, что проникающий поток сквозь стенку трубки из стали Русфер на порядок ниже, чем через плоский прокат Еврофер в схожих условиях.

Селективное распыление стали Русфер

База стали Русфер — железо, кроме того, в материале содержится 12 масс. % хрома, 1 – 2 масс. % W и небольшие количества (доли процента) различных добавок.

В наших экспериментах образцы плоского проката Русфера облучали дейтериевой плазмой с энергией 100 эВ/D при температуре ~ 440 К. Эта энергия ионов достаточна, чтобы распылить железо и хром, но недостаточна, чтобы распылить вольфрам. В ходе облучения на поверхности развивается рельеф, состоящий из выростов, по форме напоминающих конусы со сглаженной вершиной (рис. 9). Высота этих образований и площадь их основания растёт с увеличением дозы облучения. При максимальной дозе облучения $7 \cdot 10^{25}$ D/m² высота рельефа достигла 770 нм.

Методом рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии установлено, что поверхность обо-

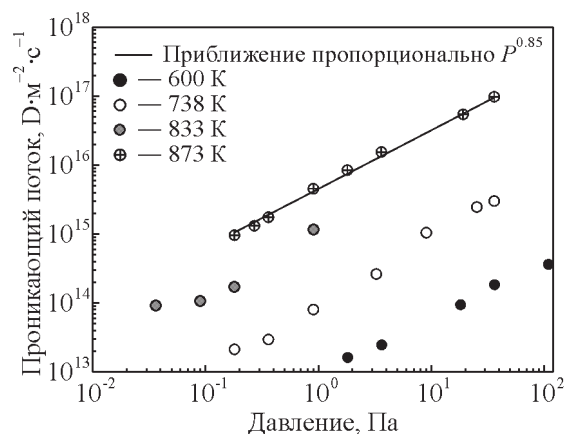


Рис. 8. Зависимость проникающего потока от давления D_2 над лицевой поверхностью мембраны при различных температурах.

Fig. 8. Dependence of the permeating flow on the pressure of D_2 above the front surface of membrane at different temperatures.

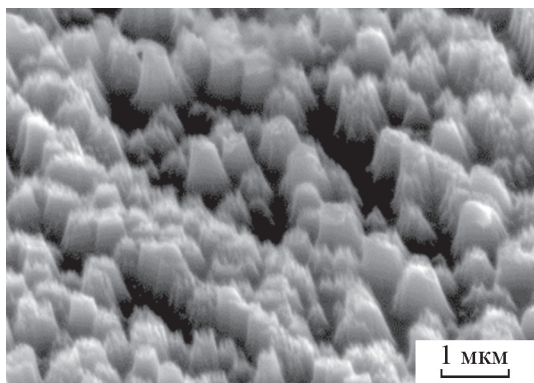


Рис. 9. Рельеф поверхности образца стали Русфер после облучения дейтериевой плазмой при температуре 440 К до дозы $7 \cdot 10^{25}$ D/m². Энергия ионов D⁺ составляла 100 эВ.

Fig. 9. Surface relief of Rusfer steel sample after irradiation with deuterium plasma at 440 K to a dose of $7 \cdot 10^{25}$ D/m². The energy of the D⁺ ions was 100 eV.

гащается вольфрамом. Данные анализа методом резерфордского обратного рассеяния показали, что при дозе облучения $7 \cdot 10^{25}$ D/m² концентрация вольфрама на поверхности возрастает в 10 раз, с 1 до 10 масс. %. Таким образом, наблюдалось селективное распыление стали Русфер.

Основные результаты работ

Исследованы различные аспекты взаимодействия изотопов водорода с отечественной сталью Русфер, которая рассматривается как конструкционный материал термоядерных установок. Основные результаты, полученные коллективом соавторов относительно взаимодействия дейтерия со сталью Русфер (ЭК-181), следующие:

1. При сорбции дейтерия поверхностью “естественной” (не подвергавшегося дополнительному полировке и прогреву) стали Русфер толщиной ~ 1 мм около половины захваченного дейтерия остаётся в приповерхностном слое толщиной несколько мкм. Концентрация дейтерия в объёме стали на 1 – 2 порядка ниже, чем в приповерхностном слое толщиной 1 мкм.

2. При сорбции из газа полированными образцами плоского проката стали Русфер максимальная концентрация дейтерия в объёме материала наблюдается при температуре 500 К. Характерная величина концентрации дейтерия в объёме при 500 К составляет 10^{-3} ат. %. Различные воздействия (отжиг, облучение нейтронами, облучение интенсивными тепловыми потоками и т.п.) могут в

несколько раз увеличивать или уменьшать эту концентрацию.

