

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ВОДОРОДА С ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛЬЮ РУСФЕР-ЭК-181

*Е. А. Денисов, Т. Н. Компаниец, М. А. Мурзинова¹,
И. В. Шикин, А. А. Юхимчук*

Физический факультет государственного университета, г. Санкт-Петербург
¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
dr_livse@mail.ru

В работе изучалось влияние температуры отпуска на процессы взаимодействия водорода с российской ферритно-мартенситной сталью РУСФЕР-ЭК-181. Исследования проводились методом термодесорбционной масс-спектрометрии. На основании анализа результатов экспериментов с привлечением данных по структуре ферритно-мартенситных сталей, имеющих в литературе, можно сделать предположение, что выделение мелких карбидов приводит к существенному увеличению сорбции водорода.

Введение

Малоактивируемые ферритно-мартенситные стали рассматриваются как перспективные конструкционные материалы для термоядерных реакторов следующего поколения (ДЕМО) [1–4]. Отказ от аустенитных сталей, используемых в строящемся реакторе ИТЕР, связан с тем, что конструкционные материалы в ДЕМО должны работать при более высоких температурах и выдерживать большие нейтронные потоки и дозы. Главными преимуществами ферритно-мартенситных сталей являются их высокая теплопроводность, малый коэффициент термического расширения, высокое сопротивление распуханию, низкая скорость радиационной ползучести и относительно невысокий уровень наведенной активности. Немаловажна и их относительная дешевизна по сравнению со стоимостью сталей аустенитного класса.

В результате взаимодействия с нейтронами в конструкционных материалах реактора ДЕМО будут нарабатываться большие концентрации водорода и гелия. Атомы гелия и водорода, образовавшиеся в результате трансмутационных реакций, будут приводить к изменению служебных характеристик материала в результате водородного и гелиевого охрупчивания [5]. Это выдвигает на первый план задачу исследования процессов взаимодействия водорода с перспективными ферритно-мартенситными сталями, которые должны работать при дозах не менее чем $\sim 100\text{--}200$ сна, температурах $300\text{--}700$ °С и при очень высоких концентрациях гелия и водорода. Следует также отметить, что имеющиеся ферритно-мартенситные стали пока еще не полностью удовлетворяют требованиям, предъявляемым к конструкционным материа-

лам для реактора ДЕМО, особенно в отношении их механических свойств. Для улучшения комплекса механических свойств варьируют режимы термической и поверхностной упрочняющей обработки [6–13]. Происходящие при этом изменения структуры сталей (фазового состава, дисперсности фаз и т. д.) могут привести и к изменению процессов сорбции водорода. Поэтому представляется актуальным оценить, влияние условий термической обработки на сорбцию водорода во взаимосвязи со структурными изменениями, протекающими при различных температурах. На сегодняшний день процессы взаимодействия водорода с ферритно-мартенситными сталями изучены совершенно недостаточно [1, 6–8]. Исследования поведения водорода в ферритно-мартенситных сталях осложняются тем, что в зависимости от условий термообработки сталь может иметь разный фазовый состав: соотношение феррита, аустенита, мартенсита и карбидов, может варьироваться в широких пределах, также как и дисперсность структурных составляющих [9].

В данной работе исследована сорбция водорода сталью РУСФЕР-ЭК-181 после отпуска при различных температурах. Такие исследования представляют значительный интерес с точки зрения получения информации о влиянии структурно-фазового состава стали на способность сорбировать водород, что необходимо для дальнейшей оценки стали РУСФЕР-ЭК-181 как перспективного материала для термоядерных реакторов нового поколения.

Методика эксперимента

Образцы для исследования процессов сорбции и выделения водорода представляли собой ленты стали РУСФЕР-ЭК-181 толщиной 0,2 мм, длиной 40 мм и шириной 2 мм.

Для исследования кинетики взаимодействия образцов с водородом использовался метод термодесорбционной масс-спектрометрии (ТДС). Состав адсорбируемых и десорбируемых газов регистрировался масс-спектрометром. Температура образца измерялась с помощью хромель-алюмелевой или вольфрам-вольфрам-рениевой термопары, приваренной в центре образца. Образец помещался в вакуумную камеру, которая затем откачивалась до давления 10^{-7} торр. Перед каждым экспериментом образец нагревали до температуры 1000 °С со скоростью 1 °С/с [10], выдерживали при 1000 °С в течение 30 мин и охлаждали со скоростью 1–3 °С/с до комнатной температуры, что близко к скорости охлаждения массивных образцов на воздухе. Такая обработка обеспечивала, во-первых, удаление из образца и с его поверхности имеющегося водорода, и, во-вторых, формирование одинаковой во всех случаях исходной структуры стали. Данный режим обработки соответствует условиям закалки стали ЭК-181, которая выполняется при проведении традиционной термической обработки, включающей выдержку при 1050–1100 °С в течение 1 ч, охлаждение в воде или на воздухе и отпуск при 720 °С в течение 3 ч [11–13], и незначительно скорректирован с учетом малой толщины исследуемых образцов. Согласно [11, 12], после выдержки при 1050–1100 °С

