

УДК 621.039.6

К ПРОБЛЕМЕ ВЫБОРА СТАЛЕЙ ДЛЯ РЕАКТОРА ДЕМО

Т.Н. Компаниец (Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия)

В статье рассматриваются две из многочисленных проблем, которые возникли при выборе сталей для реактора ДЕМО. Прежде всего это необходимость использовать малоактивируемые материалы, что накладывает серьёзные ограничения на элементный и изотопный состав сталей. Вторая, но не менее важная проблема связана с большим ожидаемым накоплением изотопов водорода и гелия, которые могут привести к нежелательному изменению физико-механических свойств стали.

Ключевые слова: малоактивируемые стали, изотопы водорода, гелий.

ON STEEL CHOIS FOR DEMO REACTOR. T.N. KOMPANIETS. This paper is devoted to two of numerous problems, which arise in the process of selection of steels for DEMO. First of all, it is a necessity of using low activation materials. The last impose serious limitations on the elemental and isotopic composition of steel. The second problem is connected with a large expected accumulation of hydrogen isotopes inside steel components, which can cause degradation of physical and mechanical properties of steel.

Key words: low activation steel, hydrogen isotopes, helium.

ВВЕДЕНИЕ

Основные требования к материалам для реактора ДЕМО сформулированы в работе [1]. Более жёсткие условия работы конструкционных материалов в этом реакторе приводят к тому, что материалы для ДЕМО должны существенно отличаться от используемых в реакторе ИТЭР. Рабочие температуры в ДЕМО (650—700 °С) будут существенно выше, чем в ИТЭР (300—550 °С), кроме того, материалы будут подвергаться воздействию больших потоков высокоэнергетичных нейтронов.

Наибольшую проблему представляют собой стали, которые будут применяться в качестве конструкционных материалов первой стенки, blankets и дивертора [2]. В качестве основного конструкционного материала несущих элементов blankets и вакуумной камеры в реакторе ИТЭР выбрана аустенитная нержавеющая сталь SS316. Аустенитные стали подвержены сильному гелиевому охрупчиванию, и распухание их под действием нейтронов неприемлемо для компонентов термоядерных реакторов следующего поколения.

Для того чтобы избежать чрезмерных изменений объёма под действием нейтронного облучения, в качестве конструкционных материалов для ДЕМО рассматриваются металлы с объёмно-центрированной решёткой, которые меньше подвержены распуханию, чем материалы с гранцентрированной решеткой. Следовательно, аустенитные стали следует заменить ферритно-мартенситными. Кроме того, используемые стали должны быть малоактивируемыми, что приводит к изменению состава легирующих добавок. В статье рассмотрены ограничения на элементный и изотопный состав сталей, которые накладывает требование малой активируемости, а также приведён краткий обзор работ по взаимодействию кандидатных сталей с изотопами водорода и гелием.

МАЛОАКТИВИРУЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ

В реакторе ИТЭР проблема малой активируемости материалов вообще не возникает, поскольку величина нейтронного потока в этом реакторе будет весьма мала. Из-за больших нейтронных потоков для реактора ДЕМО нужны материалы, в которых не создаются долгоживущие радиоактивные изотопы. Образующиеся в процессе ядерной реакции нейтроны с энергией 14 МэВ обладают высокой проникающей и активирующей способностью, что приведёт к образованию радионуклидов в многотонных конструкциях реактора, окружающих плазму. Для обеспечения безопасности при эксплуатации термоядерных реакторов, а также для того чтобы минимизировать затраты при утилизации радиоактивных отходов после остановки и демонтажа, предложена концепция малоактивируемых конструкционных материалов. Идея этой концепции заключается в оптимизации макро- и микроэлементного состава материалов с целью минимизации выхода долгоживущих радионуклидов.

В работе [3] был проведён расчёт кривых спада радиоактивности, возникающей под действием нейтронов, для ряда основных элементов, входящих в состав конструкционных материалов (рис. 1).

Nb, Mo, Ni и Al — элементы, не достигающие безопасного уровня радиоактивности за разумное время. На сегодняшний день, исходя из величин наведённой радиоактивности, всего 6 материалов рекомендованы для применения в реакторах следующего поколения (C, Si, Ti, Fe, Cr, V).

Эффективным способом уменьшения наведённой радиоактивности конструкционных материалов может стать применение изотопно-обогащённых элементов. Перспективы использования изотопно-обогащённых элементов, таких, как хром, никель, ванадий, молибден, железо, вольфрам, титан и цирконий, для создания конструкционных малоактивируемых материалов для термоядерных реакторов были оценены в работе [3] на основе расчётов кинетики спада мощности эквивалентной дозы.

Понятно, что разные изотопы одного и того же элемента активируются по-разному. На этом основана идея использования для материалов ДЕМО изотопно-обогащённых элементов. В работе [3] наглядно показано, как различаются последствия взаимодействия с нейтронами для разных изотопов одного и того же элемента (рис. 2). Из рисунков сле-

