

РАЗДЕЛ ПЕРВЫЙ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ

УДК 621.039.633

ГЕЛИЙ И ВОДОРОД В КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

И.М. Неклюдов, Г.Д. Толстолицкая

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
г. Харьков, Украина*

Проведен анализ основных имеющихся в литературе результатов по поведению ионно-имплантированных гелия и водорода в металлах, взаимодействию с микро- и макродефектами, эволюции дефектной структуры и микроструктуры материала, влиянию гелия и водорода на механические свойства.

ВВЕДЕНИЕ

Конструкционные материалы ядерных энергетических установок по сравнению с материалами традиционных энергетических установок работают в более сложных условиях. Нейтронное облучение ускоряет процессы ползучести, усиливает временную зависимость прочности, резко снижает деформационную способность при умеренных (20...450°С), высоких (500...800°С) и особенно сверхвысоких (выше 800°С) температурах, снижает сопротивление коррозии. Накопление определенной дозы нейтронов вызывает порообразование и радиационное набухание. В результате ядерных реакций в материалах образуются газообразные примеси (гелий, водород), способствующие проявлению гелиевого охрупчивания, водородной хрупкости и газового набухания.

Влияние гелия на свойства конструкционных материалов ядерных и термоядерных реакторов выделило его в особую проблему физики радиационных повреждений и радиационного материаловедения. Это привело к интенсивному изучению поведения гелия в различных металлах и сплавах и соответственно к большому количеству публикаций на эту тему.

К настоящему времени опубликовано несколько обзоров, в которых рассмотрена роль гелия в процессах, приводящих к изменению свойств материалов под облучением [1-5]. Много внимания уделяется проблеме гелия при рассмотрении чрезвычайно сложных задач фундаментального и прикладного характера, стоящих перед физикой твердого тела и физическим материаловедением при освоении термоядерных источников энергии [6-8].

Исследование поведения водорода в материалах также в большой степени связано с проблемами термоядерного реактора. Существует проблема водородопроницаемости первой стенки в связи с использованием в будущих реакторах трития, диффузионные утечки которого, – а они, как показывают расчеты [9], могут оказаться значительными – создают ряд конструктивных трудностей. Другая проблема связана с тем, что концентрация водорода, установ-

ливаемая в материале первой стенки при проникновении изотопов водорода, может оказаться близкой к значению, которое является критическим для металла, с точки зрения его стойкости к водородному охрупчиванию [10].

В ядерных реакторах водород также влияет на работоспособность конструкционных материалов основных узлов активной зоны. В последнее время вначале было предсказано Ф.Гарнером, а потом и обнаружено, гетерогенное набухание материала одного из внутрикорпусных устройств – выгородки (сталь типа X18H10T) [11,12]. В этих экспериментах измерено большое количество водорода, значительно превышающее рассчитанное, исходя из рассмотрения различных источников поступления водорода. Механизм удержания водорода пока полностью не ясен. Предполагается, что удержание водорода происходит вследствие накопления его в порах [13].

Следует отметить, что в ядерных реакторах в отличие от гелия водород образуется как при ядерных реакциях, так и в результате коррозии при контакте со средой. Присутствие водорода в материале в достаточном количестве может приводить к существенному охрупчиванию материалов и без облучения. При этом облучение может играть различную роль: генерировать газовую примесь, изменять структуру материала, переводя его в состояние, чувствительное к газовому охрупчиванию; наконец, быть нейтральным фактором или даже способствующим пластифицированию [14-17].

В последние годы появились результаты, свидетельствующие об усилении отрицательной роли гелия и водорода при совместном введении их в материал [18,19].

Целью обзора является анализ данных, опубликованных в литературе, по влиянию гелия и водорода на изменение микроструктуры и механические свойства конструкционных сталей.

ПОВЕДЕНИЕ ГЕЛИЯ В КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

В термоядерных реакторах источниками гелия являются продукты термоядерной реакции (d,t), рас-

пад трития, реакция бридинга ${}^6\text{Li} + {}^1_0\text{n} \rightarrow {}^3\text{T} + {}^4\text{He}$; ${}^7\text{Li} + {}^1_0\text{n} \rightarrow {}^3\text{T} + {}^4\text{He} + {}^1_0\text{n}$. В объеме материала среди многочисленных ядерных превращений наибольший вклад в наработку гелия дают (n,α)-реакции под действием высокоэнергетических (E~14 МэВ) нейтронов ${}^A\text{M}_Z + {}^1_0\text{n} \rightarrow {}^{A-3}\text{M}'_{Z-2} + {}^4\text{He}_2$ (несколько МэВ) или ${}^A\text{M}_Z + {}^1_0\text{n} \rightarrow {}^{A-4}\text{M}'_{Z-2} + {}^1_0\text{n} + {}^4\text{He}_2$ со скоростью наработки гелия 280 аррм/год. Нарботка гелия в реакциях на тепловых нейтронах при этом составляет только 2.10^{-3} аррм/год.

Источником гелия в атомных реакторах являются ядерные реакции в никельсодержащих материалах под действием тепловых нейтронов:

${}^{58}\text{Ni}_{28} + {}^1_0\text{n} \rightarrow {}^{59}\text{Ni}_{28} + \gamma$, сечение реакции 0,7 барна;

${}^{58}\text{Ni}_{28} + {}^1_0\text{n} \rightarrow {}^{56}\text{Fe}_{26} + {}^4\text{He}_2$ (4,76 МэВ), сечение реакции 10 барн;

${}^{10}\text{B}_5 + {}^1_0\text{n} \rightarrow {}^7\text{Li}_3$ (0,84 МэВ) + ${}^4\text{He}_2$ (1,47 МэВ), сечение реакции 4010 барн.

Сравнение наработки гелия в реакторах синтеза и деления показывает, что соотношение He/dpa в атомных реакторах по сравнению с термоядерными реакторами, примерно, в 30 – 80 раз ниже.

Соотношение между скоростью накопления гелия и скоростью образования дефектов, (He/dpa), по мнению авторов [20,21], является ключевым параметром для многих наблюдаемых явлений: распухания, ползучести, радиационно-индуцированных изменений микроструктуры и др. С другой стороны, в работе [22] при исследовании малоциклической усталости нержавеющей стали 304SS, подвергнутой облучению нейтронами до дозы 1.10^{25} нейтр./м² (E > 1МэВ) при температуре 823 К (уровень наработки гелия 0,8, 2,5 и 8,1 аррм, (повреждение 2 дпа), был получен результат, свидетельствующий об отсутствии влияния концентрации гелия на этот процесс. В работах [23,24] также было показано, что соотношение He/dpa не имеет существенного эффекта на характер развития радиационных повреждений в аустенитных сталях. Многие процессы, приводящие к радиационному повреждению материала, зависят не от соотношения He/dpa, а от абсолютного значения числа смещений, скорости наработки и общего количества гелия (рис.1). Поэтому соотношение He/dpa может применяться как параметр, удобный для характеристики различных облучающих устройств.

