

Водород и гелий в никеле и стали 12X18H10T

© Е.А. Денисов,¹ Т.Н. Компаниец,¹ А.А. Юхимчук,² И.Е. Бойцов,² И.Л. Малков²

¹ Физический факультет Санкт-Петербургского государственного университета, 198504 Санкт-Петербург, Россия

² Российский федеральный ядерный центр — Всесоюзный научно-исследовательский институт экспериментальной физики, 607188 Саров, Нижегородская область, Россия
e-mail: kompaniets@pobox.spbu.ru

(Поступило в Редакцию 31 октября 2012 г.)

Приведен краткий обзор результатов, полученных при исследовании влияния гелия на сорбцию водорода и механические свойства никеля и нержавеющей стали 12X18H10T. Наличие гелия в матрице металла приводит к существенной потере пластичности этих материалов. Показано, что присутствие ³He в стали 12X18H10T приводит к возникновению нового высокоэнергетического состояния — ловушек для водорода.

Введение

В конце 50-х годов XX в., когда водородная и термоядерная энергетика была весьма отдаленной перспективой, Н.И. Ионов уделял большое внимание проблеме водорода в конструкционных материалах. Н.И. Ионов был инициатором создания на кафедре электроники твердого тела физического факультета СПбГУ научной группы, задачей которой было исследование взаимодействия водорода с твердыми телами. Первоначально исследования были посвящены сугубо прикладным проблемам, связанным с измерениями водородопроницаемости конструкционных материалов для судостроительной промышленности [1–3]. С течением времени тематика исследований расширилась: были выполнены исследования по выявлению роли поверхностных процессов на скорость проникновения водорода [4] и предложены методы определения ряда поверхностных процессов из опытов по водородопроницаемости [5,6]; разработан метод концентрационных импульсов [7], позволивший исследовать параметры защитных покрытий на поверхности конструкционных материалов [8,9] и измерить параметры диффузии водорода в материалах, которые непригодны для изготовления вакуумно-плотных мембран [10–13]; выявлена связь степени заполнения *d*-оболочки и параметров диффузии и растворения водорода [14,15]. В последние годы основными направлениями работ лаборатории были исследования материалов для нужд термоядерной энергетике [16–22].

Помимо проблемы, связанной с отрицательным влиянием непосредственно водорода на служебные характеристики материалов, в термоядерных реакторах существует проблема гелиевого охрупчивания. Гелий в материалах термоядерных реакторов появляется как в результате облучения их альфа-частицами с энергией порядка 3.5 MeV, являющимися продуктами реакции дейтерия с тритием, так и в результате радиоактивного распада трития, накапливающегося в объеме материалов. Еще одним источником гелия являются ядерные реакции с нейтронами. По предварительным оценкам в

некоторых компонентах конструкции реактора ДЕМО будет накапливаться до 4000 appm He после 20 лет работы реактора [23]. Накопление гелия сопровождается образованием специфических дефектных структур. При этом происходит изменение (в основном — деградация) физико-механических свойств металлов и конструкционных материалов, т.е. так называемое „старение“, что оказывает влияние на их служебные характеристики. Ниже приводится краткий обзор результатов, полученных при исследовании влияния гелия на сорбцию водорода и механические свойства никеля (как модельного материала, для которого достаточно хорошо известны основные параметры транспорта водорода) и аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T.

1. Методика насыщения образцов гелием

Исследования поведения гелия в материалах и его влияния на их служебные характеристики представляет значительные трудности. Растворимость гелия в металлах очень мала. Гелий, являясь инертным газом, не образует связей с поверхностью металла (что необходимо для последующего растворения), поэтому для создания заметной концентрации He в матрице металла нужны специальные методы. Основными методами наработки гелия являются:

1. Образование He в матрице металла в результате ядерных реакций под действием нейтронов.
2. Облучение металла ионами He.
3. Тритиевый трюк.

Поскольку в настоящее время нет достаточно интенсивного источника нейтронов с энергией порядка 14 MeV, для наработки трития по первому методу используются нейтроны реакторов деления, имеющие другой энергетический спектр [24,25]. Чаще всего гелий в матрице металла нарабатывается в результате реакций нейтронов с изотопами бор-10 и никель-57, 58 [26,27], которыми специально легируется исследуемый материал.

Существенным недостатком метода облучения ионами гелия является малая длина торможения ионов, в этом случае He накапливается только в узкой приповерхностной области, и исследовать его влияние на механические свойства достаточно сложно. Следует отметить, что в первых двух методах создается большое количество дефектов в решетке и исследуемая система становится очень сложной. Фактически исследуется не система He–металл, а система He–металл–дефекты. Единственным исключением является имплантация He с энергиями ниже порога разрушений. Энергетический порог для смещения атомов решетки лежит обычно в интервале 10–40 eV. Понятно, что при малых энергиях ионов зона имплантации становится еще уже и составляет порядка 10 нм.

Суть метода тритиевого трюка состоит в насыщении исследуемых образцов тритием до заданной концентрации, последующей выдержке их для образования необходимых количеств гелия в результате распада трития и удалении остатков трития для получения радиационно безопасных и содержащих только гелий объектов исследования. Сам по себе тритиевый трюк не создает дефектов решетки, так как максимальная энергия отдачи, передаваемая атому ^3He , составляет не более 3.5 eV, что существенно меньше энергии, необходимой для создания дефектов. С помощью этого метода можно равномерно насытить большие образцы тритием и соответственно ^3He . Именно этот метод используется в наших работах.