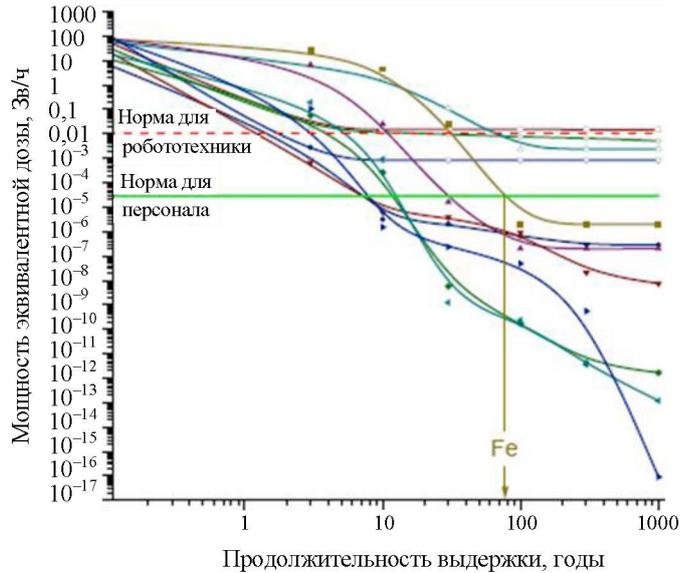


Рис. 1. Кинетика спада мощности дозы для ряда основных элементов металлических конструкционных материалов: Nb (□), Mo (○), Ni (△), Al (▽), Fe (■), W (●), Mn (▲), Ti (▼), Cr (◆), V (◄), Ta (►). Нейтронный спектр ДЕМО. Флюенс $1 \cdot 10^{23}$ н/см² [3]

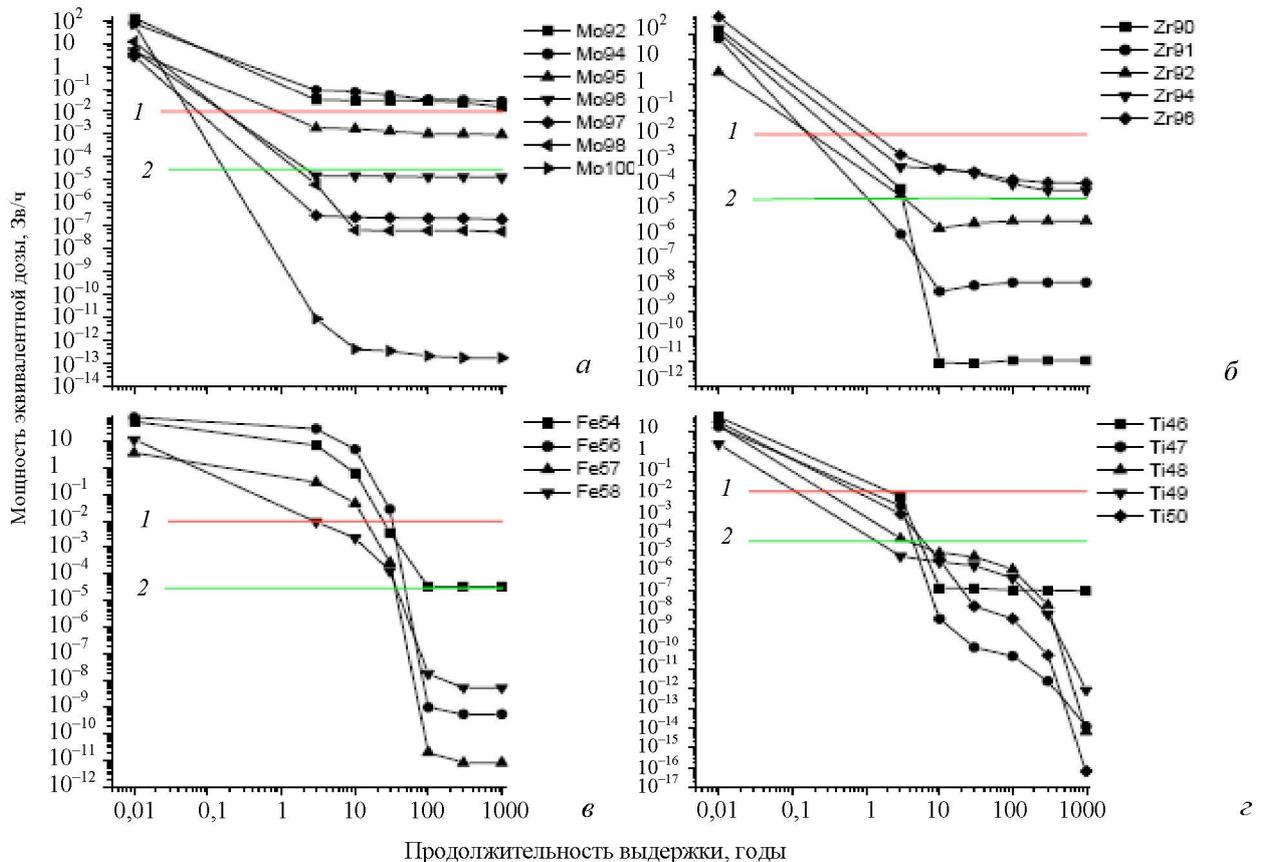


Рис. 2. Кинетика спада мощности эквивалентной дозы для отдельных изотопов Mo (а), Zr (б), Fe (в) и Ti (з): 1 — допустимая мощность дозы для работы с помощью специального инструмента; 2 — допустимая мощность дозы для персонала при ручной работе [3]. Нейтронный спектр ДЕМО. Флюенс 10^{23} н/см²

дует, что к уменьшению наведённой радиоактивности железа приведёт удаление изотопа ^{54}Fe , содержание которого в природной смеси составляет 5,9%. Для циркония перспективным является обогащение его изотопом ^{90}Zr , которого и так достаточно много в природной смеси (51,6%), а также обеднение природной смеси изотопами ^{94}Zr и ^{96}Zr . При планировании использования изотопно-обогащённых смесей надо обязательно учитывать процентное содержание малоактивируемых изотопов в природной смеси изотопов данного элемента. Например, из-за малой концентрации в естественной смеси изотопов ^{62}Ni (3,7%) и ^{64}Ni (1,0%), дающих короткоживущие радионуклиды, применение изотопно-обогащённого никеля нецелесообразно [3].