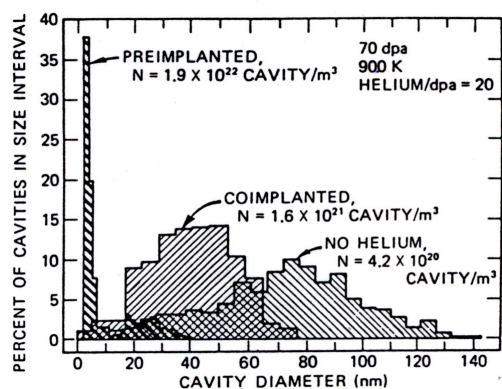


Рис.1. Влияние гелия на распределение газовых

полостей по размерам [2]

В настоящее время большинство исследований влияния гелия и водорода на развитие радиационных повреждений выполнено с помощью ионной имплантации. Наибольшее внимание уделялось проблеме гелия в реакторах синтеза, поэтому большинство имитационных экспериментов выполнено при облучении материалов до доз $10^{17} \dots 10^{18} \text{см}^{-2}$, что соответствует концентрациям около $10^4 \dots 10^5$ аррм. В тоже время при приблизительно одинаковом уровне создания дефектов уровни наработки гелия в ядерном реакторе за всю кампанию составят только около 1000 аррм. Поэтому при всей ценности результатов, полученных при ионной имплантации до больших доз, их нельзя в полной мере использовать при рассмотрении влияния гелия и водорода на процессы низкотемпературного радиационного распухания и охрупчивания материалов ядерных реакторов.

Однако благодаря этим работам к середине 90-х годов уже сложились основные представления об атомистике гелия. Были получены данные об энергиях образования гелия в междоузельном и замещающем положениях, энергии связи с вакансией, энергии активации для междоузельной миграции гелия, энергии перемещения гелия в замещающем положении в ближайшую вакансию [2].

Наиболее определенно установленные закономерности в поведении гелия в конструкционных материалах следующие.

- Низкая растворимость обуславливает склонность гелия преципитировать в кластеры и пузыри.
- Миграция атомов гелия может осуществляться по междоузлиям, вакантным местам в решетке материала и по диссоциативному механизму. Энергетические характеристики процессов образования, миграции и образования пузырьков приведены в [2,4].
- В зависимости от структуры материала и созданных в результате облучения дефектов гелий образует кластеры в виде пластин или пузырьков [25].
- Миграция пузырьков происходит по механизмам поверхностной, объемной, смешанной диффузии, а также вследствие образования ступенек на поверхности пузырька.
- На поверхности пузырьков возможна сегрегация примесей, затрудняющая их миграцию.
- В развитии структур, обусловленных внедрением гелия, важным параметром является общая скорость смещения, потому что даже для явлений, для которых скорость создания гелия является определяющей, протекание конкурирующего процесса – создание радиационных повреждений – может влиять на поведение гелия (рис.2).
- Наличие гелия приводит к увеличению концентрации и уменьшению размера полостей.
- Гелий уменьшает инкубационный период, т.е. уровень дозы облучения, при которой начинают образовываться полости.

- Гелий, введенный при низкой температуре перед облучением и созданием радиационных дефектов, более эффективно влияет на образование полостей, чем гелий, введенный в процессе высоко-температурного облучения. С другой стороны, большое количество предварительно внедренного гелия может практически полностью подавить распухание [26,93].
- Наличие гелия в полостях повышает температуру их отжига.
- Гелий подавляет радиационно-индуцированную сегрегацию и таким образом содействует такому поведению преципитатов, которое наблюдается при термическом воздействии без создания повреждений смещения и одновременной нарботки гелия.
- Большинство полученных результатов указывает на то, что гелий влияет на развитие микроструктуры при низком уровне повреждения, когда плотность дислокаций, преципитатов и полостей еще только устанавливается. Для стационарного, установившегося развития структуры существенной зависимости от наличия гелия не ожидается. Однако этот вывод считается не окончательно установленным.

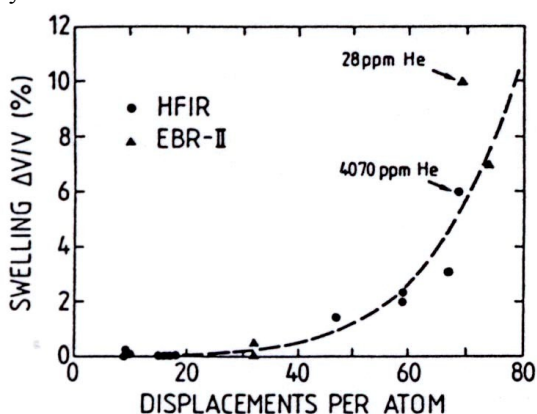


Рис.2. Свelling 20% холоднодеформированной 316 стали при разных уровнях He/dpa [2]

Основная информация об одиночных атомах гелия была получена, главным образом, методом машинного моделирования, включающим в себя такие методы, как динамический, вариационный, метод Монте-Карло и др. Экспериментальные данные о поведении одиночных атомов гелия и кластеров были получены с помощью атомно-зондовой микроскопии, метода возмущенных $\gamma\gamma$ -корреляций ядерных излучений, позитронной аннигиляции.

Поведение кластеров He-вакансия в никеле, равномерно насыщенном гелием при облучении α -частицами с $E=28$ МэВ до концентрации 500 аррм, было изучено методом аннигиляции позитронов [27]. Показано, что вакансионные кластеры, не декорированные гелием, отжигаются при 650 К. При температурах отжига 820...1000 К происходит коалесценция соседних кластеров, содержащих небольшое количество (~2) атомов гелия. Отжиг при 1223 К приводит к схлопыванию малых вакансион-

ных (не содержащих атомы гелия) кластеров и росту кластеров сверхкритического размера.

Для никеля и аустенитной нержавеющей стали, насыщенными гелием, наряду с совпадениями в характере процессов, протекающих при отжиге, наблюдаются и существенные различия [28]. Так, по сравнению со сталью гелий и гелий-вакансионные кластеры более подвижны в никеле. В нержавеющей стали в отличие от никеля при температуре ~650 К кроме вакансионных кластеров образуются и дислокационные петли, а при температуре отжига ~1200 К – большие заполненные гелием пузырьки.