3. Повреждение стали Русфер ионами вольфрама с энергией порядка нескольких МэВ, при помощи которого мы моделировали нейтронные повреждения, приводит к значительному увеличению содержания трития. Даже спустя 4 месяца после контакта образцов с тритием количество трития в повреждённых этим способом образцах в 5 раз выше, чем в неповреждённых.

4. По контрасту с п. 3, повреждения путём облучения дейтериевой плазмой с энергией ~ 90 эВ или импульсными тепловыми потоками с параметрами 0,5 МДж/м², 0,5 мс, приводят лишь к незначительному в сравнении с неповреждёнными образцами увеличению накопления трития 4 месяца спустя после контакта образцов с тритием.

5. При регистрации термодесорбционных спектров стали Русфер после выдержки в D₂ интервал температур вплоть до 1250 К является значимым, причём, если поверхность покрыта естественным оксидом, высокотемпературный пик при 1050 К существенно увеличивается с ростом температуры, при которой происходило насыщение (при 693 К в 25 раз больше, чем при 493 К).

6. В идентичных условиях облучения дейтериевой плазмой с энергией 100 эВ/D при температуре 373 К сталь Русфер захватывает в несколько раз большее количество дейтерия, чем стали Еврофер и F82H, но меньшее, чем сталь CLF-1. Повышенный захват в стали марок Русфер и F82H коррелирует с более высокой концентрацией хрома на поверхности, которая на треть выше, чем у образцов сталей Еврофер и F82H.

7. Примесь гелия в дейтериевой плазме приводит к снижению захвата в RAFMS, причём степень этого снижения гораздо выше для сталей Rusfer и CLF-1. Таким образом, при наличии в водородной плазме примеси гелия, что неизбежно в термоядерной установке, разница в захвате в стали с более высокой концентрацией хрома на поверхности (Rusfer, CLF-1) и более низкой концентрацией хрома (Еврофер, F82H) частично нивелируется.

8. Проникающий поток через стенку трубки из стали Русфер в области низких давлений, характерных для ТЯР, ввиду доминирующей роли поверхности и процессов, происходящих на ней, может быть на порядки ниже экстраполяций диффузионно-ограниченного режима.

9. При облучении стали Русфер ионами дейтерия с энергией 100 эВ происходит обогащение поверхности вольфрамом в 10 раз по сравнению с начальной концентрацией при дозе распыления

$7 \cdot 10^{25}$ D/м² и температуре образца во время облучения 440 К. При этом поверхность приобретает развитый рельеф, состоящий из конусообразных структур, высота которых увеличивается с ростом дозы облучения и достигает 770 нм при дозе облучения $7 \cdot 10^{25}$ D/м².

Выводы

Сталь Русфер (ЭК-181) — основной кандидат для использования в качестве конструкционного материала отечественных стационарных термоядерных установок (с высоким уровнем нейтронного повреждения), благодаря своим хорошим термомеханическим свойствам, а также поскольку эта сталь хорошо изучена и испытана в условиях нейтронного облучения.

Полученные результаты позволяют оценить интегральное накопление изотопов водорода в объеме стали Русфер при контакте с изотопами водорода в условиях термоядерной установки, с учетом возможных повреждений материала путём облучения нейтронами или плазмой.

Работа выполнена при поддержке НИЦ “Курчатовский институт” (приказ от 14 августа 2019 г. № 1805).

Коллектив авторов благодарен Артёму Алексеевичу Медникову и Дмитрию Алексеевичу Козлову, сотрудникам НИЦ “Курчатовский институт”, за помощь в подготовке образцов, а также Виталию Сергеевичу Ефимову, сотруднику НИЯУ МИФИ, за проведение термодесорбционных исследований.