и охлаждения на воздухе в стали ЭК-181 образуется мартенсит¹ и небольшое количество карбидов, которые выделяются в процессе самоотпуска. Возможно присутствие δ -феррита ($\leq 5\%$) [11] и прослоек остаточного аустенита [13]. Микроструктура образцов, использованных в данных экспериментах, после выдержки при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 30 мин и охлаждения в вакууме, представлена на рис. 1. В теле исходных зерен аустенита наблюдаются пакеты мартенситных пластин, границы которых декорированы дисперсными карбидами. Следовательно, выполненная обработка обеспечивает формирование микроструктуры, близкой к той, которую наблюдают после закалки массивных образцов [11].

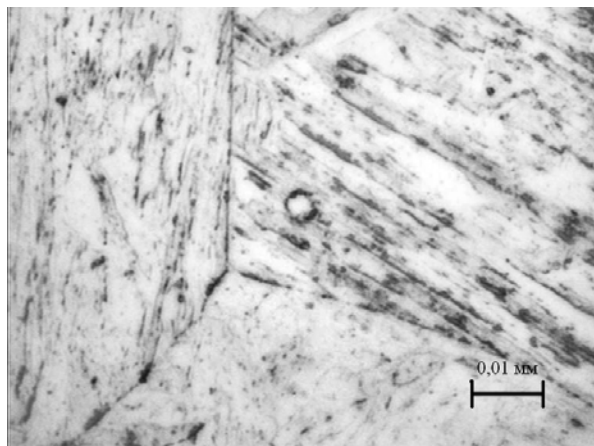


Рис. 1. Микроструктура стали ЭК-181 (лента толщиной 0,2 мм) после выдержки при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 30 мин и охлаждения в вакууме. (Оптическая металлография)

Закаленные образцы подвергали отпуску и насыщали водородом при $24\text{ }^\circ\text{C}$ и давлении 40 торр в течение 4 ч. Температуру отпуска ($T_{\text{отп}}$) изменяли от 120 до $720\text{ }^\circ\text{C}$, длительность отпуска составляла 30 мин. После окончания сорбции образцы охлаждали до комнатной температуры, и камеру откачивали до давления 10–7 торр. Затем производили линейный нагрев каждого образца до температуры $1000\text{ }^\circ\text{C}$ со скоростью $1\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ (спектр выделения водорода фиксировали масс-спектрометром при непрерывной откачке), образец выдерживали при температуре $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 30 мин. и охлаждали до комнатной температуры. Образцы выдерживали многократное повторение циклов обработки (закалка – отпуск – сорбция – десорбция) без существенного изменения спектра термовыделения водорода при одинаковых параметрах отпуска и сорбции.

¹Операцию термической обработки стали ЭК-181, включающую выдержку при $1050\text{--}1100\text{ }^\circ\text{C}$ и охлаждения на воздухе в литературе называют как «нормализацией», поскольку охлаждение с температуры существования аустенита проводится на воздухе, так и «закалкой», поскольку после такой обработки в этой стали аустенит претерпевает мартенситное превращение. Термин «закалка», на наш взгляд, является более точным и используется далее в тексте статьи.

Результаты и обсуждение

При нагреве образца со скоростью $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ выделение водорода происходило в интервале от 50 до $300\text{--}400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Затем сигнал масс-спектрометра, соответствующий молекулярному водороду, спадал практически до уровня фона. При высоких температурах ($\sim 800\text{ }^{\circ}\text{C}$) снова наблюдалось увеличение потока водорода, которое не зависело от исследуемого объекта и связано с десорбцией водорода с держателей и деталей установки. В связи с этим, мы будем рассматривать спектры термовыделения водорода до $400\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Рассмотрим, как влияет температура отпуска на спектры термовыделения водорода, сорбированного при комнатной температуре (рис. 2, 3). Экспериментальные спектры условно разделены на три группы. Первая группа спектров термовыделения водорода (рис. 2) получена с образцов, которые подвергали отпуску при температурах ($T_{\text{отп}}$) от 120 до $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (температуры низкого отпуска). В эту же группу входит спектр термовыделения с исходного закаленного образца (кривая 1). Вторая группа включает спектры, полученные с образцов, отпущенных при $T_{\text{отп}} = 400\text{--}550\text{ }^{\circ}\text{C}$ (температуры среднего отпуска) и третья - с образцов, отпущенных при $T_{\text{отп}} = 600\text{--}720\text{ }^{\circ}\text{C}$ (температуры высокого отпуска) [14]. Спектры второй и третьей группы представлены на рис. 3.