При малых скоростях смещений, создаваемых в нержавеющей стали 316SS при имплантации гелия с энергией 10 кэВ при комнатной температуре, минимальные дозы облучения, при которых пузырьки становятся видимыми в электронном микроскопе, составляют $(5...7) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Диаметр и количество пузырьков меняются слабо в области температур облучения 77...670 К. Выше температуры 673 К наблюдается рост диаметров и снижение плотности пузырьков. Примерно в этой области температур наблюдается возрастание выделения гелия из образца при нагреве [29].

Кинетика развития гелиевой пористости в пленках никеля в процессе постимплантационного отжига была исследована путем непосредственного наблюдения картины роста пор «in situ» при регистрации всех стадий этого процесса с помощью видеотехники [30]. В результате проведенных исследований установлено, что процесс роста полостей осуществляется с помощью различных механизмов. Превалирующим среди них на стадии быстрого роста является миграция и слияние полостей (рис.3). Проявление этого процесса начинается при температуре $\geq 800\text{K}$. Причем скорость одного акта слияния составляет от 0,25 до 0,04 с (предел разрешения аппаратуры).

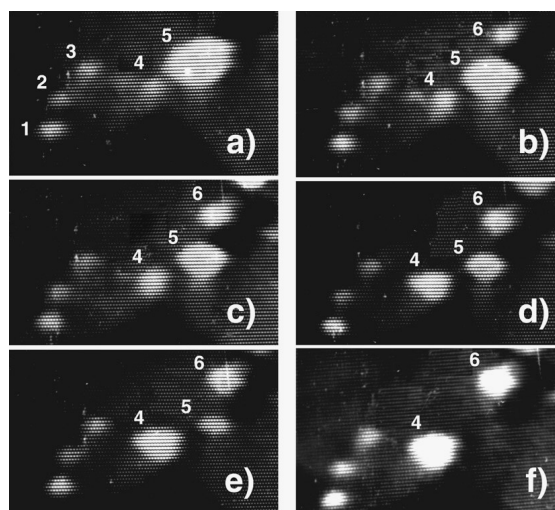


Рис.3. Микрофотография, иллюстрирующая рост поры 4 в результате объединения с более мелкими окружающими порами, исчезновение поры 5 и синхронный рост поры 6. Поры 1, 2, 3 не претерпевают изменений [30]

Наряду с этим происходят процессы роста большой газонаполненной полости в результате перекачки газа из близлежащей поры малого размера. При температуре $\sim 800\text{K}$ время последнего процесса составляет порядка 1 с. Обнаружен процесс скачкообразного роста полостей. Доля событий, происходящих по этому механизму, невелика и составляет 2...3% от общего их числа.

Детальный анализ кинетики роста пор при различных значениях температуры в процессе ступенчатого нагрева показывает, что этот процесс имеет диффузионный характер. Однако экспериментально измеренные величины скорости роста пор нельзя объяснить ни диффузионным потоком тепловых вакансий, ни потоком вакансий, накопленных в процессе облучения, ни комплексами HeV вследствие их низкой подвижности. Приемлемым объяснением кинетики роста пор может быть диффузия комплексов HeV₂. Оценка коэффициента диффузии при температуре $T=453\text{K}$ дает величину $D = (0,7...0,3) \cdot 10^{-19} \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ [31].

Развитие гелиевой пористости в процессе облучения при повышенных температурах сплава аустенитного класса Fe-16Cr-17Ni также исследовано *in situ* [32]. Было показано, что в результате облучения ионами гелия при повышенных температурах процессы зарождения гелиевых пузырьков доминируют при температуре 700 K, в то время как рост пузырьков вследствие подвижности гелий-вакансионных кластеров или пузырьков происходит при 900 K. Среднеквадратичное расстояние миграции пропорционально времени, что свидетельствует о броуновском типе движения гелиевых пузырьков. Коэффициент диффузии пузырьков зависел от диаметра пузырьков и изменялся в пределах $10^{-18}...10^{-20} \text{ м}^2/\text{с}$ при $T=1185^\circ\text{C}$. Поверхность пузырька имела покрытие из никеля, что, возможно, ограничивало подвижность гелиевого пузырька.

При анализе результатов, полученных *in situ*, следует иметь в виду, что характер развития гелиевой пористости зависит от вакуумных условий, в которых проводится эксперимент. В [33] показано, что влияние вакуумных условий на термоактивированный рост гелиевых пузырьков в фольгах и монокристаллических пленках никеля проявляется в резком уменьшении ($\sim 300\text{K}$) температуры начала интенсивного роста гелиевых пузырьков при проведении эксперимента в масляном вакууме. Для поликристаллических пленок с размером зерна $\sim 30\text{нм}$ влияние вакуумной среды на развитие гелиевой пористости не обнаружено.

Процессы развития гелиевой пористости протекают по-разному в сталях аустенитного класса и ферритомартенситного.

Исследования аустенитной стали 316R и сплава с низким содержанием углерода и 0,29 вес. % Ti, облученной при температуре 773 K в высоковольтном электронном микроскопе до 14 dpa после предварительного внедрения гелия с концентрацией 2,5 и 10 аррм, показали, что внедрение гелия увеличивает распухание до 8% для сплава и $\sim 4\%$ для стали [34].

Максимум в распухании наблюдался при концентрации гелия 2,5 аррм (рис.4).

Влияние наработки гелия и термической обработки на распухание стали ферритомартенситного класса F82H, облученной в реакторе HFIR до дозы 51 dpa, было исследовано в работе [35]. Расчетное значение скорости наработки гелия составило 1...10 аррм He/dpa. Распухание отпущенной стали F82H, облученной при температуре 400°C , составило 0,52...1,2%. Для стали F82H+Ni, не прошедшей отпуск, наблюдалось подавление распухания. Низкое распухание стали F82H+Ni может быть обусловлено наличием в ней высокой плотности карбидов, которые могут быть нейтральными стоками для вакансий, а также уменьшением подвижности вакансий в результате их взаимодействия с атомами углерода.

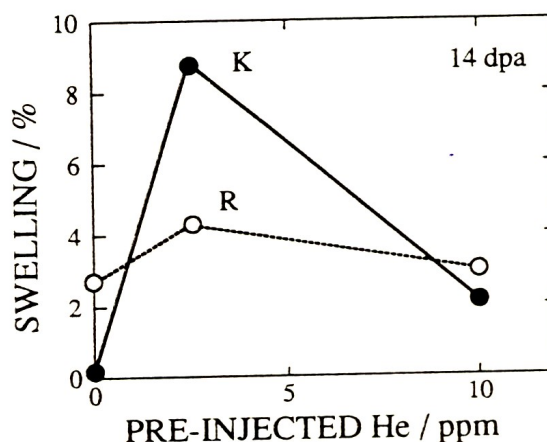


Рис.4. Распухание аустенитной стали 316R и сплава с низким содержанием углерода и 0,29 вес. % Ti [34] при $T_{обл.}=773\text{K}$

При снижении температуры облучения до 250°C рост пузырьков в этой стали исследован методом малоуглового рассеяния при гомогенном насыщении образцов гелием до концентраций 400 аррм и последующем отжиге в течение 2 ч до $T=975^\circ\text{C}$ [36]. Было обнаружено, что начальное распределение пузырьков по размеру со средним радиусом 15\AA , после отжига превращается в бимодальное с $r_1 \sim 10\text{\AA}$, $r_2 \sim 100\text{\AA}$. Однако, вплоть до самых высоких температур отжига, фракция маленьких пузырьков является доминирующей, обуславливая низкое значение распухания.