В связи с проблемой наведённой радиоактивности во многих странах были разработаны новые малоактивируемые ферритно-мартенситные стали [4—7]. Предполагается, что именно эти стали будут использоваться в качестве материалов первой стенки, а также в бланкете и диверторе. Наиболее популярной является сталь Еврофер-97. Легко активируемые элементы в этой стали (молибден и ниобий) заменены материалами менее активируемыми (вольфрамом и танталом). Такая замена уменьшает уровень наведённой радиоактивности, однако для оптимизации свойств этой стали необходимы дополнительные исследования.

Второй тип сталей, которые планируются для использования в ДЕМО, — это стали ODS-RAFM (дисперсно-упрочнённые окислом ферритно-мартенситные стали с уменьшенной активностью). Одна из них — ODS-EUROFER. Основу такой стали составляет порошок Еврофер, к которому добавлены десятые доли массового процента Y_2O_3 . Эта сталь предполагается для использования в бланкете [8], поскольку может работать при более высокой температуре (650 °C), чем стандартная сталь Еврофер (550 °C).

Преимущество сталей ODS состоит прежде всего в том, что у них выше температура крипа из-за наличия частиц окисла. Основная проблема для таких сталей — охрупчивание при низких температурах и уменьшенное сопротивление развитию трещин по сравнению с обычной сталью Еврофер. Кроме того, оксид должен быть стабилен под облучением, для того чтобы сохранялось исходное сопротивление крипу. Процессы изготовления сталей ODS-RAFM до сих пор оптимизируются путем вариации концентрации легирующих добавок.

По сравнению с аустенитными ферритно-мартенситные стали имеют и ряд других преимуществ. Прежде всего их теплоемкость почти в 3 раза выше. Они имеют меньший коэффициент термического расширения и более высокую теплопроводность. Ожидают, что эти стали будут слабо подвержены распуханию под действием нейтронного облучения. Все эти свойства должны повысить работоспособность конструкций в условиях больших тепловых и нейтронных потоков.

В России также создана малоактивируемая ферритно-мартенситная сталь ЭК-181 (Fe—12Cr—2W—V—Ta) [5]. Ее термомеханические характеристики даже несколько лучше, чем у стали Еврофер-97 [9].

Ферритно-мартенситные стали широко исследуются, однако эти исследования в основном касаются механических свойств в разных температурных условиях, при разных режимах отжига и после облучения ионами [4, 10, 11].

ВОДОРОД И ГЕЛИЙ В МАТЕРИАЛАХ ДЛЯ ДЕМО

Для всех кандидатных материалов, контактирующих с плазмой, должны быть проведены тщательные исследования влияния изотопов водорода и гелия на физико-механические свойства. Помимо обычного водорода и гелия, внедрённого из плазмы и образовавшегося из трития (~ 500 — 800 млн $^{-1}$ ат.), в материалах реактора ДЕМО будут накапливаться гелий и водород за счёт (n, α) - и (n, p) -реакций. По предварительным оценкам в некоторых компонентах конструкции будет накапливаться до 4000 млн $^{-1}$ ат. Не и до 20 000 млн $^{-1}$ ат. H_2 после 20 лет работы реактора [12].

Поскольку внедрённые в конструкционные материалы водород и гелий имеют разное происхождение, их поведение будет также различным. Рассмотрим сначала гелий. Как ясно из сказанного, гелий внутри стали может быть внедрённым из плазмы и образовавшимся в результате распада трития или (n, α) -реакций. Наибольшее число исследований выполнено при имплантации ионов гелия.

В работе [13] проведено сравнительное исследование дисперсно-упрочнённых окислом сталей (мартенситной и ферритной). Были имплантированы ионы гелия с энергией 8 кэВ при комнатной температу-

ре. Глубина внедрения составляла порядка 100 нм. По окончании процесса внедрения образцы нагревались до 1200 °С со скоростью 1 К/с. Из этих экспериментов следует, что при больших дозах облучения (более $2 \cdot 10^{20}$ $\text{He}^+/\text{м}^2$) выделение гелия из ферритной стали происходит при более высоких температурах, чем из мартенситной (рис. 3).

Авторы работы [13] приходят к выводу, что в ферритной стали основная часть гелия сосредоточена в пузырьках, в то время как образование пузырей в мартенситной стали в значительной степени подавлено.

По данным работы [14] в стали F82H уже сразу после имплантации гелий находится в маленьких пузырьках с характерным размером порядка 11 А. Повышение температуры до 975 °С (выше температуры альфа-гамма-перехода) приводит к широкому спектру размеров пузырей с радиусом до 250 А.

В работе [15] проведено сравнение эволюции гелиевых пузырьков в ферритно-мартенситной и аустенитной сталях. Стали облучали ионами гелия с энергией 40 кэВ до флюенса $5 \cdot 10^{20}$ ион/м² при $T = 920$ К. В железе и ферритномартенситных сталях образуются гелиевые пузыри большего размера, чем в никеле и аустенитных сталях.

В мартенситных зернах ферритно-мартенситных сталей образуются пузыри меньшего размера (по сравнению с ферритными, рис. 4). В соответствии с этим набухание максимально для ферритных сталей и ферритного компонента ферритно-мартенситных сталей. При одинаковых условиях набухание феррита в несколько раз превышает набухание мартенсита. Это в какой-то мере совпадает с выводами работы [13].

Особенностью ферритно-мартенситных сталей является также образование больших пузырей на границах феррита и мартенсита. При сильном облучении более крупные пузыри и более сильное набухание наблюдаются в закаленных ферритно-мартенситных сталях, чем в аустенитных сталях.

Образование пузырей гелия на границе феррита и мартенсита может приводить к существенному гелиевому охрупчиванию ферритно-мартенситных сталей, что может поставить под сомнение целесообразность использования таких сталей в реакторах следующего поколения.