Литература

1. Murry K.L., Charit I. Structural materials for Gen-IV nuclear reactors: Challenges and opportunities. J. Nucl. Mater., 2008, v. 383, pp. 189 – 195.
2. Pascal Yvon, Marion Le Flem, Celine Cabet, Jean Louis Seran, Structural materials for next generation nuclear systems: Challenges and the path forward. Nucl. Eng. & Design, 2015, v. 294, pp. 161 – 169.
3. Sokolov Yu.A. Overview of the Russian DEMO plant study. Fusion Engineering and Design, 1995, v. 29, pp. 18 – 27.
4. ПРОЕКТ ДЕМО-С. Основы концепции демонстративного термоядерного реактора ДЕМО-С. Часть V. Составители А.А. Борисов, Г.Е. Шаталов. РНЦ “Курчатовский институт”, 2001, 302 с.
5. Азизов Э.А., Гладуш Г.Г., Минеев А.Б. УТС с магнитным удержанием и разработка гибридного реактора синтез-деление на основе Токамака. М.: Троянт, 2016, 320 с.
6. Federici G., Biel W., Gilbert M.R., Kemp R. et al. European DEMO design strategy and consequences for materials. Nucl. Fusion, 2007, v. 57, p. 092002 (26 pp).
7. Porton M., Aktaa J., Dechmann C., Fernandez P. et al. Structural design criteria development needs for a European DEMO. Fusion Sc. & Technology, 2014, v. 66, pp. 18 – 27.
8. Solonin M.I., Chernov V.M., Gorokhov V.A., Ioltukhovskiy A.G. et al. Present status and future prospect of the Russian program for fusion low-activation materials. J. Nucl. Mater. 2000, v. 283 – 287, pp. 1468 – 1472.
9. Chernov V.M., Leontieva-Smirnova M.V., Potapenko M.M., Budylnin N.I. et al. Structural materials for fusion power reactors — the RF R&D activities, Nucl. Fusion, 2007, v. 47, pp. 839 – 848.
10. Baluc N., Abe K., Boutard J.L., Chernov V.M. et al. Status of R&D activities on materials for fusion power reactors. Nucl. Fusion 2007, v. 47, pp. S696 – S717.
11. Cabet C., Dalle F., Gaganidze E., Henry J. et al. Ferritic-martensitic steels for fission and fusion applications. J. Nucl. Mater, 2019, v. 523, pp. 510 – 537.
12. Tanigawa H., Gaganidze E., Hirose T., Ando M. et al. Development of benchmark reduced activation ferritic/martensitic steels for fusion energy applications. Nucl. Fusion, 2017, v. 57, p. 092004 (13 pp).
13. Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н., Иолтуховский А.Г. и др. Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER-ЕК-181). Перспективные материалы, 2006, no. 6, с. 40 – 52.
14. Tkachov V.I. Effect of hydrogen on the properties of structural steels. Materials Science, 2005, v. 41, no. 4, pp. 547 – 550.
15. Гольцов В.А. Индуцированные водородом фазовые превращения — основа новой области металлостроения (аналитический обзор). Металловедение и термическая обработка металлов. 2016, № 11 (737), с. 42 – 51.
16. Чернов И.И., Стальцов М.С., Калинин Б.А., Гусева Л.Ю. Некоторые проблемы водорода в реакторных конструкционных материалах. Обзор. Перспективные материалы, 2017, № 4, с. 5 – 15.
17. Данилов И.В., Капышев В.К., Коваленко В.Г., Калашников А.Н. и др. Стенд для исследований проницаемости конструкционных материалов по изотопам водорода. ВАНТ, Сер.: Термоядерный синтез, 2014, т. 37, вып. 2, с. 38 – 44.
18. Капышев В.А., Владимиров Н.К., Данилов И.В., Карташев И.А. и др., Разработка и испытание систем мониторинга трития в экспериментальном модуле blankets с гелиевым и Li-Pb-теплоносителями. ВАНТ, Сер.: Термоядерный синтез, 2014, т. 37, вып. 2, с. 17 – 26.
19. Коваленко В.Г., Данилов И.В., Сергеев Г.А., Шушлебин В.В. Внутрореакторный петлевой контур с литий-свинцовой эвтектикой. ВАНТ, Сер.: Термоядерный синтез, 2015, т. 38, вып. 3, с. 16 – 21.