Рассматривая причины задержки в зарождении гелиевых пузырьков в сплавах Fe-C, авторы [37] предположили, что наблюдаемые особенности связаны:

- с более высокой энергией связи гелий-вакансионных комплексов в ОЦК-металлах, чем ГЦК (в $\alpha\text{-Fe}$ энергия связи комплекса HeV составляет 3,75 эВ [38], а в Ni – 2,7 эВ [39]);
- с меньшим по сравнению с ГЦК-решеткой коэффициентом захвата внедряемого в ОЦК-металлы гелия [40];

— с более ранним по сравнению с никелем испарением дислокационных петель в ОЦК-сплавах.

Для сплава Fe-C, имплантированного гелием, наблюдали смещение пиков газовой выделенности в область более высоких температур [37]. Обусловлено это, по мнению авторов, с одной стороны, образованием сложных комплексов, содержащих атомы углерода, гелия и вакансии (типа $He_m V_n C_x$). Комплексы имеют высокую энергию связи, которая возрастает с увеличением количества атомов углерода в комплексе [38], и распадаются при более высоких температурах по сравнению с простыми комплексами типа $He_m V_n$.

С другой стороны, при высоких температурах отжига углерод, освобождающийся из распадающихся комплексов, сегрегируется на поверхности и в прилегающем к пузырьку объеме [41]. Это приводит к возрастанию энергии активации диффузии атомов металла при преодолении барьерного слоя и тем самым к повышению температуры газовой выделенности.

Поведение гелия на разных стадиях образования гелиевых комплексов было исследовано с помощью метода термодесорбционной спектроскопии (ТДС) в сочетании с методами машинного моделирования и электронно-микроскопическими [42-44].

Были получены данные о ненасыщаемости для гелия ловушек, создаваемых инертными газами с большим атомным радиусом, а также металлическими примесями в положении замещения [45,46].

Методом обратного рассеяния каналированных ионов показано, что облучение ионами гелия стабилизирует по отношению к отжигу дефекты, созданные в никеле при предварительной имплантации ионов ксенона [47-49].

Одной из методик исследования поведения гелия и водорода в объеме материала является изучение профилей распределения концентрации имплантированных частиц по глубине материала (профилей залегания) [50].

В 70-80 гг. было выполнено большое количество работ по измерению профилей распределения гелия, имплантированного в материалы до концентраций ~ 30 ат.%, при которых происходила деформация поверхности, вследствие чего профили распределения сильно трансформировались [5].

В [51] методом ядерных реакций исследованы профили распределения гелия, имплантированного в нержавеющую сталь X18H10T до концентраций ~ 2000 аррм. Профили измерялись после облучения образцов при $T_{\text{комн.}}$, последующем отжиге в интервале температур 300...1100 К и облучении при $T=600\text{...}900$ К. Они остаются без изменений по сравнению с облучением при $T_{\text{комн.}}$ как в результате отжига до $T_{\text{отж}}=900$ К, так и в случае облучения при $T_{\text{обл}}=900$ К (рис.5), что свидетельствует о закреплении гелия в пределах имплантированного слоя.

Удержание гелия в пределах слоя внедрения было получено и для больших концентраций внедренного гелия [52,53]. При имплантации гелия в никель до концентраций ~1000...5000 аррм при повышенной температуре (300...1064 К) профиль

остается неизменным вплоть до температур 973 К. Выше этой температуры наблюдается уширение профиля и снижение его высоты.

При обработке экспериментальных данных в предположении миграции и взаимного захвата атомов гелия и вакансий авторы [53] получили энергию связи комплекса гелий-вакансия 3,2 эВ и энергию миграции гелия 2,6 эВ, что подтверждает результаты теоретических расчетов.

Таким образом, при имплантации гелия в нержавеющую сталь X18H10T и никель до концентраций в интервале ~1000...5000 аррм он находится в пределах слоя внедрения вплоть до температур ~900 К, хотя состояние его при этом может меняться.

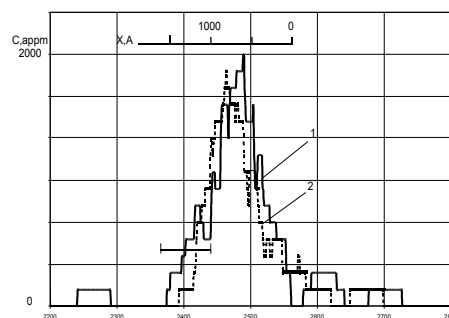


Рис.5. Профили распределения гелия, внедренного в сталь X18H10T с энергией 10 кэВ до дозы $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$: 1 – при $T_{\text{комн.}}$; 2 – при 900 К [51]

ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Общеизвестно, что наличие нескольких десятков аррм гелия в аустенитных сталях вызывает значительное охрупчивание, сопровождаемое изменением в характере разрушения: от транскристаллитного к межкристаллитному растрескиванию [3,54].

Ферритомартенситные стали оказываются более устойчивыми к гелиевому охрупчиванию. Так насыщение мартенситной стали гелием до 120 аррм не приводит к сдвигу температуры хрупко-вязкого перехода и радиационному упрочнению [55]. Увеличение концентрации до 580 аррм при уровне повреждения 0,226 дра в температурном интервале облучения 353...423 К привело к сдвигу температуры хрупко-вязкого перехода на 98 К. Однако, как считают авторы [55], этот эффект обусловлен не влиянием гелия, а созданием радиационных повреждений. Мартенситные стали имеют много мест захвата гелия, таких как дислокации и субграницы, что является главной причиной большого сопротивления ферритомартенситных сталей гелиевому охрупчиванию. Однако этот вывод не является окончательно установленным, поскольку предварительные данные, полученные для концентраций гелия в несколько сот аррм, показывают очень большой эффект гелия на охрупчивание сталей этого класса [56].