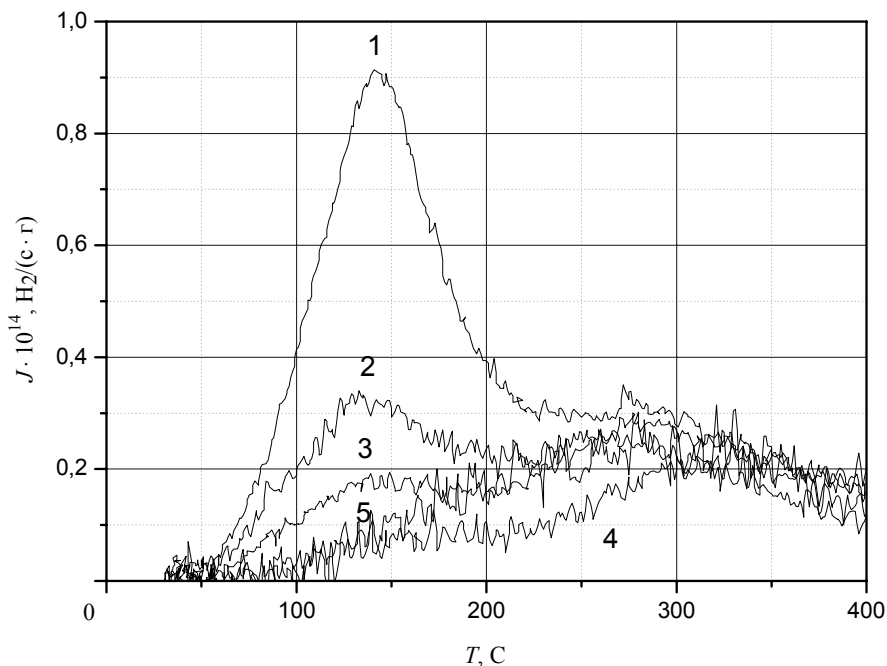


Рис. 2. Влияние температуры отпуска стали РУСФЕР-ЭК-181 на термовыделение водорода: 1 – закаленный образец; 2 – $T_{\text{отп}} = 120\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 – $T_{\text{отп}} = 170\text{ }^{\circ}\text{C}$; 4 – $T_{\text{отп}} = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$; 5 – $T_{\text{отп}} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Сорбция водорода при температуре $24\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t = 4\text{ ч}$, давление водорода 40 торр