20. Golubeva A.V., Bobyr N.P., Cherkez D.I., Spitsyn A.V. et al. Hydrogen interaction with the low activation ferritic–martensitic steel EK-181 (Rusfer). *Journ. Nucl. Mater.*, 2013, v. 438, pp. S983 – S987.
21. Денисов Е.А., Компаниец Т.Н., Мурзинова М.А., Юхимчук А.А. (мл.) Накопление и транспорт водорода в ферритно-мартенситной стали РУСФЕР-ЭК-181, *Журнал Технической физики*, 2013, т. 83, вып. 6, с. 38 – 44
22. Martynova Y., Moeler S., Rasinski M., Matveev D., Freisinger M. et al. Deuterium retention in RAFM steels after high fluence plasma exposure. *Nucl. Mater. & Energy*, 2017, v. 12, pp. 648 – 654.
23. Блохин А.И., Фурсов Б.И., Манохин В.Н., Андрианов А.Н., Чернов В.М. Обеспечение исследований активационных и трансмутационных характеристик конструкционных материалов ядерно-физическими данными. ВАНТ, Сер.: Материаловедение и новые материалы, 2004, вып. 2 (63), с. 46.
24. Блохин Д.А., Леонтьева-Смирнова М.В., Чернов В.М., Блохин А.И. и др. Ядерные физические свойства ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-W-V-Ta-B) в условиях длительного нейтронного облучения в быстром БН-600 и термоядерном ДЕМО-С реакторах. Перспективные материалы, 2010, № 4, с. 26 – 33.
25. Блохин Д.А., Чернов В.М., Блохин А.И. Ядерные физические свойства ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 и ЭП-823 при нейтронном облучении в реакторе БРЕСТ-ОД-300, ВАНТ, Сер.: Материаловедение и новые материалы, 2015, v. 3(82), с. 110 – 127.
26. Bolt H., Barabash V., Federici G., Linke J. et al. Plasma facing and high heat flux materials – needs for ITER and beyond. *J. Nucl. Mater.*, 2002, v. 307 – 311, Part 1, pp. 43 – 52.
27. Roth J., Sugiyama K., Alimov V., Höschen T. et al. EUROFER as wall material: Reduced sputtering yields due to W surface enrichment. *J. Nucl. Mater.*, 2014, v. 454, iss. 1 – 3, pp. 1 – 6.
28. Tolstolutskaia G.D., Ruzhyskiy V.V., Voyevodin V.N., Kopanets I.E. et al. The role of radiation damage on retention and temperature intervals of helium and hydrogen detrapping in structural materials. *J. Nucl. Mater.*, 2013, v. 442, p. S710 – S714
29. Klimov N.S., Putrik A.B., Linke J., Pitts R.A. et al., Plasma facing materials performance under ITER-relevant mitigated disruption photonic heat loads. *J. Nucl. Mater.*, 2015, v. 463, pp. 61 – 65.
30. Emelyanova O.V., Dzhumaev P.S., Yakushin V.L., Kalin B.A. Surface modification of low activation ferritic–martensitic steel EK-181 (Rusfer) by high temperature pulsed plasma flows. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 2015, v. 365, pp. 218 – 221.
31. Serra E., Benamati G., Ogorodnikova O.V. Hydrogen isotopes transport parameters in fusion reactor materials. *J. Nucl. Mater.*, 1998, v. 255, pp. 105 – 115
32. Pressouyre G.M. Classification of hydrogen traps in steel. *Metallurgical and materials transactions A*, 1979, v. 10, pp. 1571 – 1573.
33. Esteban G.A., Perujo A., Douglas K., Sedano L.A. Tritium diffusive transport parameters and trapping effects in the reduced activating martensitic steel OPTIFER-IVb. *J. Nucl. Mater.*, 2000, v. 281, iss. 1, pp. 34 – 41.
34. Gaganidze E., Aktaa J., Assessment of neutron irradiation effects on RAFM steels. *Fusion Engineering and Design*, 2013, v. 83, pp. 118 – 128.
35. Odette G.R., Zinkle S.J. (Ed.) *Structural alloys for nuclear energy applications*, Elsevier, 2019, 655 p.
36. Nishijima D., Tokitani M., Patino M.I., Nagata D., Golubeva A.V., Doerner R.P. Effect of Cr-rich surface layer on D retention in various RAFM steels. *Physica Scripta*, 2020, T171:014005, DOI: 10.1088/1402-4896/ab3702
37. Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V., et al. *Tech. Phys.*, 2012, v. 57, pp. 48 – 54.
38. Mayer M. Improved physics in SIMNRA 7. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 2014, v. 332, pp. 176 – 180.
39. Spitsyn A.V., Golubeva A.V., Bobyr N.P., Khripunov B.I. Retention of deuterium in damaged low-activation steel Rusfer (EK-181) after gas and plasma exposure. *Journal of Nuclear Materials*, 2014, v. 455, pp. 561 – 567.
40. Nishijima D., Tokitani M., Patino M.I., Nagata D., Golubeva A.V., Doerner R.P., Impact of seeded plasma impurities on D retention in RAFM steels. *Nuclear Materials and Energy*, 2020, v. 23, art. no.100740.
41. Hatano Y., Alimov V.Kh., Spitsyn A.V., Bobyr N.P. et al. Tritium retention in reduced-activation ferritic/martensitic steels. *Fusion science and technology*, 2015, v. 67, pp. 361 – 364.