Особое место в исследовании влияния гелия на прочностные свойства аустенитных сталей занимают вопросы охрупчивания сварных соединений [57,58]. При концентрациях гелия 5...10 аррм и кратковременных нагревах (2 с) до $T=1473$ К наблю-

дается образование гелиевых пузырьков [57], охрупчивание и быстрое уменьшение числа циклов до разлома [58].

ПОВЕДЕНИЕ ВОДОРОДА В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ

К настоящему времени накоплен большой объем информации по теоретическому и экспериментальному изучению процессов растворимости, диффузии, проникновения и процессов взаимодействия атомов изотопов водорода и дефектов кристаллической структуры [59-65]. Наиболее надежно установленными общими закономерностями являются [62]:

➤ Водород в большинстве материалов находится в слабосвязанном состоянии.

➤ В идеальном кристалле энергетически выгодными позициями для атомов водорода являются октапоры в ГЦК- и тетрапоры в ОЦК-кристаллах. В дефектном кристалле водород смещается от центра О-поры на расстояния $\sim 0,4 \cdot 10^{-10}$ м. Местоположение водорода может меняться в зависимости от его концентрации, взаимодействия с радиационными дефектами, повышения температуры облучения и т. д. [64].

➤ Уход дейтерия из зоны внедрения замедляют дефекты, созданные при ионной имплантации.

➤ Создание дефектов при прокатке, дополнительном облучении; увеличение энергии ионов при имплантации повышает количество захваченного водорода.

➤ Собственные междоузельные атомы могут рассматриваться как возможные ловушки для водорода. Методами остаточного сопротивления, аннигиляции позитронов и ядерных реакций было показано, что атомы водорода взаимодействуют с междоузельными атомами в никеле при температуре ~ 150 К, а в нержавеющей стали $\text{Cr}_{16}\text{Ni}_{15}\text{Mo}_3\text{Ti}_1$ – при 220 К [66].

➤ Энергия связи водорода с вакансией в железе и никеле составляет около 0,5 эВ. При скоплении вакансий в кластеры образуются ловушки для водорода с более высокой энергией связи, равной 0,7...0,8 эВ. Роль вакансий в увеличении подвижности водорода и, наоборот, влияние водорода на подвижность вакансий определены с недостаточной точностью.

➤ Водород стабилизирует первичные дефекты и мелкие кластеры, не позволяя им на ранней стадии сливаться в видимые в ПЭМ-дефекты, затрудняет диффузию дефектов и, следовательно, укрупнение пор и петель на поздней стадии облучения.

➤ Водородные пузыри обычно наблюдаются в металлах с низкой растворимостью и подвижностью в них водорода.

➤ Водород, находящийся в микропузырьках, может химически взаимодействовать с примесными атомами, например, углеродом, образуя CD_4 , который стимулирует образование пор и стабилизирует их.

➤ Взаимодействие атомов водорода с примесями внедрения является слабым. Теоретические расчеты показали, что энергия связи атома водорода с примесными междоузельными атомами мала как для инертных газов (0,01 и 0,17 эВ для He и Ne), так и для активных элементов (0,05...0,08 эВ для C, N, O),

т.е. связь атома H с любым примесным атомом внедрения осуществляется не путем химического взаимодействия, а в результате возникновения полей напряжений, создаваемых вокруг дефекта [67].

➤ Влияние ионно-имплантированных примесей на поведение водорода в материале может иметь сложный характер из-за конкуренции процессов образования и аннигиляции точечных дефектов и образования вторичных дефектов с участием примесных атомов, по-разному влияющих на изменение концентрации свободных вакансий.

➤ Взаимодействие водорода с дислокациями не является надежно установленным фактом. Дислокациям приписывают двойную роль во взаимодействии с водородом – роль ловушек и путей ускоренного переноса.

В общем случае, рассматривая поведение водорода и его изотопов в конструкционных материалах, отметим, что при ионной имплантации водород может сам создавать нарушения смещения или попадать в область, поврежденную другими излучениями. Когда растворимость водорода в имплантированном материале очень низка, в пределах зоны внедрения происходит рекомбинация атомов водорода с образованием молекулы. Водород может захватываться в ловушки. В большинстве случаев ловушки быстро насыщаются. Водород, не захваченный ловушками, диффундирует из зоны внедрения, перемещаясь в глубь материала или обратно к поверхности. Атомы водорода, достигающие поверхности, прежде чем выделиться из образца, должны рекомбинировать с образованием молекулы. Высокий коэффициент скорости рекомбинации приводит к быстрому выделению атомов, достигших поверхности, и эффективному снижению до нуля концентрации изотопов водорода на поверхности. Низкий коэффициент рекомбинации приводит к низкой скорости выделения водорода из приповерхностной зоны, стимулируя обратную диффузию имплантированных атомов в глубь материала из зоны облучения.

Подробно вопросы определения и обсуждения роли коэффициента скорости рекомбинации рассмотрены в [64,65]. Авторы считают [65], что коэффициент рекомбинации обратно пропорционален квадрату растворимости, а наличие примесей на поверхности может препятствовать рекомбинации.

Исследование проникновения дейтерия и трития через аустенитную сталь (16Cr-15Ni-3Mo-Ti) в температурном интервале 293...1000 К показало, что в указанном интервале температур процесс проницаемости является диффузионно-лимитированным [68]. Проницаемость P и коэффициент диффузии D_t определяются следующими выражениями:

$$P = 9.2 \times 10^{-7} \exp(-80/RT) \text{ (mol/m s Pa}^{1/2}\text{);}$$

$$D_t = 1.2 \times 10^{-5} \exp(-85/RT) \text{ (m}^2\text{/s).}$$

Таким же диффузионно-лимитированным процессом является проникновение водорода через слабоактивируемую марганцовистую аустенитную сталь Cr12Mn20W [69]. Коэффициенты диффузии водорода в стали Cr12Mn20W из газовой и разряд-

ной фазы измерены при температуре 550...830 К. Установлено, что отражательный разряд не оказывает какого-либо влияния на процесс диффузии, и коэффициент диффузии как в отсутствие, так и в условиях разряда имеет вид: $D=3,63 \cdot 10^{-7} \exp(-0,55/kT)$ (m^2/c). Этот результат вписывается в систему данных по диффузии водорода для многих сталей, приведенных в [70].

В отличие от диффузии воздействие разряда на мембрану из стали Cr12Mn20W приводит к аномальному поведению водородопроницаемости – к ее возрастанию при уменьшении температуры. Причиной такого поведения проницаемости в низкотемпературной области ($T < 665$ К), по мнению авторов, является наличие ловушек, эффективно удерживающих водород в объеме материала [69].

Аномальное проникновение водорода при температурах, ниже 700 К в случае плазменного облучения обнаружено и для стали Cr12Mn20W2V [71]. В области температур 300...700 К абсолютная величина потока водорода, проникающего через сталь Cr12Mn20W2V, в 100...1000 раз выше потока, наблюдающегося при воздействии водорода из газовой фазы (рис. 6).