Вместе с тем в работе [15] было показано, что присутствие наночастиц окислов в дисперсно-упрочненном сплаве МА957 подавляет образование гелиевых пузырей в ферритной матрице, что, возможно, будет уменьшать нежелательное влияние гелиевых пузырей на механические свойства. В любом случае вопросы гелиевого охрупчивания кандидатных сталей, как обычных, так и дисперсно-упрочнённых окислом, требуют тщательного исследования.

Исследования, выполненные в экспериментах с облучением образцов ионами гелия, несут в себе информацию о процессах взаимодействия, происходящих на фоне разрушенного в процессе импланта-

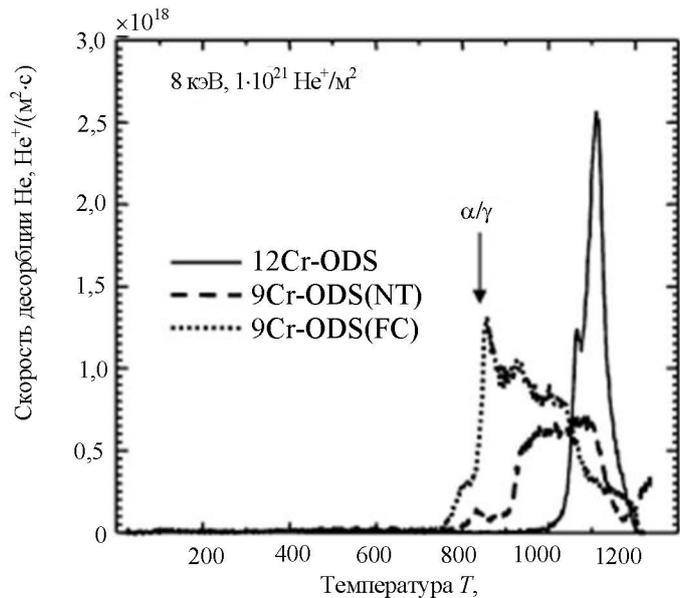


Рис. 3. Термодесорбция гелия из сталей после имплантации ионов гелия: 12Cr-ODS — ферритная сталь; 9Cr-ODS(NT) — мартенситная сталь, прошедшая нормализацию и закалку; 9Cr-ODS(FC) — мартенситная сталь, прошедшая охлаждение в печи [13]. Флюенс $1 \cdot 10^{21}$ $\text{He}^+/\text{м}^2$

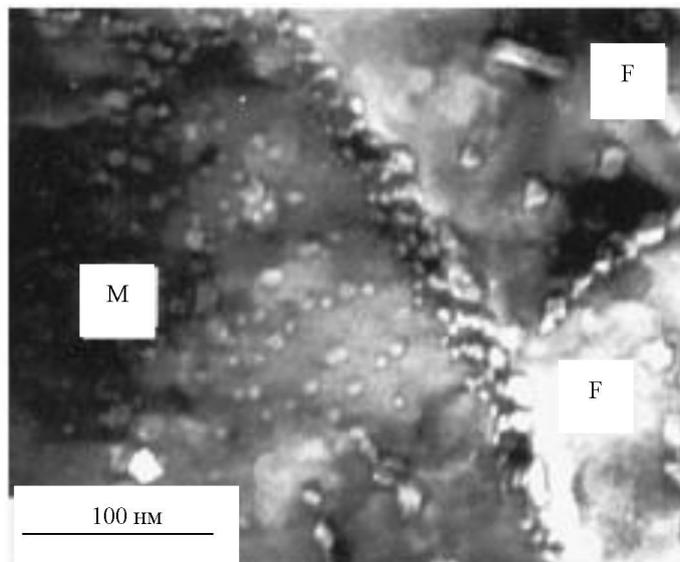


Рис. 4. Гелиевые пузырьки в ферритно-мартенситной стали: F — феррит; M — мартенсит [15]

ции гелия приповерхностного слоя. В единственной монографии, посвященной проблемам, связанным с наличием радиогенного гелия в металлах [16], рассматриваются, главным образом, гидридообразующие материалы, которые практически неприменимы в качестве конструкционных материалов. Едва ли не единственным целенаправленным циклом работ, посвящённых влиянию радиогенного гелия, нарабатанного методом «тритиевого трюка», на изменение структуры, накопление и распределение водорода в конструкционных материалах, являются работы, выполненные по проектам МНТЦ № 2276 и № 3672 [17, 18]. Такие эксперименты представляют несомненный интерес. Во-первых, благодаря высокой подвижности трития можно получить значительную концентрацию гелия по всему объёму металла, а не только в зоне имплантации. Во-вторых, при таком методе насыщения гелием не создаются радиационные дефекты, что даёт возможность выявить роль исходной структуры материала в механизме гелиевого охрупчивания. В-третьих, в этом случае можно получить более достоверные результаты по влиянию гелия на накопление и диффузионную подвижность водорода в металле.

Исследования термовыделения радиогенного гелия из никеля и нержавеющей стали аустенитного класса 12X18H10T показали, что температура высвобождения радиогенного гелия существенно выше, чем имплантированного, и составляет более 1500 К. На рис. 5 представлена зависимость выделения радиогенного гелия из нержавеющей стали аустенитного класса 12X18H10T в процессе линейного нагрева образца.