References

1. Murry K.L., Charit I. Structural materials for Gen-IV nuclear reactors: Challenges and opportunities. *J. Nucl. Mater.*, 2008, vol. 383, pp. 189 – 195.
2. Pascal Yvon, Marion Le Flem, Celine Cabet, Jean Louis Seran. Structural materials for next generation nuclear systems: Challenges and the path forward. *Nucl. Eng. & Design*, 2015, vol. 294, pp. 161 – 169.
3. Sokolov Yu.A. Overview of the Russian DEMO plant study. *Fusion Engineering and Design*, 1995, vol. 29, pp. 18 – 27.
4. Borisov A.A., Shatalov G.E. *Proyekt DEMO-S. Osnovy kontseptsii demonstrativnogo termoyadernogo reaktora DEMO-S* [DEMO-S project. Basics of the concept of demonstration thermonuclear reactor DEMO-S]. Part V, Kurchatov Inst. Publ., 2001, 302 p.
5. Azizov E.A., Gladush G.G., Mineyev A.B. *UTS s magnitnym uderzhaniiem i razrabotka gibridnogo reaktora sintez-deleniye na osnove Tokamaka* [Nuclear fusion reaction with magnetic retention and

- development of hybrid fusion-fission reactor based on the Tokamak]. Moscow, Trovant Publ., 2016, 320 p.
6. Federici G., Biel W., Gilbert M.R., Kemp R. et al. European DEMO design strategy and consequences for materials. Nucl. Fusion, 2007, vol. 57, p. 092002 (26 pp).
 7. Porton M., Aktaa J., Dechmann C., Fernandez P. et al., Structural design criteria development needs for a European DEMO. Fusion Sc. & Technology, 2014, vol. 66, pp. 18 – 27.
 8. Solonin M.I., Chernov V.M., Gorokhov V.A., Ioltukhovskiy A.G. et al. Present status and future prospect of the Russian program for fusion low-activation materials. J. Nucl. Mater. 2000, vol. 283 – 287, pp. 1468 – 1472.
 9. Chernov V.M., Leontieva-Smirnova M.V., Potapenko M.M., Budykin N.I. et al., Structural materials for fusion power reactors — the RF R&D activities. Nucl. Fusion, 2007, vol. 47, pp. 839 – 848.
 10. Baluc N., Abe K., Boutard J.L., Chernov V.M. et al. Status of R&D activities on materials for fusion power reactors. Nucl. Fusion, 2007, vol. 47, pp. S696 – S717.
 11. Cabet C., Dalle F., Gaganidze E., Henry J. et al. Ferritic-martensitic steels for fission and fusion applications. J. Nucl. Mater., 2019, vol. 523, pp. 510 – 537.
 12. Tanigawa H., Gaganidze E., Hirose T., Ando M. et al. Development of benchmark reduced activation ferritic/martensitic steels for fusion energy applications. Nucl. Fusion, 2017, vol. 57, p. 092004 (13 pp).
 13. Leontyeva-Smirnova M.V., Agafonov A.N., Yermolayev G.N., Ioltukhovskiy A.G. et al. Mikrostruktura i mekhanicheskiye svoystva maloaktiviruyemykh ferritno-martensitnoy stali EK-181 (RUSFER-EK-181) [Microstructure and mechanical properties of low-activation ferritic-martensitic steel EK-181 (RUSFER-EK-181)]. *Perspektivnye Materialy — Advanced Materials* (in Russ), 2006, no. 6, pp. 40 – 52.
 14. Tkachov V.I. Effect of hydrogen on the properties of structural steels. Materials Science, 2005, vol. 41, no. 4, pp. 547 – 550.
 15. Goltsov V.A. Indutsirovannyye vodorodom fazovyye prevrashcheniya — osnova novoy oblasti metallovedeniya (analiticheskiy obzor) [Hydrogen-induced phase transformations — the basis of a new area of metallurgy (analytical review)]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov — Metal science and heat treatment*, 2016, no. 11 (737), pp. 42 – 51.
 16. Chernov I.I., Staltsov M.S., Kalin B.A., Guseva L.Yu. Some problems of hydrogen in reactor structural materials: a Review. Inorganic Materials: Applied Research, 2017, vol. 8, no. 5, pp. 643 – 650.