Режим тритирования и последующей выдержки образцов был выбран так, чтобы избежать каких-либо структурных превращений в исследуемых материалах и уменьшить временные и материальные затраты при получении образцов с высоким содержанием ^3He . Для этого была разработана расчетно-экспериментальная методика, основные положения которой приведены в работе [28]. Методика предусматривает выполнение следующих этапов: насыщение образцов тритием (тритирование) до заданных концентраций, охлаждение тритированных образцов комнатной температуры и их последующая выдержка, при которой вследствие радиоактивного распада трития в них накапливается ^3He .

Тритирование образцов проводилось следующим образом [29]. Контейнер с образцами при комнатной температуре заполнялся тритием последовательно от металлгидридных источников на основе гидрида урана и ванадия до давления ~ 20 МПа. Затем контейнер нагревался до ~ 770 К, при этом давление в нем поднималось до ~ 50 МПа. Время тритирования при этих параметрах задавалось из условия насыщения образцов до равновесной и равномерной по сечению образца концентрации трития. По окончании тритирования образцов контейнер охлаждался до комнатной температуры со скоростью 0.1 K/s. После чего газ из него удалялся, кассеты с образцами извлекались и помещались в специальные пеналы для выдержки при комнатной температуре. В процессе выдержки тритированных образцов на специальных образцах периодически измерялись концентрации

трития и ^3He и на основании полученных результатов корректировались расчетные времена выдержки.

Детритизация образцов проводилась для снижения содержания трития в образцах до радиационно-безопасного уровня (удельное содержание трития в образце $\sim 10^6$ Вq/g) и для выявления влияния только гелия на физико-механические свойства материалов.

При тритировании и в процессе наработки гелия образцы подвергались длительному воздействию изотопов водорода при высоких температурах, что могло оказать влияние на исследуемые свойства образцов. Для оценки этого влияния образцы-свидетели проходили специальную подготовку в протии, полностью имитирующую воздействие процессов тритирования. Во всех экспериментах были исследованы образцы трех типов: исходные (А), образцы свидетели (В) и образцы с наработанным гелием (С).

2. Методика эксперимента

Образцы для исследования процессов сорбции и выделения водорода представляли собой ленты толщины 0.2 мм, длиной 40 мм и шириной 2 мм.

В большей части экспериментов был использован прямонакальный программируемый нагрев образцов. Общепринятая схема крепления образцов на пружинных держателях, используемая в экспериментах по термодесорбции и термодегазации, пригодна лишь для тугоплавких металлов и тонких проволок с относительно большим сопротивлением. Если используемые в наших опытах ленты были закреплены обычным способом, образцы нагревались неизотермично, что приводило к „размытому“ на большой температурный диапазон пику термовыделения водорода.

Для ликвидации этого недостатка была отработана новая схема крепления образцов (рис. 1). Образец 2 крепился через короткую никелевую полоску толщиной 0.1 мм и шириной 1 мм, которая приваривалась точечной сваркой к держателю 3, крепившемуся на два соседних токоввода 1. Такая система давала возможность прогрева токоподводящих контактов до начала термодегазации.

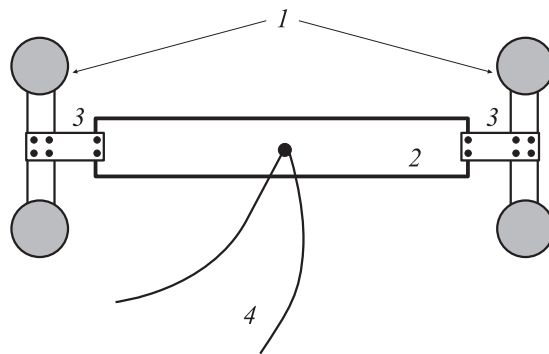


Рис. 1. Схема крепления образцов для исследования термовыделения газов: 1 — токовводы, 2 — образец, 3 — держатель, 4 — термосварка.

сорбционного эксперимента и за счет дополнительного сопротивления у концов образца обеспечивала его более равномерный прогрев. Температура образца регистрировалась хромель-алюмелевой термопарой, приваренной точечной сваркой к середине образца.

Для проведения высокотемпературных экспериментов по термовыделению ^3He применялись керамические ампулы с внешним подогревом. Необходимость в этом была вызвана тем, что при нагреве прямым пропусканием тока через образец уже при температуре около 1500 К, при которой только начиналось выделение ^3He , на образцах возникали участки локального перегрева, что приводило к их разрушению.

Сорбция водорода во всех экспериментах происходила при температуре 770 К, затем образцы охлаждались до комнатной температуры, и водород откачивался из установки. Нагрев образцов со скоростью 0.5 К/с осуществлялся прямым пропусканием через него переменного тока. Для регистрации продуктов термовыделения использовался масс-спектрометр.

Механические испытания образцов проводились на стандартных цилиндрических образцах (тип IV, № 9, ГОСТ 1497-84) с диаметром рабочей части 3 мм и расчетной длиной 15 мм [30]. Образцы подвергались растяжению с постоянной скоростью деформации $2.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. При испытаниях определялись: σ_b — временное сопротивление, $\sigma_{0.2}$ — условный предел текучести, δ_5 — относительное удлинение после разрыва, ψ — относительное сужение после разрыва.

Подробное описание установки для испытаний на растяжение образцов в газовых средах высокого давления — ее устройство, технические характеристики, методика и погрешности измерений — представлены в работе [31].

3. Экспериментальные результаты

Ниже приводится обобщение результатов, полученных при выполнении проектов МНТЦ № 2276 и 3672 [21,28–30,32–39].