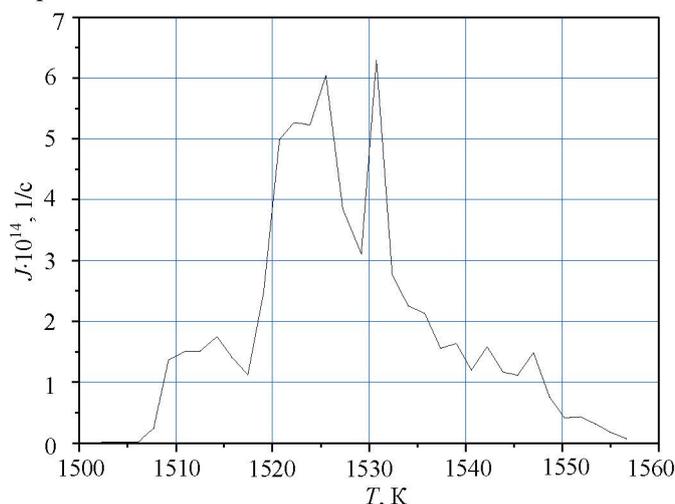


Рис. 5. Термовыделение ${}^3\text{He}$ из образца стали 12X18H10T, содержащего $50 \text{ млн}^{-1} \text{ ат. } {}^3\text{He}$. Скорость линейного нагрева 1 К/с [17]

К сожалению, сравнить температуры выделения радиогенного и имплантированного гелия можно только для никеля, для которого есть экспериментальные данные по термовыделению как радиогенного, так и имплантированного гелия. Для радиогенного гелия она составляла около 1590 К [19], в то время как для имплантированного не превышала 1100 К [20]. Более низкая температура выделения имплантированного гелия может быть связана с двумя обстоятельствами: во-первых, с появлением значительного количества структурных дефектов в процессе имплантации ионов и, во-вторых, с тем, что область торможения ионов гелия составляет малую величину, не превышающую нескольких микрон. По всей вероятности, значительная разница температур выделения радиогенного и внедрённого гелия будет наблюдаться и для других материалов. Более высокую температуру выделения радиогенного гелия, который обязательно будет набираться в материалах реакторов следующего поколения, следует принимать во внимание при планировании работ по обезгаживанию конструкционных материалов после рабочих циклов.

Для того чтобы полностью охарактеризовать кандидатные материалы, необходимо тщательно изучить и проанализировать их свойства в отношении транспорта изотопов водорода, который определит накопление изотопов водорода в структурных компонентах и способность их к проникновению через первую стенку. Кроме того, эти параметры позволят оценить количество радиогенного гелия, который будет накапливаться в контактирующих с плазмой материалах в процессе работы реактора. Эти данные необходимы для оценки кандидатных материалов как с точки зрения экологической безопасности, так и с точки зрения экономии топлива.

Взаимодействию ферритно-мартенситных сталей с водородом посвящено больше работ, чем исследованиям с использованием гелия, но все равно многие вопросы остаются до сих пор нерешёнными. Отметим сначала известные факты. Прежде всего по данным работы [21] коэффициент диффузии водорода в ферритной фазе примерно в 5 раз больше, чем в аустенитной, а растворимость водорода в аустенитной фазе почти в 25 раз выше, чем в ферритной. В этой работе была исследована несколько иная сталь, чем планируется для использования в ДЕМО. Это дуплексная нержавеющая сталь H25N5M, ее состав (весовые проценты): Cr 24,9, Ni 5,61, Mo 1,46, C 0,04, Mn 1,46, Si 0,51, P 0,038, S 0,024, W 0,11,

V 0,09, Cu 0,23, состоящая из примерно 40% аустенита (γ), встроенного в ферритную (α) матрицу. Тем не менее полученные результаты позволяют сравнить ферритные стали с хорошо исследованными аустенитными. В работе [22], в которой также исследована дуплексная сталь, состоящая из феррита и аустенита, также показано, что диффузия водорода идет, в основном, через феррит.

Спектр термодегазации мартенситной стали F82H содержит 2 максимума [23]. На рис. 6 и 7 приведены спектры термовыделения водорода из мартенситной [23] и аустенитной [24] стали.

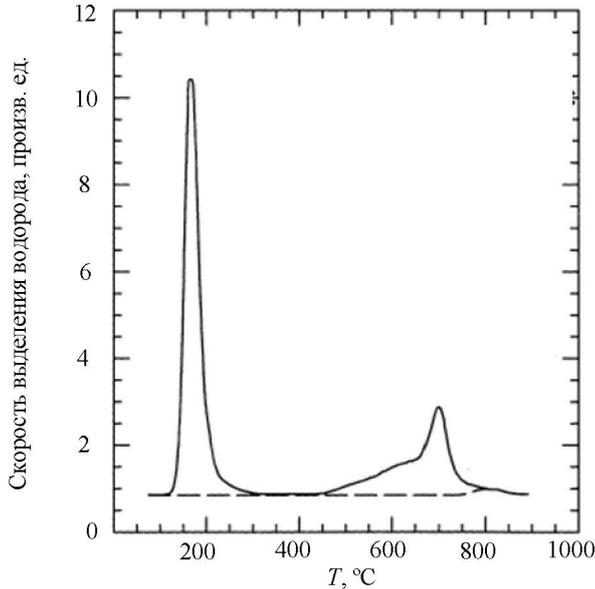


Рис. 6. Термовыделение водорода из стали F82H после экспозиции её в водороде при давлении 1 бар и температуре 500 °C [23]

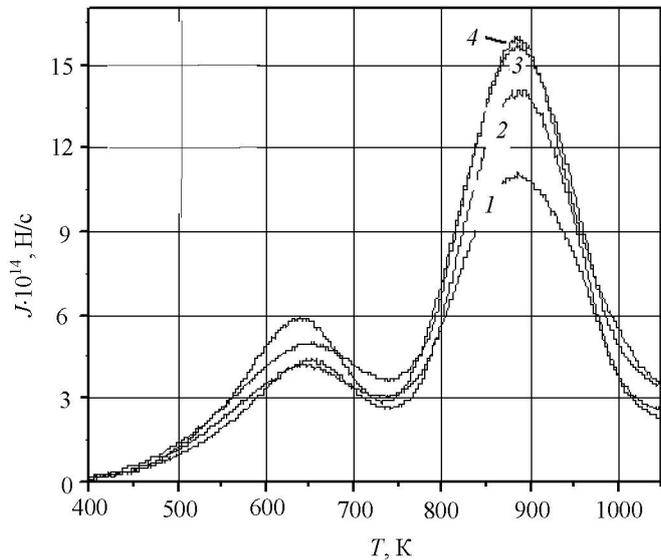


Рис. 7. Кривые термовыделения водорода из нержавеющей стали 12X18H10T после экспозиции в водороде. Давление водорода 20 торр, температура сорбции 770 K [24]: 1 — 6, 2 — 20, 3 — 30, 4 — 60 мин