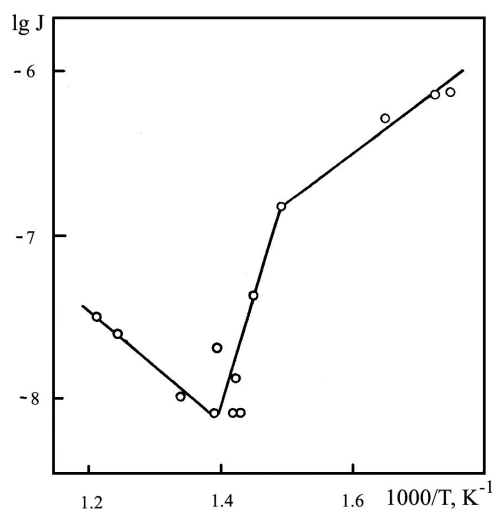


Рис. 6. Водородопроницаемость стали Cr12Mn20W2V при воздействии ионов водорода из плазмы газового разряда [71]

Влияние структурных факторов на проникновение водорода через поликристаллический никель и сталь 00X16H15M3B в процессе бомбардировки ускоренными ионами водорода при температуре 150 и 200°C исследовано в [72]. Установлено, что предварительная холодная деформация существенно повышает проницаемость водорода через исследованные материалы, так же как и уменьшение размера зерна.

На характер удержания водорода в нержавеющей стали X18H10T и ее модификациях влияют легирующие добавки, создавая дополнительные ловушки (рис. 7) [73]. Для модифицированной стали в спектре термодесорбции вместо одного пика наблюдаются три, свидетельствующие об увеличении мест захвата

водорода. Можно ожидать, что этот эффект будет более заметным при снижении дозы облучения.

Перенос дейтерия в Al, Ni, Cu и нержавеющей стали 304SS при облучении ионами D_2^+ с энергией 5кэВ при температурах от комнатной до 493К был исследован в [74].

Авторы применили оригинальную методику сбора диффундирующего водорода. На образцы толщиной 1,9 мкм со стороны обратной облученной поверхности напыляли пленку циркония толщиной 0,1...0,2 мкм, в которой накапливался водород и затем анализировался с помощью метода ядер отдачи.

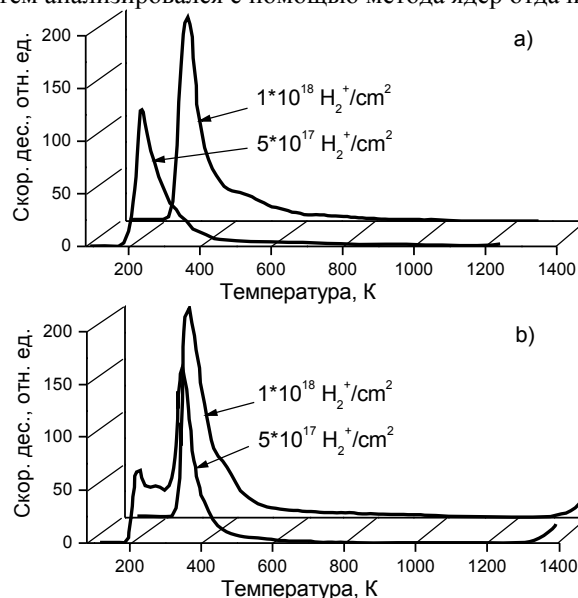


Рис. 7. Спектры термодесорбции водорода из стали X18H10T (а) и стали, модифицированной на ее основе (б), облученных ионами H_2^+ при $T=80$ К до доз $5 \cdot 10^{17} \dots 1 \cdot 10^{18}$ ион/см² [73]

Было показано, что газовыделение дейтерия с поверхности 304SS при температуре, выше комнатной, лимитируется поверхностной рекомбинацией.

На рис. 8 показана температурная зависимость коэффициентов рекомбинации для стали 304SS, полученная несколькими авторами.

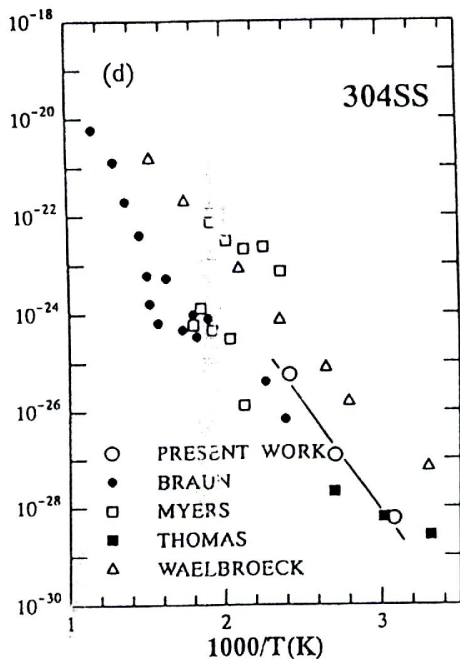


Рис.8. Зависимость коэффициента рекомбинации K_r ($\text{см}^4/\text{с}$) от температуры [74]

Наблюдаемый разброс на четыре порядка, по мнению авторов [74], может быть обусловлен образованием окисного слоя на поверхности образца.

Одним из способов изучения поведения ионно-имплантированного водорода в твердом теле является измерение термодесорбционных спектров (ТДС), получаемых при линейном нагреве образца после внедрения ионов. Несмотря на то, что накоплен большой объем информации, полученной с помощью метода ТДС, опубликованные данные во многом противоречивы. Критический анализ указывает на необходимость осторожного подхода при интерпретации некоторых экспериментальных результатов.

В отличие от гелия выделение водорода сквозь «реальную» («техническую») поверхность, покрытую остаточными неметаллическими примесями, — это многостадийный процесс, который может включать доассоциативные переходы под поверхностью, собственно ассоциацию и постассоциативные стадии до слета молекулы H_2 в газ.

Процессы на границе раздела газ-металл оказывают значительное влияние на проникновение и накопление изотопов водорода. Особое значение межфазовая кинетика приобретает для ускоренных частиц. Такие частицы свободно входят в металл, «остывая» в решетке. Обратное выделение возможно только через образование молекул H_2 путем рекомбинации на поверхности, которая управляется физико-химическими механизмами, весьма чувствительными к состоянию поверхности, в особенности к ее химическому составу на уровне даже долей монослоя [75].

Наблюдаемое в некоторых экспериментах смещение максимумов пиков газовой выделенной ионно-внедренного водорода, трактуемое как смена механизма захвата водорода, может быть обусловлено изме-

нением константы рекомбинации в результате загрязнения поверхности [62].