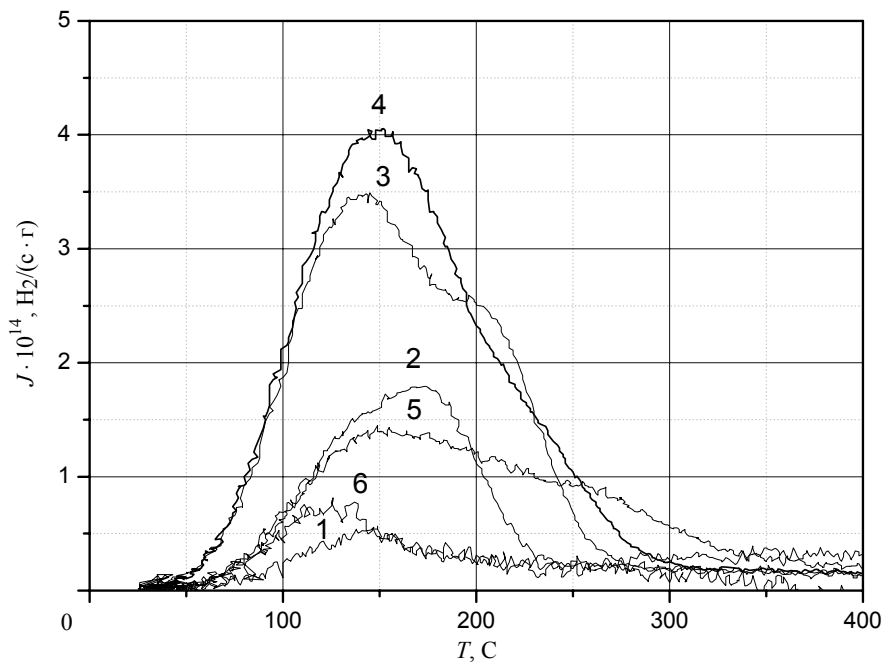


Рис. 3. Термовыделение водорода из образцов РУСФЕР-ЭК-181 после отпуска при различных температурах: 1 – $T_{\text{отп}} = 400$ °C; 2 – $T_{\text{отп}} = 500$ °C; 3 – $T_{\text{отп}} = 550$ °C; 4 – $T_{\text{отп}} = 600$ °C; 5 – $T_{\text{отп}} = 650$ °C; 6 – $T_{\text{отп}} = 720$ °C. Сорбция водорода при температуре 24 °C; $t = 4$ ч, давление водорода 40 торр

В спектрах термовыделения, объединенных в первую группу (рис. 2), наблюдается два максимума выделения водорода: I – при температуре около 150 °C и II – при $T \sim 300$ °C. Количество водорода в первом состоянии существенно уменьшается с повышением температуры отпуска, а во втором – изменяется очень слабо.

Рассмотрим возможные причины изменения спектров термодесорбции водорода при повышении температуры отпуска, используя известные закономерности структурных изменений, протекающих при закалке и отпуске комплексно легированных сталей на основе системы Fe-12Cr-C, которые описаны в работах [14–18], и соответствующие данные, полученные для стали ЭК-181 [11–13]. Привлечение данных о структурных изменениях, протекающих при отпуске сталей системы Fe-12Cr-C, связано с ограниченностью таковых для стали ЭК-181 при $T_{\text{отп}} < 720$ °C, и допустимо, т. к. микроструктура стали ЭК-181 в закаленном состоянии, описанная в работах [11–13] и приведенная на (рис. 1) для исследованных образцов, соответствует наблюдаемой в феррито-мартенситных сталях этой системы. В частности показано [17, 18], что при температурах нагрева под закалку в таких сталях присутствуют твердые растворы углерода и легирующих элементов в α – (ОЦК) и γ – (ГЦК) растворах на основе железа, если время выдержки достаточно для полного растворения карбидов. С увеличением температуры нагрева под закалку и времени

выдержки² возрастает количество δ -феррита, а после закалки – и доля остаточного аустенита [17, 18] Мартенситное превращение в феррито-мартенситных сталях близкого химического состава развивается при сравнительно высоких температурах: $M_n = 400\text{--}350\text{ }^\circ\text{C}$, $M_k (90\%) = 280\text{--}200\text{ }^\circ\text{C}$ (M_n и M_k – точки начала и окончания мартенситного превращения) [17, 19], поэтому в ходе закалочного охлаждения могут развиваться процессы самоотпуска с выделением дисперсных метастабильных карбидов [14, 16–18].

Нагрев закаленной стали приводит к распаду мартенсита и остаточного аустенита, в результате чего формируется феррито-карбидная структура. Полнота развития этих процессов определяется температурой нагрева и длительностью выдержки – условиями отпуска.

После выдержки сталей с мартенситной структурой, при $T_{\text{отп}} < 200\text{--}300\text{ }^\circ\text{C}$, наблюдают скопления атомов углерода, для образования которых необходимо перемещение атомов углерода на малые расстояния (меньше размера кристалла мартенсита) и когерентные промежуточные (метастабильные) карбиды с гексагональной (ϵ -карбиды состава Fe_2C) или ромбической решеткой [14, 16, 17]. В стали ЭК-181 скопления атомов углерода вблизи дислокаций (атмосферы Коттрелла) могли возникнуть при самоотпуске, наряду с метастабильными карбидами «типа Fe_3C » [11]. Повышение температуры отпуска в указанном диапазоне может приводить к увеличению количества скоплений в единице объема материала и количества атомов углерода в скоплениях [14, 16]. При этом заметно уменьшается упругая энергия, связанная с искажениями решетки мартенсита атомами углерода, расположенными в междоузлиях [14] (микродоформация³ решетки), однако пресыщенность α -твердого раствора по углероду остается значительной. Величина микродоформации α -решетки 403 стали после закалки и отпуска в интервале температур от 100 до 800 $^\circ\text{C}$ экспериментально определена в работе [20]. Показано, что микродоформация α -решетки уменьшается с $\sim 0,0043$ в закаленном состоянии до $\sim 0,0031$ – после отпуска при 300 $^\circ\text{C}$. При этом растворимость водорода в стали тоже уменьшается с $4 \cdot 10^{-3}$ до $2 \cdot 10^{-4}$ моль/см³ Fe. Этот результат качественно согласуется с данными, представленными на рис. 2, 4.