 17. Danilov I.V., Kapyshev V.K., Kovalenko V.G., Kalashnikov A.N. et al. Stend dlya issledovaniy pronitsayemosti konstruktsionnykh materialov po izotopam vodoroda [Stand for studies of permeability of structural materials for hydrogen isotopes]. *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki (VANT). Ser. Termoyaderny Sintez — Problems of Atomic Science and Engineering, Ser. Thermonuclear Fusion*, 2014, vol. 37, iss. 2, pp. 38–44.
 18. Kapyshev V.A., Vladimirova N.K., Danilov I.V., Kartashev I.A. et al. Razrabotka i ispytaniye sistem monitoringa tritiya v eksperimentalnom module blanketa s geliyevym i Li-Pb-teplonositel'yami [Development and testing of tritium monitoring systems in the experimental blanket module with helium and Li-Pb coolants]. *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki (VANT). Ser. Termoyaderny Sintez — Problems of Atomic Science and Engineering, Ser. Thermonuclear Fusion*, 2014, vol. 37, iss. 2, pp. 17 – 26.
 19. Kovalenko V.G., Danilov I.V., Sergeyev G.A., Shushlebin V.V. Vnutrireaktorny petlevoy kontur s lity-svintsovoy evtektikoy [In-reactor loop with lithium-lead eutectic]. *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki (VANT). Ser. Termoyaderny Sintez — Problems of Atomic Science and Engineering, Ser. Thermonuclear Fusion*, 2015, vol. 38, iss. 3, pp. 16 – 21.
 20. Golubeva A.V., Bobyr N.P., Cherkez D.I., Sptsyn A.V. et al., Hydrogen interaction with the low activation ferritic-martensitic steel EK-181 (Rusfer). Journ. Nucl. Mater., 2013, vol. 438, pp. S983 – S987.
 21. Denisov Ye.A., Kompaniyets T.N., Murzinova M.A., Yukhimchuk A.A. (jr). Nakopleniye i transport vodoroda v ferritno-martensitnoy stali RUSFER-EK-181 [Accumulation and transport of hydrogen in ferritic-martensitic steel RUSFER-EK-181]. *Zhurnal Tekhnicheskoy Fiziki — Technical Physics*, 2013, vol. 83, iss. 6, pp. 38 – 44.
 22. Martynova Y., Moeler S., Rasinski M., Matveev D., Freisinger M. et al. Deuterium retention in RAFM steels after high fluence plasma exposure. Nucl. Mater. & Energy, 2017, vol. 12, pp. 648 – 654.
 23. Blokhin A.I., Fursov B.I., Manokhin V.N., Andrianov A.N., Chernov V.M. Obespecheniye issledovaniy aktivatsionnykh i transmutatsionnykh kharakteristik konstruktsionnykh materialov yadernofizicheskimi dannymi [Provision of research of activation and transmutation characteristics of structural materials with nuclear physical data]. *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki (VANT). Ser. Materialovedeniye i Novyye Materialy — Issues of Nuclear Science and Technology. Series: Material Science and New Materials*, 2004, iss. 2 (63), p. 46.
 24. Blokhin D.A., Leontyeva-Smirnova M.V., Chernov V.M., Blokhin A.I. et al. Yadernyye fizicheskiye svoystva ferritno-martensitnoy stali EK-181 (Fe-12Cr-W-V-Ta-B) v usloviyakh dlitelnogo neytronnogo oblucheniya v bystrom BN-600 i termoyadernom DEMO-S reaktorakh [Nuclear physical properties of ferritic-martensitic steel EK-181 (Fe-12Cr-W-V-Ta-B) under conditions of prolonged neutron irradiation in fast BN-600 and thermonuclear DEMO-S reactors]. *Perspektivnye Materialy — Advanced Materials* (in Russ), 2010, no. 4, pp. 5 – 8.
 25. Blokhin D.A., Chernov V.M., Blokhin A.I. Yadernyye fizicheskiye svoystva ferritno-martensitnykh staley