Никель

Спектр термовыделения водорода из исходных образцов никеля приведен на рис. 2. Основной максимум выделения водорода из исходных образцов наблюдается при температуре 500 К (рис. 2) и соответствует выделению водорода, растворенного в регулярной решетке металла. На этом же рисунке приведена расчетная кривая выделения водорода, растворенного в объеме образца, полученная с использованием модели с граничными условиями третьего рода. Граничные условия третьего рода к уравнению диффузии предполагают достаточно малую скорость процессов на поверхности по сравнению со скоростью диффузионного переноса. Скорость поверхностных процессов была оценена путем анализа изотерм проницаемости [4,5]. Коэффициент диффузии

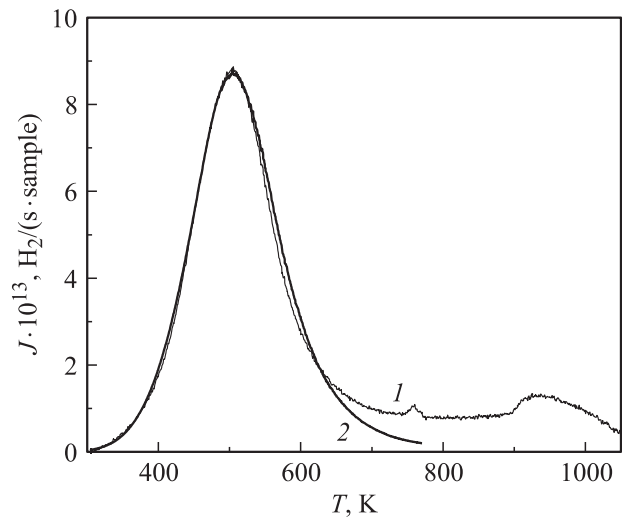


Рис. 2. Термовыделение водорода из исходных образцов никеля при линейном нагреве со скоростью 0.5 К/с после экспозиции в водороде при $P = 37.4$ Torr, $T = 770$ К в течение 60 min: 1 — экспериментальная зависимость, 2 — кривая, полученная в результате расчета по модели диффузионного выделения.

водорода в никеле был получен в опытах по водородопроницаемости. Наилучшее совпадение теоретической и экспериментальной кривых получалось при следующих параметрах термодесорбции водорода: предэкспоненциальный множитель $1.5 \cdot 10^{-18} \text{ cm}^4/\text{s}$ и энергия активации десорбции 43.2 kJ/mole.

Выделение ^3He из никеля начинается при температурах выше 1530 К, и спектр термовыделения представляет собой набор случайно возникающих в интервале температур 1540–1620 К остроугольных пиков (рис. 3). Наблюдаемый характер выделения гелия свидетельствует, по-видимому, о том, что ^3He выделяется вследствие разрушения пузырей, в которых к моменту выделения он находится в металле.

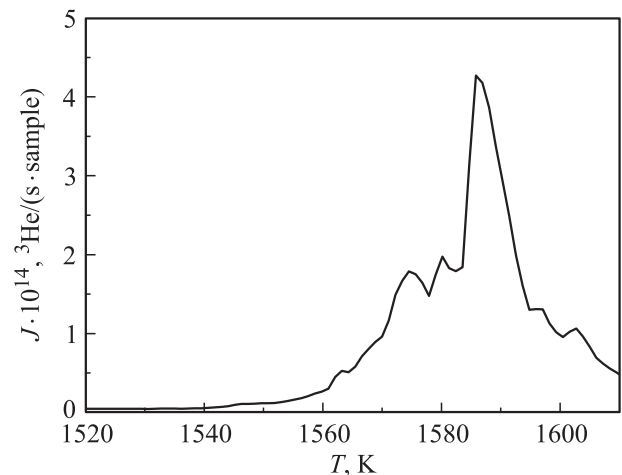


Рис. 3. Кривые выделения ^3He из образцов никеля, содержащих до 35 атрт ^3He , скорость нагрева — 0.5 К/с.

Эксперименты по водородопроницаемости образцов никеля, содержащих 5.6 атм ^3He , показали, что даже при температуре 300 К эти образцы проницаемы для молекулярного водорода. Судя по всему, это связано с проникновением водорода по макроскопическим дефектам, возникающим в процессе тритирования и выдержки образцов. Об этом свидетельствуют большая скорость установления потока (в течение нескольких секунд), линейная зависимость проникающего потока от давления, а также слабая зависимость проницаемости мембраны от температуры. Электронно-микроскопические исследования показали, что использованная нами технология наработки ^3He в никеле приводит к появлению пор и разрушению образца по границам зерен. Следует также отметить, что некоторое охрупчивание наблюдалось и для образцов-свидетелей, обработанных в протии (*B*), однако охрупчивание образцов с гелием существенно сильнее. Специальных исследований влияния гелия на механические свойства никеля авторы не проводили, потому что охрупчивание никеля, содержащего всего 5.6 атм гелия, было таким, что полоска никеля ломалась при первом сгибании.

Сталь 12X18H10T

Термовыделение водорода, сорбированного исходными образцами стали (*A*), представлено на рис. 4. Два максимума на кривой термовыделения свидетельствуют о том, что водород поглощается сталью в два основных состояния. Первое состояние имеет максимум термовыделения при температуре около 650 К. Это состояние связано с выделением водорода, растворенного в регулярной решетке и имеющего достаточно высокую подвижность. Количество водорода, растворенного в первом состоянии, приблизительно следует закону Сиверта (т.е. при больших временах сорбции количество водорода в этом состоянии было примерно пропорционально корню из давления водорода).