Выход был найден в сравнении экспериментальных и модельных спектров термодесорбции. Модель расчета в зависимости от ее сложности может включать диффузию водорода, захват его в дефекты и освобождение из них, рекомбинацию атомов на поверхности, профиль торможения ионов и профиль концентрации дефектов, флюенс ионов и т.д. Анализ трансформации модельных термодесорбционных спектров при изменении расчетных параметров позволяет объяснять многие основные закономерности и определять термодинамические характеристики процессов захвата и освобождения водорода из ловушек [76].

В ряде работ трактовка термодесорбционных спектров упрощена. Так авторы [77] определили пять температурных интервалов выхода дейтерия из аустенитной нержавеющей стали JPCA2, модифицированной титаном, рассматривая измеренные спектры как суперпозицию нескольких симметричных по форме пиков (рис. 9).

Симметричность пика типична для термодесорбции второго порядка из хемосорбированного состояния, а затянутая спадающая ветвь, наблюдаемая в [77], может соответствовать процессу диффузионного выхода при слабом влиянии дефектов [76]. Таким образом, анализ спектров термодесорбции только по форме кривой может привести к неверному выводу о механизме и термодинамических характеристиках процесса газовой выделенной.

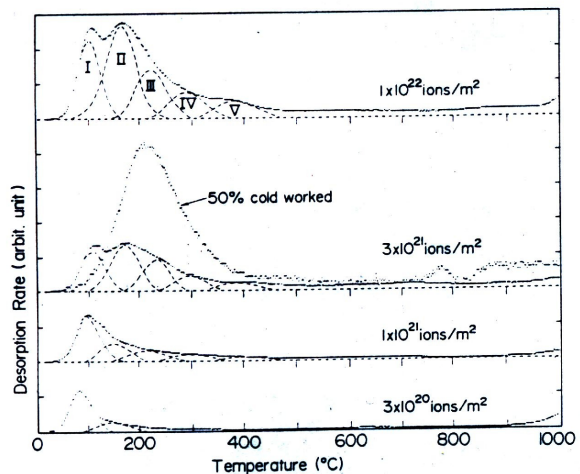


Рис.9. Спектры термодесорбции из стали JPCA2, облученной ионами дейтерия с энергией 5 кэВ при комнатной температуре до четырех различных доз [77]

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Практически все опубликованные в настоящее время работы, рассматривающие влияние имплантированного водорода на охрупчивание, упрочнение, усталость, ползучесть конструкционных материалов, указывают на негативное влияние водорода на эти процессы [6,7,14-17,54,78-82].

Под действием потока ионов водорода обнаружено возникновение трещин в приповерхностном слое ферритных сталей [83,84]. Возникновение трещин, индуцированных внедрением водорода из разряда в стали 12Х12М1БФР, наблюдалось при температуре не выше 50°C. При дозе облучения 10^{20} см⁻² размер трещин составлял ~200 мкм [84].

Механические испытания на растяжение показали, что облучение импульсными потоками водородной, гелиевой и водородно-гелиевой плазмы до доз $\sim 10^{18}$ см⁻² приводит к упрочнению образцов в 1,8 раза и ухудшению их пластических свойств в 2,3 – 2,7 раза [85,86]. Послойный электронно-микроскопический анализ показал, что в результате облучения возникает ячеистая структура, которая распространяется до глубин ~25 мкм.

Проблема водорода в сварных соединениях всесторонне рассмотрена в обзоре [87]. Освещены вопросы массопереноса водорода под влиянием ловушек и деформирования, механизма водородного охрупчивания, влияния водорода на механические свойства сталей и сварных швов, а также на замедленное разрушение сварных соединений.

ВЛИЯНИЕ СОВМЕСТНОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ ГЕЛИЯ И ВОДОРОДА

Еще в 80-е годы при решении проблем первой стенки термоядерного реактора рассматривали вопросы влияния на развитие радиационного повреждения материалов совместной имплантации гелия и водорода.

В работе [87] на основе кинетического подхода к описанию радиационно-стимулированной диффузии рассмотрено влияние водорода на массоперенос гелия в процессе совместного ионного облучения. Показано, что образование комплексов вакансия-водород может привести к значительному увеличению стационарного количества радиационных вакансий и таким образом к проникновению инертного газа в объем металла по вакансиям, стабилизированным водородом. Предложенный механизм позволил объяснить наблюдаемое в эксперименте anomalно глубокое проникновение инертного газа в объем металла при одновременной бомбардировке поверхности металлов низкоэнергетическими ионами гелия и водорода, поступающими из газоразрядной плазмы.

Предварительное внедрение гелия способствует более эффективному удержанию дейтерия в образце. Причем степень захвата меняется в зависимости от материала мишени, энергии внедрения, температуры облучения.

В стали Х18Н10Т в случае предварительного внедрения гелия удерживается на порядок большее количество ионноимплантированного дейтерия (рис. 10) [88].

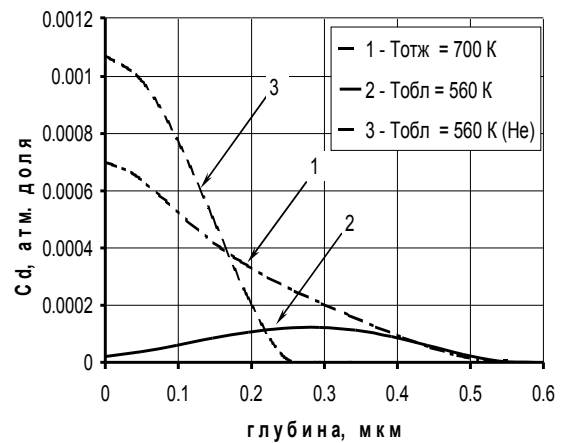


Рис.10. Распределение дейтерия в стали Х18Н10Т после имплантации при $T_{\text{комн}}$ и последующего отжига при $T=700$ К (1), после имплантации при $T=560$ К до дозы $2 \cdot 10^{18}$ см⁻² (2) и при предварительном внедрении гелия (3)

Серия экспериментов по ионной имплантации была выполнена на чистом ванадии и его сплавах при использовании тройного облучения ионами гелия с энергией 1 МэВ, ионами водорода с энергией 350 кэВ и ионами Ni³⁺ с энергией 12 МэВ. При тройном облучении распухание увеличивалось в несколько раз по сравнению с парными облучениями. Предполагается, что полости стабилизируются как гелием, так и водородом, избыток междоузельных атомов способствует развитию дислокационной структуры, а избыток вакансий – росту полостей [89].

Много работ опубликовано по облучению двойными и тройными пучками материалов, представляющих интерес для реакторов синтеза [6-8].