- EK-181 i EP-823 pri neytronnom obluchenii v reaktore BREST-OD-300 [Nuclear physical properties of EK-181 and EP-823 ferritic-martensitic steels under neutron irradiation in the BREST-OD-300 reactor]. *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki (VANT). Ser. Materialovedeniye i Novye Materialy — Issues of Nuclear Science and Technology. Series: Material Science and New Materials*, 2015, vol. 3(82), pp. 110 – 127.
26. Bolt H., Barabash V., Federici G., Linke J. et al. Plasma facing and high heat flux materials — needs for ITER and beyond. *J. Nucl. Mater.*, 2002, vol. 307–311, part 1, pp. 43 – 52.
 27. Roth J., Sugiyama K., Alimov V., Hörschen T. et al. EUROFER as wall material: Reduced sputtering yields due to W surface enrichment. *J. Nucl. Mater.*, 2014, vol. 454, iss. 1 – 3, pp. 1 – 6.
 28. Tolstolutsкая G.D., Ruzhyskiy V.V., Voyevodin V.N., Kopanets I.E. et al. The role of radiation damage on retention and temperature intervals of helium and hydrogen detrapping in structural materials. *J. Nucl. Mater.*, 2013, vol. 442, pp. S710 – S714.
 29. Klimov N.S., Putrik A.B., Linke J., Pitts R.A. et al., Plasma facing materials performance under ITER-relevant mitigated disruption photonic heat loads. *J. of Nucl. Mater.*, 2015, vol. 463, pp. 61–65.
 30. Emelyanova O.V., Dzhumaev P.S., Yakushin V.L., Kalin B.A. Surface modification of low activation ferritic–martensitic steel EK-181 (Rusfer) by high temperature pulsed plasma flows. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 2015, vol. 365, pp. 218 – 221.
 31. Serra E., Benamati G., Ogorodnikova O.V. Hydrogen isotopes transport parameters in fusion reactor materials. *J. Nucl. Mater.*, 1998, vol. 255, pp. 105 – 115.
 32. Pressouyre G.M. Classification of hydrogen traps in steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1979, vol. 10, pp. 1571 – 1573.
 33. Esteban G.A., Perujo A., Douglas K., Sedano L.A. Tritium diffusive transport parameters and trapping effects in the reduced activating martensitic steel OPTIFER-IVb. *J. Nucl. Mater.*, 2000, vol. 281, iss. 1, pp. 34 – 41.
 34. Gaganidze E., Aktaa J. Assessment of neutron irradiation effects on RAFM steels. *Fusion Engineering and Design*, 2013, vol. 83, pp. 118 – 128.
 35. Odette G.R., Zinkle S.J. Structural alloys for nuclear energy applications. Elsevier, 2019, 655 p.
 36. Nishijima D., Tokitani M., Patino M.I., Nagata D., Golubeva A.V., Doerner R.P. Effect of Cr-rich surface layer on D retention in various RAFM steels, *Physica Scripta*, 2020, T171:014005, doi: 10.1088/1402-4896/ab3702.
 37. Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V. et al. *Tech. Phys.*, 2012, vol. 57, pp. 48 – 54.
 38. Mayer M. Improved physics in SIMNRA 7, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 2014, vol. 332, pp. 176 – 180.
 39. Spitsyn A.V., Golubeva A.V., Bobyr N.P., Khripunov B.I. Retention of deuterium in damaged low-activation steel Rusfer (EK-181) after gas and plasma exposure. *J. of Nuclear Materials*, 2014, vol. 455, pp. 561 – 567.
 40. Nishijima D., Tokitani M., Patino M.I., Nagata D., Golubeva A.V., Doerner R.P. Impact of seeded plasma impurities on D retention in RAFM steels. *Nuclear Materials and Energy*, 2020, vol. 23, art. 100740.
 41. Hatano Y., Alimov V.Kh., Spitsyn A.V., Bobyr N.P. et al. Tritium retention in reduced-activation ferritic/martensitic steels. *Fusion Science and Technology*, 2015, vol. 67, pp. 361 – 364.

Статья поступила в редакцию — 26.10.2020 г.

после доработки — 20.11.2020 г.

принята к публикации — 23.11.2020 г.

Голубева Анна Владимировна — НИЦ “Курчатовский институт” (123182, Москва, пл. Ак. Курчатова, 1), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник, специалист в области взаимодействия водорода с материалами. E-mail: anna-golubeva@yandex.ru, golubeva_av@nrcki.ru.

Бобырь Николай Павлович — НИЦ “Курчатовский институт” (123182, Москва, пл. Ак. Курчатова, 1), кандидат физико-математических наук, научный сотрудник, специалист в области взаимодействия водорода с материалами. E-mail: bobyр_np@nrcki.ru.