Сравнение рис. 6 и 7 показывает, что спектры термовыделения водорода из мартенситной и аустенитной сталей сильно отличаются прежде всего положением максимумов на шкале температур (обратите внимание на различие в температурной шкале). Кроме того, в отличие от аустенитной стали высокотемпературный максимум для стали F82H явно представляет собой наложение двух максимумов. Последнее свидетельствует, по-видимому, о наличии двух состояний захвата водорода в этой стали.

Относительно мартенситных сталей авторы работы [23] высказывают опасение, что они будут подвержены сильному водородному охрупчиванию из-за малой растворимости водорода в них.

Водородопроницаемость сквозь сталь Еврофер в интервале температур 573—873 K исследована в работе [25]. Зависимость проникающего потока в этом интервале температур не пропорциональна корню квадратному из давления на входной стороне (рис. 8).

Этот факт свидетельствует о том, что диффузия не является лимитирующей стадией процесса проникновения, несмотря на достаточно высокие входные давления и не слишком малую толщину образцов (0,46 и 0,27 мм). По-видимому, скорости процессов на поверхности оказывают некоторое влияние на скорость проникновения. Данные, полученные в этой работе при высоких давлениях водорода, достаточно хорошо совпадают с известными из литературы данными по проницаемости стали Еврофер [26] и сходной с ней стали F82H [27].

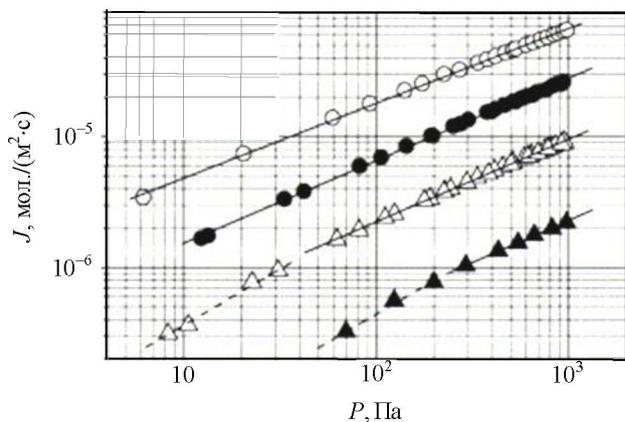


Рис. 8. Зависимость проникающего потока водорода от давления на входной стороне. В скобках указан показатель степени при давлении в области больших давлений [25]: \blacktriangle — 573 K (0,62); \triangle — 673 K (0,63); \bullet — 773 K (0,63); \circ — 873 K (0,57)

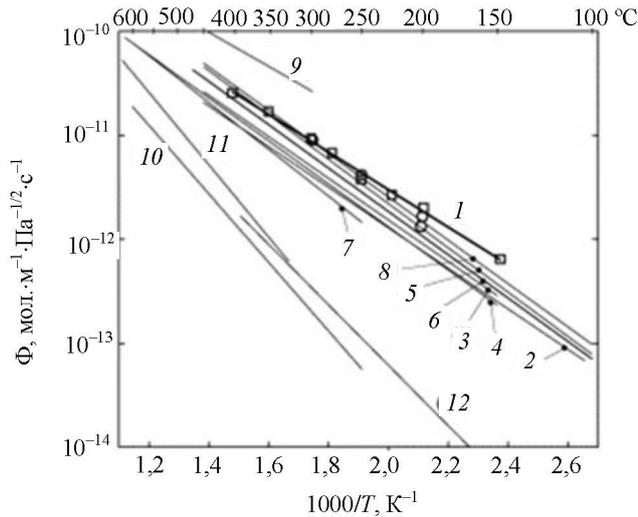


Рис. 9. Водородопроницаемость стали ODS-EUROFER и других сталей: 1 — ODS-EUROFER; \circ — EUROFER (FZK); 2, 3 — EUROFER 97; 4 — OPTIFER-IVb; 5 — F82H; 6, 7 — MANET; 8 — Batman; 9 — α -Fe; 10, 11 — SS316L; 12 — Incoloy 800 [8]

диффузии и констант Сивертса для данных сталей.

Вряд ли можно вслед за авторами работы [8] утверждать, что коэффициент диффузии в ODS-EUROFER существенно меньше, чем в обычной стали Еврофер, основываясь только на том, что экспериментальные точки для стали ODS-EUROFER лежат ниже, чем для обычной стали Еврофер. Вполне возможно, что в данном случае играют роль водородные ловушки, появляющиеся в ODS-EUROFER и не учтённые при обработке экспериментальных результатов. Действительно, ловушки будут приводить к уменьшению эффективного коэффициента диффузии, но только до тех пор, пока они не заполнены. Поэтому приведённые данные по коэффициентам диффузии вряд ли можно использовать для прогнозирования работы данных сталей в качестве конструкционных материалов реактора ДЕМО. Ошибки в определении температурных зависимостей коэф-