Выполненный анализ позволяет считать, что структурное состояние стали ЭК-181 после закалки и низкого отпуска отличается главным образом величиной микродоформации α -решетки, связанной с расположением атомов углерода по междоузлиям и вблизи дислокаций. С повышением температуры отпуска до 300 $^\circ\text{C}$ облегчается переход атомов углерода из междоузлий к дислокациям, что приводит к уменьшению микродоформации решетки и одновременному увеличению концентрации атомов углерода вблизи дислокаций. Оба эффекта вызывают уменьшение сорбции водорода сталью при комнатной температуре и, соответственно, уменьшение термовыделения водорода при последующем нагреве. Согласно [20], определяющее влияние на сорбцию водорода

²Использованы экспериментальные данные для 403 и 410 сталей состава Fe-12 % Cr-0,15 % C-1 % Mn-(0,5–1 %) Si.

³В русскоязычной литературе чаще используется термин «микронапряжения».

оказывает величина микродеформации решетки. Поэтому можно предположить, что первый максимум в спектре термодесорбции (рис. 2) связан с выделением водорода из мартенсита – пересыщенного по углероду и легирующим элементам α -раствора на основе железа. Заметное уменьшение его интенсивности при повышении температуры отпуска до 200–300 °С обусловлено уменьшением величины микродеформации α -решетки.

Повышение температуры отпуска стали ЭК-181 с 300 до 550–600 °С кардинально изменяет характер ее взаимодействия с водородом. 1). Быстро увеличивается количество сорбированного водорода (рис. 3, 4). 2). После отпуска при 400 °С слабо увеличивается интенсивность низкотемпературного максимума (~ 150 °С, который приписывали выходу водорода из α -решетки). 3). После отпуска при 500, 550 и 600 °С появляются еще 2 максимума (хорошо различимые на кривой 4 – $T_{\text{отп}} = 550$ °С) – при ~ 125 и ~ 200 °С – интенсивность которых быстро, но по разному, увеличивается с повышением температуры отпуска.

В интервале температур ~ 300 –400 °С подвижность атомов углерода становится достаточной для их перемещения на расстояния, соизмеримые с размерами кристаллов мартенсита, тогда как диффузионное перераспределение атомов железа и легирующих элементов практически подавлено [14–17]. Поэтому после отпуска сталей системы Fe-12 % Cr-C при температурах 400–450 °С образуются мелкие когерентные частицы легированного цементита $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$, которые имеют такую же (орторомбическую) кристаллическую решетку как и цементит – Fe_3C [14–17]. В комплексно легированных сталях, таких как сталь ЭК-181, легированный цементит может содержать Mn и W [21].

При температурах выше 400–450 °С начинают диффундировать атомы металлов, [14–17]. В этих условиях становится возможным образование специальных карбидов, в состав которых входят атомы железа, легирующих элементов и углерода, но тип решетки отличается от решетки цементита [14–17]. Например, в феррито-мартенситной стали, содержащей 12,2 % Cr и 0,9 % углерода, после закалки с 1100 °С и последующего отпуска в течение 1 ч при температурах от 525 до 625 °С наблюдали когерентные специальные карбиды $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ [17]. При выделении дисперсных когерентных и полуккогерентных карбидов быстро увеличивается не только удельная протяженность межфазных поверхностей раздела, но и величина упругой микродеформации α -решетки вблизи когерентных межфазных границ α -раствор/карбид [15–17]. Так увеличение температуры отпуска 403 стали с 300 до 500 °С привело к росту величины микродеформации α -решетки до значений, характерных для мартенситной структуры, что авторы связывают с выделением при 500 °С когерентных карбидов хрома состава $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$. При этом растворимость водорода в стали возросла с $2 \cdot 10^{-4}$ до $6 \cdot 10^{-2}$ моль/см³ Fe [20].