Второе состояние, характеризующееся максимумом термовыделения при температуре около 900 К, проявляет тенденцию к насыщению при увеличении давления. Концентрация водорода, сорбированного в этом состоянии, составляет величину порядка $7 \cdot 10^{18}$ ат/см³. Эта величина сопоставима с концентрацией вакансий и прочих структурных дефектов в стали. Это позволяет предположить, что второе состояние связано с захватом водорода на дефекты структуры.

В процессе термовыделения водорода нами не наблюдалось максимумов, соответствующих десорбции водорода непосредственно с поверхности образцов даже тогда, когда экспозиция в водороде происходила при комнатной температуре. Это свидетельствует, скорее всего, о значительном содержании неметаллических соединений на поверхности, уменьшающих коэффициент прилипания.

Принципиальные изменения в спектрах термовыделения наблюдаются для образцов, содержащих гелий (*C*).

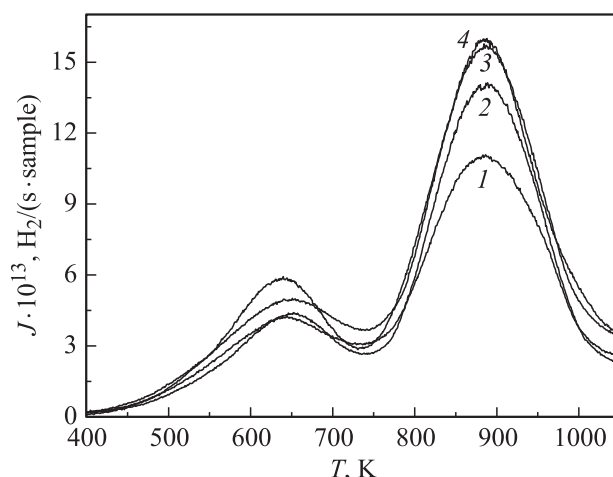


Рис. 4. Кривые термовыделения водорода из исходных образцов нержавеющей стали 12X18H10T после экспозиции в водороде. Давление водорода 20 Торр, температура сорбции 770 К. Время сорбции, min: кривая 1 — 6, 2 — 20, 3 — 30, 4 — 60.

Прежде всего для образцов типа *C* можно заметить ряд особенностей в поведении второго состояния. Для примера на рис. 5 приведена кинетика выделения водорода из образца, содержащего 160 атм ^3He , после его экспозиции в водороде в течение различного времени.

Отчетливо видно, что вместо одного состояния при $T \sim 900$ К наблюдаются два, причем появляется более высокотемпературное состояние с максимумом выделения при температуре приблизительно 950 К. Из-за этого кривая термовыделения при $T > 750$ К становится несимметричной, что особенно хорошо видно при малых временах экспозиции (3 и 6 min) и небольших давлениях. Далее наблюдается постепенное заполнение третьего состояния, за счет чего происходит общее смещение

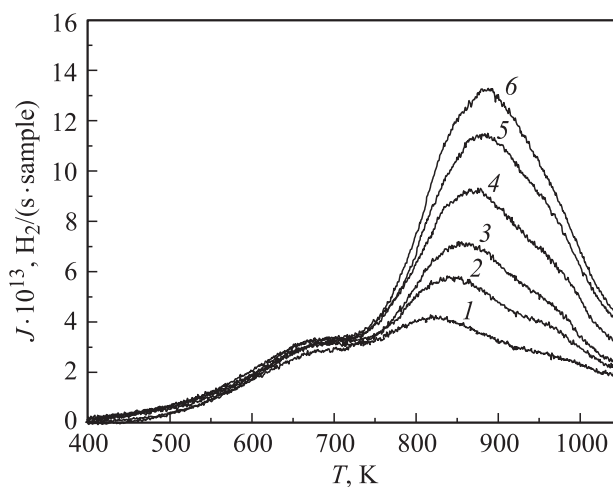


Рис. 5. Кривые термовыделения водорода при разных временах сорбции, полученные на образцах из стали 12X18H10T, содержащей 160 атм ^3He . Условия сорбции: давление водорода 20 Торр, $T = 770$ К. Время сорбции, min: кривая 1 — 3, 2 — 6, 3 — 10, 4 — 15, 5 — 30, 6 — 60.

суммарного максимума вправо. Это третье состояние непосредственно связано с радиогенным гелием, поскольку оно ранее не наблюдалось ни на образцах типа А, ни на образцах типа В. Сравнительные исследования сорбции водорода образцами, содержащими 75, 110 и 160 атм³He, при давлении водорода 20 Торт и температуре 770 К показали, что полное количество водорода, захваченного в ловушки, изменяется незначительно при увеличении концентрации гелия в образцах. Существенным различием являлось только то, что в образцах, содержащих радиогенный гелий, водород перераспределяется между двумя типами ловушек. Появление двух типов ловушек водорода для образцов, содержащих гелий, при незначительном общем увеличении количества ловушек свидетельствует о том, что гелий модифицирует часть исходных водородных ловушек.