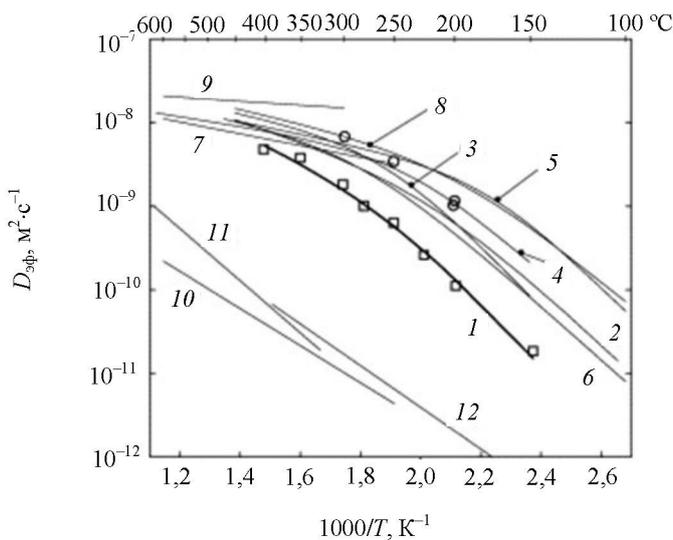


Рис. 10. Зависимость коэффициента диффузии от обратной температуры: \square и 1 — ODS-EUROFER; \circ — EUROFER (FZK); 2, 3 — EUROFER 97; 4 — OPTIFER-IVb; 5 — F82H; 6, 7 — MANET; 8 — Batman; 9 — α -Fe; 10, 11 — SS316L; 12 — Incoloy 800 [8]

В работе [8] исследована водородопроницаемость дисперсно-упрочнённой стали ODS-EUROFER. Полученные результаты сравниваются с результатами для водородопроницаемости других сталей (рис. 9).

Видно, что проницаемость стали ODS-EUROFER незначительно выше, чем проницаемость обычной стали Еврофер. В целом водородопроницаемость примерно одинакова для всех низкоактивируемых ферритно-мартенситных сталей и существенно выше, чем проницаемость аустенитной стали SS316L.

Что касается данных по коэффициентам диффузии и константам Сивертса, приведённых в работе [8], то их достаточно трудно интерпретировать. Зависимости, показанные на рис. 10 и 11, имеют нелинейный характер и, следовательно, отражают некоторые эффективные величины, а не реальные значения коэффициентов

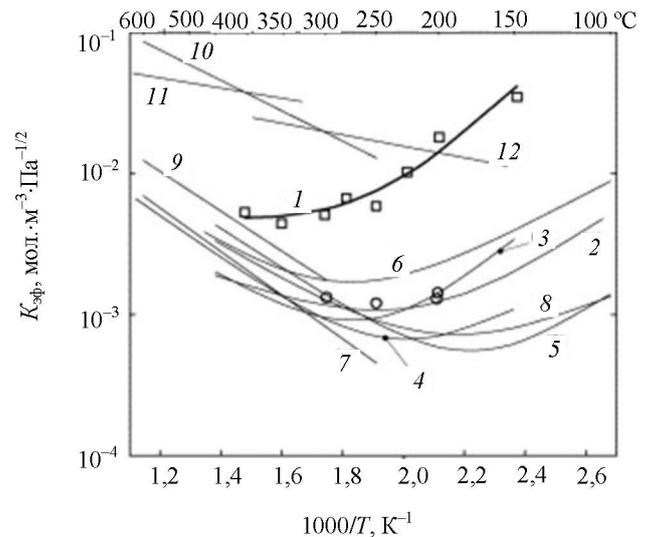


Рис. 11. Зависимость константы Сивертса от обратной температуры: \square и 1 — ODS-EUROFER; \circ — EUROFER (FZK); 2, 3 — EUROFER 97; 4 — OPTIFER-IVb; 5 — F82H; 6, 7 — MANET; 8 — Batman; 9 — α -Fe; 10, 11 — SS316L; 12 — Incoloy 800 [8]

фициента диффузии неминуемо приводят к ошибкам в определении температурных зависимостей константы Сивертса. Необходимы дополнительные более тщательные эксперименты, которые позволили бы разделить подвижный и захваченный в ловушки водород и определить температурные зависимости истинного коэффициента диффузии. Эти данные особенно важны для определения профилей концентрации водорода в конструкционных материалах, которые определяют режимы их очистки от изотопов водорода, а также наработку радиогенного гелия из захваченного сталью трития.

Что касается влияния водорода на механические свойства кандидатных сталей, то таких данных очень немного. В работе [22] показано, что наводороживание приводит к возникновению трещин преимущественно в ферритной фазе дуплексной стали.

Сильное влияние водорода на механические свойства стали F82H наблюдалось в работе [23]. Водородное охрупчивание стали Еврофер-97 было исследовано в работе [28], в которой показано, что уже не слишком большое количество водорода приводит к потере пластичности. При этом фрактографический анализ в сканирующем электронном микроскопе выявляет хрупкое разрушение, включающее в себя как межкристаллитное, так и внутрикристаллитное разрушение.

ВЫВОДЫ

Подводя итоги, следует сказать, что как уровень активированности, так и механические свойства сталей требуют дальнейшей оптимизации. Что касается поведения водорода и гелия в кандидатных сталях, а также влияния этих газов на их механические свойства, этот вопрос исследован совершенно недостаточно. Необходимы более достоверные данные по истинным коэффициентам диффузии, константам растворимости, концентрации и энергетике ловушек. Особенно важными представляются исследования совместного влияния водорода и гелия на механические свойства кандидатных материалов. Было бы также интересно исследовать взаимодействие с водородом и гелием российской стали ЭК-181 и сравнить её с европейскими аналогами. Особый интерес представляют исследования деградации свойств сталей при высоких концентрациях гелия.