В комплексно легированных сталях (таких как сталь ЭК-181), содержащих наряду с хромом более сильные карбидообразующие элементы, такие как W, V, Ta, Ti, а также N, при $T_{\text{отп}}$ выше 500 °С образуются некогерентные двойные специальные карбиды состава MC (VC, TaC, TiC) или M₂C (W₂C), нитри-

ды MN и карбонитриды M(NC) [14, 16, 21]. На ранних стадиях выделения карбида и нитриды V, Ta и Ti имеют размеры несколько нанометров, кроме того, карбида и нитриды V и Ti неограниченно взаимно растворимы, поэтому их экспериментальная идентификация чрезвычайно сложна [12]. Рост этих карбидов обеспечивается диффузией V, Ta и Ti, которая намного выше по субграницам мартенситных реек и границам бывших аустенитных зерен, чем в объеме α -кристаллов. Поэтому более крупные специальные карбида наблюдаются именно в этих участках структуры. Тем не менее, даже после отпуска в течение нескольких часов при 600–650 °C размеры частиц VC и TiC составляют 15–30 нм [14]. Присутствие столь дисперсных частиц на дислокациях и субграницах эффективно тормозит их перемещение, поэтому уменьшение плотности дислокаций и замена реечной «мартенситоподобной» дислокационной структуры феррита на равноосную полигонизованную обычно наблюдается после отпуска при температурах выше 650 °C. Например, при введении в сталь 40 ванадия в количестве 0,2 % привело к повышению температуры начала полигонизации с 550 до 680 °C [14].

Из приведенного анализа следует, что повышение температуры отпуска от 400 до 550 °C может приводить к сложному изменению фазового состава стали ЭК-181, который необходимо исследовать. Тем не менее, с достаточной достоверностью можно полагать, что повышение температуры отпуска в указанном диапазоне приводит к увеличению доли дисперсных специальных карбидов (M_7C_3 , $M_{23}C_6$, MC и нитридов MN), состав и количественное соотношение которых изменяется с повышением температуры отпуска. При этом резко увеличивается удельная протяженность межфазных границ, величина микродеформации α -решетки, несмотря на то, что плотность дислокаций практически не изменяется. Возможно развитие коалесценции⁴ карбидов хрома и срыв когерентности на их межфазных границах [14, 15].

В связи со сказанным можно предположить, что сложный профиль спектров термодесорбции водорода (кривые 1–4 рис. 3), связан с выделением водорода, сорбированного дисперсными специальными карбидами разного состава и/или их межфазными границами, которые после отпуска при 500–650 °C могут одновременно присутствовать в структуре стали ЭК-181.

Отпуск стали ЭК-181 при 650 и, особенно, при 720 °C приводит к резкому уменьшению количества сорбированного водорода. Профиль спектра термодесорбции, полученный с образца, подвергнутого отпуску при 650 °C (кривая 5 рис. 3) остается сложным. Это, вероятно, связано с одновременным присутствием в его структуре частиц состава M_7C_3 , $M_{23}C_6$ [17], MC и MN [14, 21]. Коалесценция карбидов и нитридов ванадия, талия и титана, для которых

⁴Коалесценция карбидов – это процесс роста более крупных частиц за счет растворения более мелких (того же сорта) [См]. Объемная доля карбидов при коалесценции практически не меняется, но уменьшается удельная протяженность межфазных границ – величина удельной поверхности частиц обратно пропорциональна их линейному размеру. Развитие коалесценции карбидов контролируется скоростью диффузии карбидообразующего элемента замещения в α -растворе.

характерна высокая прочность связи атомов [17, 21], при 650 °С развивается вяло, тогда как коалесценция карбидов хрома достаточно быстро [14, 21], что приводит к уменьшению удельной протяженности межфазных границ раздела. После отпуска при температурах выше 700 °С карбиды состава M_7C_3 не обнаруживаются [17]. Формируются сравнительно крупные карбиды $M_{23}C_6$ [20] и развивается коалесценция двойных карбидов, в результате этого исчезает закрепление дислокаций дисперсными частицами, происходит их перераспределение и аннигиляция, быстро уменьшается микродеформация α -решетки [20].

На рис. 4 приведена зависимость полного количества водорода, сорбированного при комнатной температуре сталью ЭК-181 от температуры отпуска, полученная интегрированием ТДС кривых по времени в интервале температур 24–400 °С. Видно, что после отпуска при температуре 720 °С, рекомендованного для получения удовлетворительных прочностных свойств [19, 22], сталь сорбирует весьма малое количество водорода.