На рис. 6 приведена энергетическая диаграмма взаимодействия водорода с сталью 12X18Н10Т, содержащей

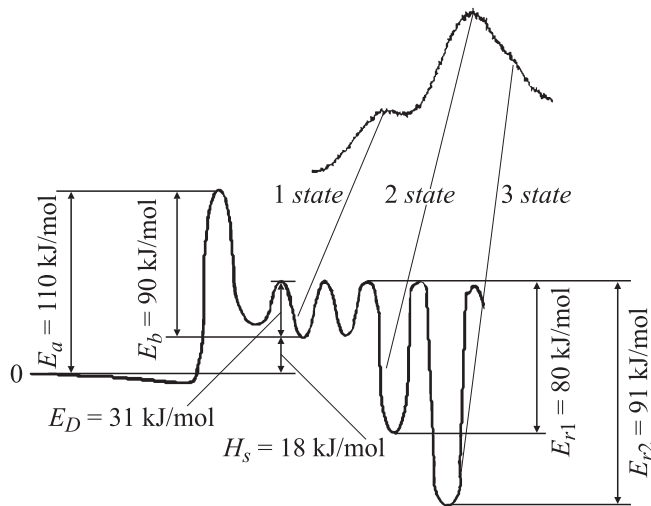


Рис. 6. Энергетическая диаграмма взаимодействия водорода со сталью 12X18Н10Т, содержащей 75 атм³He.

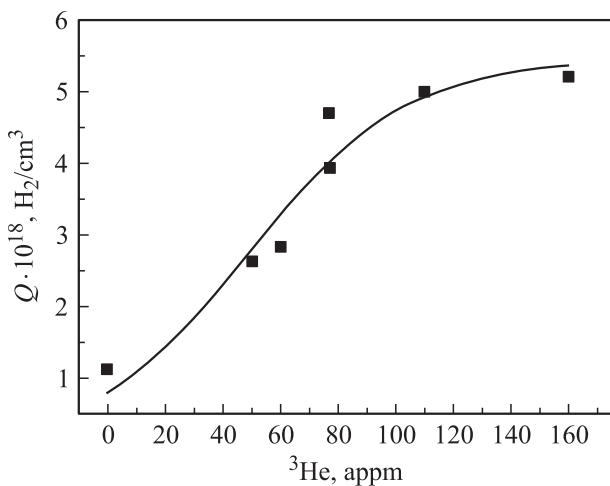


Рис. 7. Зависимость количества водорода в состояниях 2 и 3 от концентрации ³He в стали 12X18Н10Т.

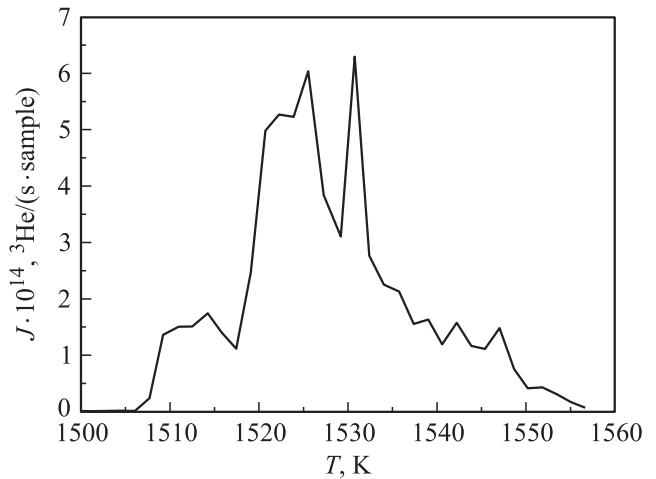


Рис. 8. Выделение ³He из образца типа С, содержащего 50 атм³He, в процессе линейного нагрева со скоростью 1 К/с.

75 атм³ He. При концентрациях ³He 160 атм³ величина E_{r1} была найдена равной 95 кДж/мол, а E_{r2} — 110 кДж/мол. На этой диаграмме первое энергетическое состояние связано с диффузионно подвижным водородом, второе — с захватом водорода в ловушки, а третье — с захватом водорода в ловушки, связанные с присутствием радиогенного ³He.

Общее количество водорода, захваченное в состоянии 2 и 3, увеличивается с ростом концентрации ³He (рис. 7) и при концентрациях более 100 атм³ стремится к насыщению. Анализируя рис. 7, 9 и 10 настоящей работы, можно ожидать, что при концентрациях ³He более 200 атм³ рост количества захваченного водорода в эти состояния может продолжиться. Для ответа на этот вопрос необходимы дополнительные исследования.

Выделение ³He происходит при повышении температуры до 1520 К в виде остроугольных пиков (рис. 8). В отличие от никеля наличие гелия внутри стали не приводило к ее катастрофическому охрупчиванию. Поэтому образцы с различным содержанием гелия были испытаны на растяжение в атмосфере водорода и гелия. Испытания проводились при трех температурах: 293, 573 и 873 К. Влияние радиогенного ³He на механические свойства стали 12X18Н10Т определялось по результатам испытаний на растяжение в среде инертного газа при давлении 80 МПа. Поскольку наличие гелия приводило к изменению характера термодесорбции водорода, представляло интерес исследовать также совместное действие водорода и гелия на механические характеристики стали. Влияние водорода и совместного воздействия ³He + водород на механические свойства стали 12X18Н10Т оценивалось по результатам испытаний на растяжение в среде водорода при давлении 80 МПа соответственно исходных образцов и образцов, содержащих ³He. Перед испытаниями в среде водорода образцы подвергались предварительному наводороживанию до предельной равновесной концентрации, соответствующей каждой испытательной температуре.

Таким образом, оценивалась чувствительность механических свойств стали к воздействию как внутреннего (растворенного), так и внешнего водорода.