Татьяна Николаевна Компаниец,
доцент, к.ф.-м.н.
kompaniets@pobox.spbu.ru.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Laesser R. et al.** Structural materials for DEMO: the EU development, strategy, testing and modeling. — Fusion Engineering and Design, 2007, vol. 82, p. 511—520.
2. **Baluc N. et al.** Status of R&D activities on materials for fusion power reactors. — Nucl. Fus., 2007, vol. 47, p. S696—S717.
3. **Колотов В.П.** Теоретические и экспериментальные подходы к решению задач активационного анализа, гамма-спектрометрии и создания малоактивируемых материалов. Автореферат на соискание ученой степени доктора химических наук. Институт геохимии и аналитической химии им. В.И. Вернадского. Москва, 2007.
4. **Shaojun Liu, Qunying Huang, Chunjing Li, Bo Huang.** Influence of non-metal inclusions on mechanical properties of CLAM steel. — Fusion Engineering and Design, 2009, vol. 84, p. 1214—1218.
5. **Леонтьева-Смирнова М.В. и др.** Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181. — Перспективные материалы, 2006, т. 6, с. 40—44.
6. **Schäublin R., Henry J., Dai Y.** Helium and point defect accumulation: (i) microstructure and mechanical behaviour. — Comptes Rendus Physique, 2008, vol. 9, p. 389—400.
7. **Clueh R.L., Nelson A.T.** Ferritic/martensitic steels for next generation reactors. — J. of Nuclear Materials, 2007, vol. 371, p. 37—52.
8. **Esteban G.A., Peca A., Legarda F., Lindau R.** Hydrogen transport and trapping in ODS-EUROFER. — Fusion Engineering and Design, 2007, vol. 82, p. 2634—2640.
9. **Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Potapenko M.M. et al.** Structural materials for fusion power reactors — the RF R&D activities. — Nucl. Fusion, 2007, vol. 47, p. 1—10.
10. **Panin A.V., Chernov V.M., Leontieva-Smirnova M.V., Melnikova E.A.** Strengthening of the RAFMS Rusfer — EK181 through nanostructuring surface layers. — J. of Nucl. Mater., 2009, vol. 386—388, p. 466—470.
11. **Li Y.F., Nagasaka T., Muroga T., Huang Q.Y., Wu Y.C.** Effect of thermal ageing on tensile and creep properties of JLF-1 and CLAM steels. — J. of Nucl. Mater., 2009, vol. 386—388, p. 495—498.

12. **Jordanova J., Fischer U., Pereslavyev P. et al.** Assessment of the shielding efficiency of HCLL blanket for a DEMO-type fusion reactor. Report on 26th SOFT. Warsaw, 11—15 September 2006.
13. **Kimura A., Sugano R., Matsushita Y., Ukai S.** Thermal helium desorption behavior in advanced ferritic steels. — *J. Phys. Chem. Sol.*, 2004, vol. 66, p. 504—508.
14. **Chernov I.I., Kalashnikov A.N., Kalin B.A., Binyukova Yu. S.** Gas bubbles evolution peculiarities in ferritic-martensitic and austenitic steels and alloys under helium-ion irradiation. — *JNM*, 2003, vol. 323, p. 341—345.
15. **Kurtz R.J., Odette G.R., Yamamoto T. et al.** The transport and fate of helium in martensitic steels at fusion relevant He/dpa ratios and dpa rates. Report on the 12th Intern. Conf. on Fusion Reactor Materials. Santa Barbara, California, USA, 2005.
16. **Laesser R.** Tritium and Helium-3 in Metals. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York. 1990.
17. **Отчет по проекту МНТЦ № 2276.** Водород и радиогенный гелий в никеле и нержавеющей стали. Москва, 2006.
18. **Отчет по проекту МНТЦ № 3672.** Водород и радиогенный гелий в металлах. Москва, 2008.
19. **Bitsov I., Denisov E., Causey R. et al.** Hydrogen and radiogenic helium in nickel and stainless steel. Intern. Hydrogen Conf., Moran, Wyoming, USA, 2008, p. 45.
20. **Philipp V. et al.** Diffusion of helium in nickel. — *J. of Nucl. Mater.*, 1982, vol. 107, p. 271—279.
21. **Zakroczymski T., Owczarek E.** Electrochemical investigation of hydrogen absorption in a duplex stainless steel. — *Acta Materialia*, 2002, vol. 50, p. 2701—2713.
22. **Luu W.C., Liu P.W., Wu J.K.** Hydrogen transport and degradation of a commercial duplex stainless steel. — *Corrosion Science*, 2002, vol. 44, p. 1783—1791.
23. **Jung P., Liu C., Cheng J.** Retention of implanted hydrogen and helium in martensitic stainless steel and their effects on mechanical properties. — *JNM*, 2001, vol. 296, p. 165—173.
24. **Kurdyumov A., Denisov E., Malkov I. et al.** Effect of radiogenic helium on stainless steel 12Cr18Ni10Ti structural changes and hydrogen sorption. — *Fus. Sci. and Technology*, 2008, vol. 54, p. 493—496.
25. **Levchuk D., Koch F., Maier H., Bolt H.** Deuterium permeation through Eurofer and α -alumina coated Eurofer. — *JNM*, 2004, vol. 328, p. 103—106.
26. **Aiello A., Ricipito I., Benamati G., Valentini R.** Hydrogen isotopes permeability in Eurofer 97 martensitic steel. — *Fus. Sci. Technol.*, 2002, vol. 41, p. 872—876.
27. **Pisarev A., Shestakov V., Kulsartov S., Vaitonene A.** Surface effects in diffusion measurements: deuterium permeation through martensitic steel. — *Phys. Scr.*, 2001, vol. 94, p. 121—127.
28. **Maday M.F., Piloni L.** Hydrogen effects on tensile and fatigue properties of Eurofer'97. — *Fusion Engineering and Design*, 2005, vol. 75—79, p. 957—961.

Статья поступила в редакцию 13 апреля 2009 г.
Вопросы атомной науки и техники.
Сер. Термоядерный синтез, 2009, вып. 3, с. 16—24.