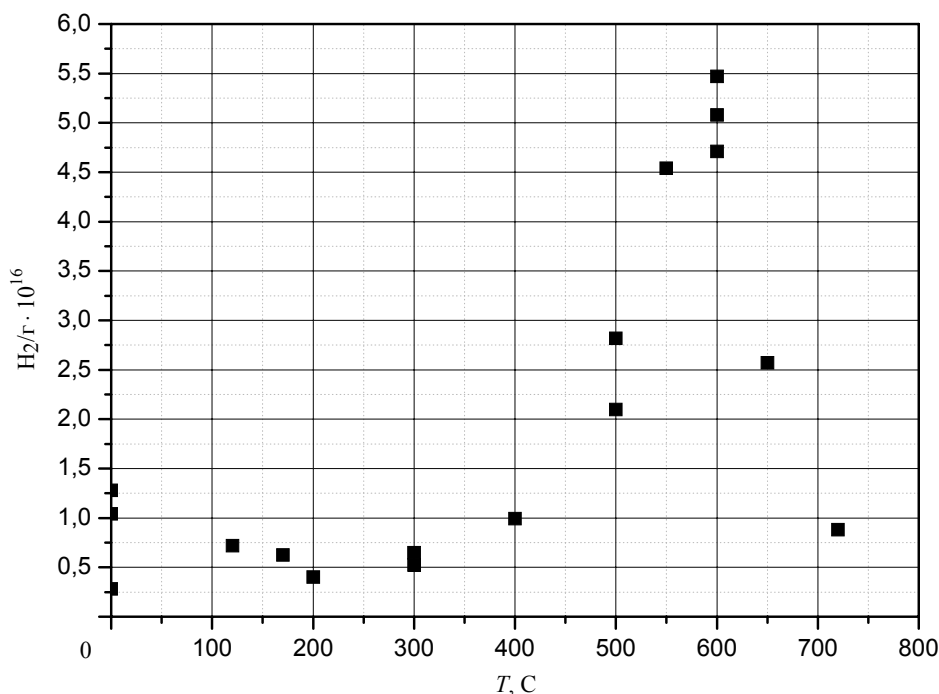


Рис. 4. Влияние температуры отпуска стали РУСФЕР-ЭК-181 на количество водорода, сорбированного в течение 4 ч при комнатной температуре и давлении 40 торр, на грамм образца

Если бы данный класс сталей полностью удовлетворял всем требованиям, предъявляемым к конструкционным материалам реактора ДЕМО, полученный результат можно было бы считать более чем удовлетворительным. Однако, в настоящее время предпринимаются усилия по улучшению прочностных свойств ферритно-мартенситных сталей путем уменьшения размеров МХ карбидов/карбонитридов [23]. В связи с этим, следует обратить внимание

на то, что существенное увеличение сорбции водорода наблюдается после отпуска при температурах 500–650 °С, т. е. именно в том температурном интервале, в котором происходит выделение мелких карбидов/карбонитридов. Влияние карбидов/карбонитридов ванадия на сорбцию водорода отмечалось в работе [24]. Поэтому не исключено, что попытки улучшить прочностные свойства сталей приведут к ухудшению их свойств по отношению к водороду.

Выводы

В результате исследования влияние температуры отпуска на сорбцию водорода сталью Русфер-ЭК-181 при комнатной температуре получено:

1. При низком отпуске и при отпуске при температуре 720 °С сорбция водорода сталью Русфер-ЭК-181 минимальна.

2. Отпуск в интервале температур 500–650 °С приводит к существенному увеличению сорбции водорода.

3. Анализ литературных данных позволяет сделать вывод о том, что этот эффект связан с выделением водорода, сорбированного дисперсными специальными карбидами разного состава и/или их межфазными границами, которые после отпуска при 500–650 °С могут одновременно присутствовать в структуре стали ЭК-181.

4. Для дальнейшего уточнения роли отдельных фаз в процессах сорбции водорода нужны подробные структурные исследования.

Авторы благодарят проф. В. М. Чернова за предоставление образцов стали РУСФЕР-ЭК-181.

Список литературы

1. Sh. Liu, Q. Huang, Ch. Li, B. Huang. Influence of non-metal inclusions on mechanical properties of CLAM steel // *Fusion Engineering and Design*. 2009. Vol. 84. P. 1214–1218.

2. Леонтьева – Смирнова М. В. и др. Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 // *Перспективные материалы*. 2006. № 6. С. 40–44.

3. Robin S., Jean H., Yong D. Helium and point defect accumulation: microstructure and mechanical behaviour // *Comptes Rendus Physique*. 2008. Vol. 9. P. 389–400.