Количественная оценка влияния соответствующего фактора воздействия (^3He , водорода и т.д.) на характеристики механических свойств для каждой температуры испытаний проводилась сравнением с аналогичными характеристиками исходных образцов:

$$\Delta X = \frac{X_{\text{Original}} - X_{\text{Effect}}}{X_{\text{Original}}} 100\%,$$

где X_{Original} — характеристика исходных образцов, X_{Effect} — аналогичная характеристика после воздействия на образцы соответствующего фактора (^3He , водорода или $^3\text{He} + \text{водород}$).

Исследования показали, что процессы тритирования и детритизации не оказали заметного влияния на характеристики механических свойств стали 12X18H10T.

Насыщение стали 12X18H10T ^3He привело к существенному увеличению ее условного предела текучести $\sigma_{0.2}$. Упрочнение стали 12X18H10T, содержащей ^3He , наблюдается во всем интервале температур. При 873 К и концентрации ^3He 500 аррм увеличение предела текучести максимально и составляет $\sim 130\%$ как при испытаниях в среде инертного газа, так и при испытаниях в среде водорода (рис. 9). Также следует отметить тот факт, что внутренний (растворенный в металле образцов) и внешний (при давлении 80 МПа) водород не оказывает заметного влияния на величину характеристики $\sigma_{0.2}$ как исходных образцов, так и образцов, содержащих ^3He .

В отличие от прочностных характеристик влияние ^3He и водорода на пластичность стали 12X18H10T было различным при разных температурах. При температурах 293 и 573 К относительное удлинение и относительное сужение изменялись незначительно с увеличением концентрации гелия в образцах. Воздействие внутреннего (растворенного) и внешнего водорода также не оказывало существенного влияния на пластичность исходных

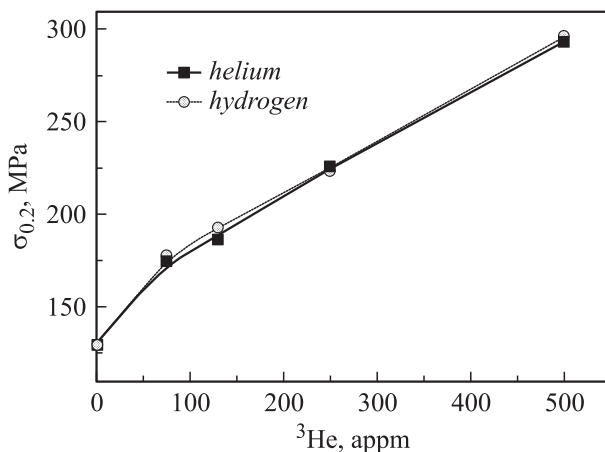


Рис. 9. Зависимость условного предела текучести стали 12X18H10T от концентрации содержащегося в ней ^3He при 873 К.

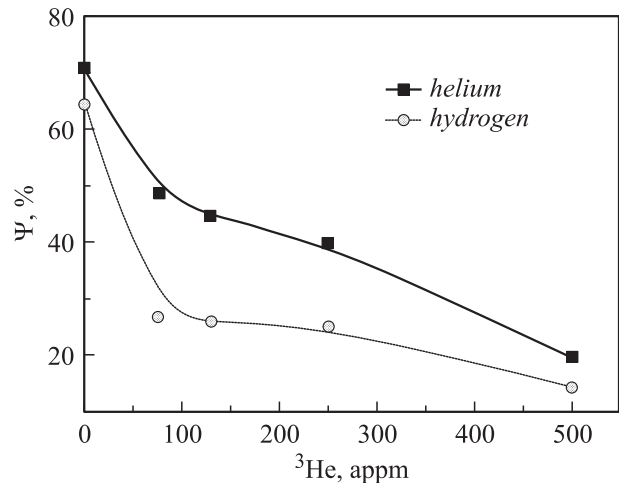


Рис. 10. Зависимость относительного сужения после разрыва стали 12X18H10T от концентрации содержащегося в ней ^3He при 873 К.

образцов (без ^3He). Однако при температуре 873 К наличие ^3He в стали 12X18H10T приводит к заметному уменьшению ее пластичности (рис. 10). Причем с увеличением содержания ^3He в материале степень его охрупчивания возрастает — так, например, если при концентрации ^3He 75 аррм снижение характеристики ψ составляет $\sim 32\%$, то при 500 аррм ^3He такое снижение максимально и составляет $\sim 72.5\%$.

Видно, что относительное удлинение и относительное сужение после разрыва существенно изменяются уже при наличии в образцах 75 аррм гелия, причем наличие водорода в образцах значительно ухудшает пластичность образцов.

Заключение

При наличии гелия в матрице металла никель подвергается сильному охрупчиванию (вплоть до разрушения при минимальных нагрузках). Частично это охрупчивание не связано с наличием гелия, а является результатом создания в никеле высоких концентраций водорода. Об этом свидетельствуют результаты, полученные на образцах-свидетелях, обработанных в протии. На рис. 11 приведены фотографии поверхности исходного никеля и никеля, обработанного в протии.