Черкез Дмитрий Ильич — НИЦ “Курчатовский институт” (123182, Москва, пл. Ак. Курчатова, 1), научный сотрудник, специалист в области взаимодействия водорода с материалами. E-mail: cherkez_di@nrcki.ru

Гаспарян Юрий Микаэлович — НИЯУ МИФИ (115409, Москва, Каширское ш., 31), кандидат физико-математических наук, доцент, специалист в области взаимодействия водорода с материалами. E-mail: ytgasparyan@terphi.ru.

Хрипунов Борис Иванович — НИЦ “Курчатовский институт” (123182, Москва, пл. Ак. Курчатова, 1), доктор физико-математических наук, специалист в области взаимодействия плотной плазмы с материалами. E-mail: khripunov_bi@nrcki.ru.

Климов Николай Сергеевич — ГНЦ РФ ТРИНИТИ (108840, Москва, г. Троицк, ул. Пушкиных, вл. 12), кандидат физико-математических наук, заместитель генерального директора, специалист в области взаимодействия интенсивных потоков энергии с веществом. E-mail: klimov@triniti.ru.

Спицын Александр Викторович — НИЦ “Курчатовский институт” (123182, Москва, пл. Ак. Курчатова, 1), кандидат физико-математических наук, начальник лаборатории, взаимодействия водорода с материалами. E-mail: spitsyn_av@nrcki.ru.

Чернов Вячеслав Михайлович — НИЯУ МИФИ (115409, Москва, Каширское ш., 31), доктор физико-математических наук, профессор, специалист в области реакторного материаловедения. E-mail: soptimizmom@mail.ru.

Hydrogen isotopes interaction with ferritic-martensitic steel Ek-181-Rusfer (review of results obtained)

**A. V. Golubeva, N. P. Bobyr, D. I. Cherkez, Yu. M. Gasparyan, B. I. Khripunov, N. S. Klimov,
A. V. Spitsyn, V. M. Chernov**

Ferritic-martensitic steel with rapid decay of activity EK-181 (Rusfer-EK-181, Fe – 12 Cr – 2 W – V – Ta – B) was developed in Russia (A.A. Bochvar Institute) as a structural material for use in the active zones of fast neutron reactors, as well as in thermonuclear and hybrid reactors. The team of authors has been studying various aspects of hydrogen interaction with Rusfer steel for a number of years, primarily retention, diffusion, and the effect of various damages on capture. The paper summarizes the results of the research performed by the authors.

Keywords: reduced activation ferritic-martensitic steel, RAFMS, Rusfer, Ek-181, hydrogen isotopes, deuterium, retention, diffusion, permeation.

Golubeva Anna — NRC “Kurchatov institute” (Moscow, ak. Kurchatov sqr., 1, 123182), PhD, senior researcher, specialist in hydrogen interaction with materials. E-mail: anna-golubeva@yandex.ru.

Bobyr Nikolay — NRC “Kurchatov institute” (Moscow, ak. Kurchatov sqr., 1, 123182), PhD, researcher, specialist in hydrogen interaction with materials. E-mail: bobyr_np@nrcki.ru.

Cherkez Dmitry — NRC “Kurchatov institute” (Moscow, ak. Kurchatov sqr., 1, 123182), researcher, specialist in hydrogen interaction with materials. E-mail: cherkez_di@nrcki.ru.

Gasparyan Yuriy — NRNU MEPhI (115409, Moscow, Kashirskoe sch., 31), PhD, associated professor, specialist in hydrogen interaction with materials. E-mail: ymgasparyan@mephi.ru.

Khripunov Boris — NRC “Kurchatov institute” (Moscow, ak. Kurchatov sqr., 1, 123182), professor, specialist in hydrogen interaction with materials. E-mail: khripunov_bi@nrcki.ru.

Klimov Nikolay — SRC RF TRINITI (108840, Moscow, Troitsk, Pushkovykh str., vladenie 12), PhD, deputy general Director, specialist in dense heat fluxes interaction with materials. E-mail: klimov@triniti.ru.

Spitsyn Aleksandr — NRC “Kurchatov institute” (Moscow, ak. Kurchatov sqr., 1, 123182), PhD, head of laboratory, specialist in hydrogen interaction with materials. E-mail: spitsyn_av@nrcki.ru.

Chernov Vyacheslav — NRNU MEPhI (115409, Moscow, Kashirskoe sch., 31), Dr Sci (Phys-Math), professor, specialist in reactor materials science. E-mail: soptimizmom@mail.ru.