4. Klueh R. L., Nelson A. T. Ferritic/martensitic steels for next generation reactors // *J.N.M.* 2007. Vol. 371. P. 37–52.

5. Юхимчук А. А. Актуальные задачи тематики «Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами» // *ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез*. 2009. Вып. 3. С. 49–55.

6. Chernov V. M. et al. Structural materials for fusion power reactors – the RF R&D activities // *Nucl. Fusion*. 2007. Vol. 47. P. 1–10.

7. Panin A. V. et al. Strengthening of the RAFMS Rusfer — EK181 through nanostructuring surface layers // J.N.M. 2009. P. 386–388, 466–470.
8. Li Y. F., Nagasaka T., et al. Effect of thermal ageing on tensile and creep properties of JLF-1 and CLAM steels // J.N.M. 2009. P. 386–388, 495–499.
9. Zakroczymski T., Owczarek E. Electrochemical investigation of hydrogen absorption in a duplex stainless steel // Acta Materialia. 2002. Vol. 50. P. 2701–2713.
10. Денисов Е. А. и др. Влияние радиогенного гелия на сорбцию и термодесорбцию водорода никелем // Сб. докл. Третьей международной конференции и Третьей международной Школы молодых ученых и специалистов «Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами». Саров, 2008.
11. 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-EK-181) // Перспективные материалы. 2006. № 6. С. 40–52.
12. Тюменцев А. Н., Чернов В. М., Леонтьева – Смирнова М. В. и др. Особенности микроструктуры феррито-мартенситной (12 % Cr) стали ЭК-181 после термообработок по разным режимам // ЖТФ. 2012. Вып. 1, № 82. С. 52–58.
13. Синякова Е. А. Механизмы деформации и разрушения ферритно-мартенситной стали ЭК-181: влияние нано(субмикро)-структурного поверхностного слоя / Автореф. дисс. на соискание ученой степени кандидата технических наук. Томск, 2012.
14. Смирнов М. А., Счастливец В. М., Журавлев Л. Г. Основы термической обработки стали: учебное пособие. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. С. 495.
15. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов, 4-е издание. М.: Металлургия, 1986. С. 480.
16. Leslie W. C., Hombogen E. Physical metallurgy of steels. In Physical Metallurgy, Fourth, revised and enhanced edition / Edited by Robert W. Cahn, Peter Haasen. Vol. II. North-Holland, 1996. P. 1042.
17. Гудремон Э. Специальные стали. Издание второе сокращенное и переработанное / Пер. с нем. Под ред. А. С. Займовского, М. Л. Бернштейна, В. С. Меськина. Т. 1. М: Металлургия, 1966. С. 737.
18. Heat Treating of Stainless Steels. Revised by Joseph Douthett. ASM Handbook 4. 1990. P. 769–792.
19. Danon A., Alamo A. Behavior of Eurofer97 reduced activation martensitic steel upon heating and continuous cooling // J.N.M. 2002. P. 307–311, 479–483.
20. Sakamoto Y., Hanada U. Effect of heat treated structure on diffusion of hydrogen in martensitic type 403 stainless steel // Trans. JIM. 1977. Vol. 18. P. 466–470.
21. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. Учебник для вузов. М.: Металлургия, 1985. С. 408.
22. Тюменцев А. Н., Чернов В. М., Леонтьева – Смирнова М. В. Особенности микроструктуры феррито-мартенситной (12 % Cr) стали ЭК-181 после термообработок по разным режимам // ЖТФ. 2012. № 82. С. 52–58.
23. Klueh R. L., Hashimoto N., Maziasz P. J. Development of new nano-particle-strengthened martensitic steels // Scripta Materialia. 2005. № 53. С. 275–280.
24. Yokota T., Shiraga T. Evaluation of hydrogen content trapped by vanadium // JSIJ International. 2003. Vol. 43. P. 534–538.

INVESTIGATION OF HYDROGEN INTERACTION WITH FERRITE-MARTENSITE STEEL RUSFER-EK-181

E. A. Denisov, T. N. Kompaniets, I. V. Shikin, A. A. Yukhimchuk

Saint.-Petersburg State University, Physical Faculty
dr_livse@mail.ru

Effects of thermal treatment on the processes of hydrogen interaction with Russian ferrite-martensite steel RUSFER-EK-181 has been investigated. The studies were performed by means of thermal programmed desorption technique. On the basis of experimental results and data on the structure of ferrite-martensite steels available in literature is possible to conclude that precipitation of fine carbides/carbonitrides results in appreciable increase of hydrogen sorption.