Если в исходной структуре границы зерен неразличимы, то в образце, обработанном в протии, границы зерен видны достаточно четко. Появление дефектов вдоль границ зерен приводило к сильному увеличению хрупкости никеля. Ничего подобного не наблюдалось на образцах стали 12X18H10T. На сегодняшний день механизм водородного охрупчивания все еще недостаточно понятен, несмотря на то, что в литературе есть огромное количество как экспериментальных, так и теоретических работ, посвященных этому вопросу (см., например, [40–45]), поэтому объяснить различия в

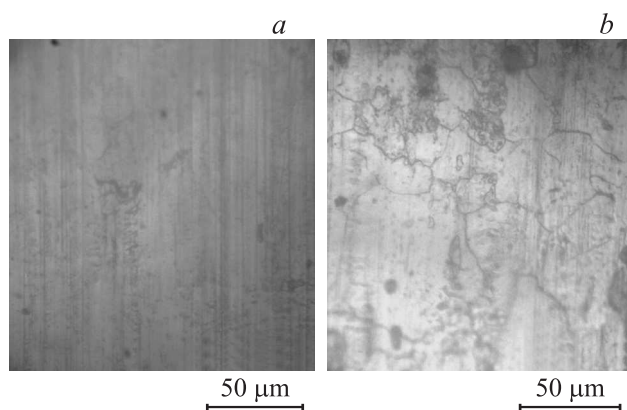


Рис. 11. Фотографии поверхности образцов никеля: *a* — исходный образец, *b* — образец, выдержанный в протии.

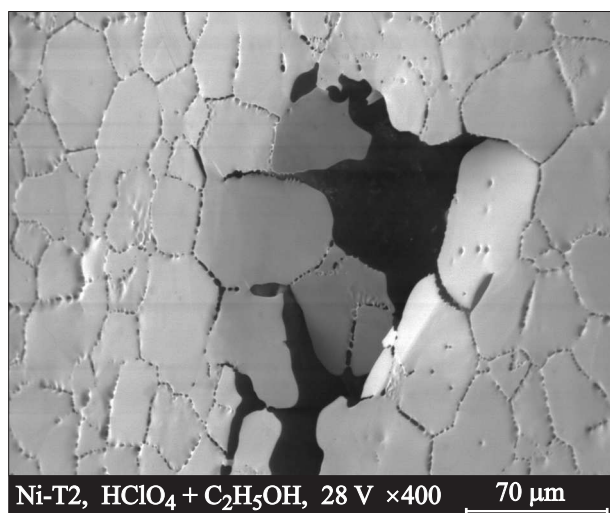


Рис. 12. Образец никеля, содержащий $\sim 6 \text{ appm } ^3\text{He}$.

изменении механических характеристик никеля и стали после наводороживания не представляется возможным. Можно лишь предположить, что по каким-то причинам водород, находясь в дефектах структуры никеля, способствует их движению к границам зерен. Образование в никеле кластеров вакансий, заполненных водородом, наблюдалось в работе [46]. Если тритий в процессе выдержки тритированных образцов уже находится в дефектах вблизи поверхностей кристаллитов, понятно, что появление в этих дефектах гелия приводит к дальнейшему катастрофическому охрупчиванию (рис. 12).

Для стали наблюдалось незначительное по сравнению с никелем изменение пластичности в водороде. Возможно, это связано с тем, что водород распределен в решетке стали достаточно равномерно, и не наблюдается его значительной сегрегации на границах зерен. Об этом свидетельствует и то, что после наработки гелия гелиевые кластеры наблюдались не только в районе дефектов структуры и вдоль границ зерен, но и в теле зерен [39]. Значительная потеря пластичности

стали при температуре 873 К связана, по-видимому, с тем, что гелиевые кластеры делаются подвижными при температуре выше 800 К.

В результате анализа проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. Водород и гелий приводят к катастрофическому охрупчиванию никеля.

2. Наличие гелия в образцах стали 12Х18Н10Т приводит к возникновению нового высокоэнергетического состояния — ловушек для водорода.

3. Водород слабо влияет на характеристики пластичности стали.

4. Совместное воздействие водорода и гелия приводит к существенному охрупчиванию стали, причем степень охрупчивания возрастает в ростом концентрации гелия.

Работа выполнена при поддержке Международного научно-технического центра (МНТЦ), проекты № 2276, 3672.

Список литературы

- [1] Беляков Ю.И., Звездин Ю.И., Курдюмов А.А. // Сб. „Металловедение“. 1969. N 13. С. 156–160.
- [2] Беляков Ю.И., Звездин Ю.И., Курдюмов А.А. // ЖПХ. 1970. Т. 43. С. 2551–2553.
- [3] Беляков Ю.И., Звездин Ю.И., Курдюмов А.А. // ФХММ. 1970. Т. 6. Вып. 3. С. 37–39.
- [4] Компаниетс Т.Н., Курдюмов А.А. // Progr. in Surf. Sci. 1984. Vol. 17. P. 75–152.
- [5] Компаниец Т.Н., Куракин В.А., Курдюмов А.А., Лясников В.Н. // ФТТ. 1978. Т. 20. С. 3533–3538.
- [6] Габис И.Е., Компаниец Т.Н., Курдюмов А.А. // Поверхностные процессы и проникновение водорода сквозь металлы. В колл. монографии „Взаимодействие водорода с металлами“. М.: Наука, 1987. С. 177–208.
- [7] Габис И.Е. // ЖТФ. 1999. Т. 69. С. 99–103.
- [8] Антимонова М.А., Габис И.Е., Дубровский В.А. и др. // Материаловедение. 2002. Вып. 5. С. 38–43.
- [9] Курдюмов А.А., Лясников В.Н., Швачкина Т.А. // ФХММ. 1983. Т. 19. Вып. 3. С. 24–29.
- [10] Габис И.Е., Кореньков А.Ю., Курдюмов А.А., Самсонов А.В. // ЖТФ. 1998. Т. 68. С. 128–130.
- [11] Габис И.Е., Денисов Е.А., Курдюмов А.А. // Материаловедение. 2002. Вып. 5. С. 48–52.
- [12] Габис И.Е., Самсонов А.В., Курдюмов А.А. // Письма в ЖТФ. 1995. Т. 21. С. 1–8.
- [13] Габис И.Е., Куракин В.А., Курдюмов А.А., Пивень В.А. // ФХММ. 1991. Т. 27. Вып. 4. С. 18–22.
- [14] Курдюмов А.А. // ФХММ. 1989. Т. 25. Вып. 3. С. 123–125.
- [15] Курдюмов А.А., Кондратьев А.С., Смирнова Е.В., Уздин В.М. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1992. Вып. 3. С. 22–29.
- [16] Denisov E., Kompaniets T., Kurdyumov A., Masaev S., Prokofiev Yu. // JNM. 1994. Vol. 212–215. P. 1448–1451.
- [17] Denisov E., Kompaniets T., Kurdyumov A., Masaev S. // JNM. 1996. Vol. 233–237. P. 1218–1222.
- [18] Денисов Е.А., Компаниец Т.Н. // ЖТФ. 2001. Т. 71. С. 111–116.

- [19] *Denisov E., Kompaniets T.* // Phys. Script. 2001. Vol. 94. P. 128–131.
- [20] *Денисов Е.А., Компаниец Т.Н., Макаренко И.В., Вакар З., Тутков А.Н.* // Материаловедение. 2002. Вып. 2. С. 45–50.
- [21] *Kurdyumov A., Denisov E., Kompaniets T. et al.* // Fus. Sci. Technol. 2008. Vol. 54. P. 493–496.
- [22] *Компаниец Т.Н.* // ВАНТ. Термоядерный синтез. 2009. Вып. 3. С. 16–24.
- [23] *Jordanova J., Fischer U., Pereslavytsev P. et al.* Report on 26th SOFT, 11–15 September 2006, Warsaw.
- [24] *Vladimirov P., Moeslang A.* // JNM. 2004. Vol. 329–333. P. 233–237.
- [25] *Yukhimchuk A.A., Il'kaev R.I.* // Fus. Sci. Technol. 2008. Vol. 54. P. 137–142.
- [26] *Rowcliffe F., Robertson J.P., Klueh R.L. et al.* // JNM. 1998. Vol. 258–263. C. 1275–1279.
- [27] *Wakai E., Jistukawa S., Tomita H. et al.* // JNM. 2005. Vol. 343. C. 285–296.
- [28] *Malkov I.L., Yukhimchuk A.A., Zlatoustovskiy S.V.* // Fus. Sci. Technol. 2005. Vol. 48. P. 613–616.
- [29] *Малков И.Л., Гришечкин С.К., Златоустовский С.В. и др.* // ВАНТ. Термоядерный синтез. 2008. Вып. 2. С. 72–79.
- [30] *Бойцов И.Е., Гришечкин С.К., Юхимчук А.А. и др.* // ВАНТ. Термоядерный синтез. 2008. Вып. 2. С. 50–55.
- [31] *Basunov A.V., Boitsov I.E., Grishechkin S.K. et al.* // J. Moscow Phys. Society. 1999. Vol. 9. P. 237–243.
- [32] *Денисов Е.А., Курдюмов А.А., Компаниец Т.Н. и др.* // Сб. докладов „IHISM'07“. Саров. 2008. С. 100–113.
- [33] *Денисов Е.А., Курдюмов А.А., Компаниец Т.Н. и др.* // Сб. докладов „IHISM'07“. Саров. 2008. С. 114–125.
- [34] *Kompaniets T., Yukhimchuk A., Denisov E. et al.* // Fus. Sci. Technol. 2011. Vol. 60. P. 1552–1555.
- [35] *Денисов Е.А., Курдюмов А.А., Компаниец Т.Н. и др.* // Сб. докладов „IHISM'07“. Саров. 2008. С. 133–138.
- [36] *Yukhimchuk A., Boitsov I., Grishechkin S. et al.* // Fus. Sci. Technol. 2011. Vol. 60. P. 1556–1559.
- [37] *Boitsov I., Kanashenko S., Causey R. et al.* // Fus. Sci. Technol. 2008. Vol. 54. P. 497–500.
- [38] *Денисов Е.А., Курдюмов А.А., Компаниец Т.Н.* // ВАНТ. Термоядерный синтез. 2008. Вып. 2. С. 56–66.
- [39] *Канашенко С.Л., Городецкий А.Е., Захаров А.П., Курдюмов А.А., Юхимчук А.А.* // ВАНТ. Термоядерный синтез. 2008. Вып. 2. С. 66–72.
- [40] *dos Santos D.S., Tavares S.S.M., Miraglia S. et al.* // J. Alloys and Compounds. 2003. Vol. 356–357. P. 258–262.
- [41] *Ishizaki T., Xu Q., Yoshiie T. et al.* // JNM. 2002. Vol. 307–311. P. 961–965.
- [42] *Ohkubo H., Sugiyama S., Fukuzato K. et al.* // JNM. 2000. Vol. 283–287. P. 858–862.
- [43] *Mao J., McLellan R.B.* // J.Phys. Chem. Sol. 2003. Vol. 64. P. 527–530.
- [44] *Barnoush A., Vehoff H.* // Acta Materialia. 2010. Vol. 58. P. 5274–5285.
- [45] *Martin M.L., Somerday B.P., Ritchie R.O. et al.* // Acta Materialia. 2012. Vol. 60. P. 2739–2745.
- [46] *Fukai Y., Shizuku Y., Kurokawa Y.* // J. Alloys and Compounds. 2011. Vol. 329. P. 195–201.