Большинство данных по изучению поведения водорода и гелия в конструкционных и модельных материалах, особенно с привлечением методов исследования, таких как ТДС, электронная микроскопия и т.д., получены при высоких дозах облучения.

В настоящее время для понимания процессов, протекающих в период инкубационного развития повреждения при малых скоростях смещений, малых интегральных дозах облучения, необходимы данные, полученные с помощью современных методов [89,90], о поведении материала при внедрении в него гелия и водорода с концентрацией на уровне десятков атрт. При этом целесообразно сравнение экспериментальных результатов с результатами математического описания процессов взаимодействия гелия и водорода с дефектами и моделированием экспериментальных результатов с помощью теоретических расчетов.

Авторы благодарны Ружицкому В.В. и Карпову С.А. за полезные обсуждения при подготовке материала статьи.

Работа выполнена при поддержке гранта УНТЦ, проект №2149.

ЛИТЕРАТУРА

1. H. Ullmaier // *Rad. Eff.* 1983, v. 78, p.1–10.
2. H. Ullmaier // *Nuclear fusion.* 1984, v. 24, N 8, p. 1039–1083.
3. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Т.П. Черняева. *Радиационные дефекты и распухание металлов.* Киев: «Наукова думка», 1988, 296 с.
4. А.И. Ранюк, В.Ф. Рыбалко. *Гелий в решетке металлов: Обзор.* М.: «ЦНИИАтоминформ», 1986, 64 с.
5. И.М. Неклюдов, В.Ф. Рыбалко, Г.Д. Толстолуцкая. *Эволюция профилей распределения гелия и водорода в материалах в процессе облучения и отжига: Обзор.* М.: «ЦНИИАтоминформ», 1985, 41 с.
6. Proceeding of the 14th International conference on Plasma-Surface interactions in Controlled fusion devices. Rosenheim Germany, 2000 // *J. Nucl. Mat.* 2001, v. 290-293, p. 1–1294.
7. Proceeding of the 14th International symposium on the effects of radiation on materials. USA. 1994 // *J. Nucl. Mat.* 1995, v. 225, p. 1–346.
8. *Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами. IHISM- 01:* Аннотации докладов Международного семинара. г. Саров, апрель 2001 г.
9. В.М. Шарапов, А.Е. Городецкий, А.П. Захаров, А.И. Павлов. *Баланс водорода в реакторе «ИНТОР» // Атомная энергия.* 1984, т. 56, вып.1, с. 29–31.
10. В.М. Шарапов. *Водородопроницаемость первой стенки термоядерного реактора // Атомная энергия.* 1986, т. 60, вып. 6, с. 391–397.
11. F.A. Garner, T. Okita, T. Sato et al. An experimental investigation of the combined influence of dpa rate, composition and He/dpa ratio on neutron-induced void swelling of model austenitic alloys // *Труды 15 Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, XV-ICPRP,* г. Алушта, Крым, 2002, с. 22.
12. В.М. Троянов, Ю.И. Лихачев, М.Я. Хмелевский и др. Оценка и анализ термомеханического поведения элементов ВКУ реакторов ВВЭР с учетом эффектов облучения // *Сб. докладов 2-й Межотраслевой конференции по реакторному материаловедению.* г. Димитровград. 1998, т. 2, ч. 1, с. 3–18.
13. F.A. Garner, D.J. Edwards, V.M. Oliver et al. Analysis of a PWR stainless steel baffle bolt using gas analysis, retrospective dosimetry and electron microscopy // *Труды 15 Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, XV-ICPRP,* г. Алушта, Крым, 2002, с. 93.
14. D.R. Harries, G.H. Broomfield. Hydrogen embrittlement of steel pressure vessels in pressurised water reactor systems // *J. of Nucl. Mater.* 1963, v. 9, N. 3, p. 327–338.
15. Douglas M. Symons. The effect of hydrogen on the fracture toughness of alloy X-750 at elevated temperatures // *J. of Nucl. Mater.* 1999, v. 265, p. 225–231.
16. H. Takaku, H. Kayano. Combined effects of neutron irradiation and hydrogen absorption on tensile properties and fracture mode of steels for nuclear pressure vessel // *J. of Nucl. Mater.* 1982, v. 110, p. 286–295.
17. M. Beghini, G. Benamati et al. Effect of hydrogen on the ductility reduction of F82H martensitic steel after different heat treatments // *J. of Nucl. Mater.* 2001, v.288, p.1–6.
18. I. Mukouda, Y. Shimomura, T. Iiyama et al. Microstructure in pure copper irradiated by simultaneous multi-ion beam of hydrogen, helium and self ions // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283-287, p. 302–305.
19. B.H. Sencer, G.M. Bond, F.A. Garner et al. Microstructural evolution of alloy 718 at high helium and hydrogen generation rates during irradiation with 600-800 MeV protons // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283-287, p. 324–328.
20. E.E. Bloom // *J. of Nucl. Mater.* 1979, v. 85&86, p. 795–799.
21. G.R. Caskey, Jr., D.E. Rawl, D.A. Mezzanotte // *Scr. Metall.* 1982, v. 16, p. 969–973.
22. I. Ioka, M. Yonekawa, Y. Mita et al. Effect of helium to dpa ratio on fatigue behavior of austenitic stainless steel irradiated to 2 dpa // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283-287, p. 440–445.
23. K. Sonnenberg, H. Ullmaier // *J. of Nucl. Mater.* 1981, v. 103-104, p. 859–865.
24. A.A. Tavassoli et al. // *Proceedings of the 17th conference on effects of radiation on materials. ASTM-STP 1270,* Philadelphia, USA, 1999, p. 995.
25. H. Iwakiri, K. Yasunaga, K. Morishita, N. Yoshida. Microstructure evolution in tungsten during low-energy helium ion irradiation // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283-287, p. 1134–1138.
26. N.H. Packan, K. Farrell // *J. of Nucl. Mater.* 1979, v. 85&86, p. 677–685.
27. G. Kogel, Qin-Min Fan, P. Sperr et al. Helium irradiated nickel investigated by positron annihilation // *J. of Nucl. Mater.* 1985, v. 127, p. 125–131.
28. B. Viswanathan, W. Triftshauser, G. Kogel // *Rad. Effects.* 1983, v. 78, p. 231–238.
29. P. Wang, Y. Li, J. Liu et al. A study of helium trapping, bubble structures and helium migration in type 316L stainless steel under helium implantation // *J. of Nucl. Mater.* 1989, v. 169, p. 167–176.
30. В.И. Бендиков, А.В. Никитин, В.В. Ружицкий, В.Ф. Рыбалко, С.М. Хазан. Кинетика развития гелиевой пористости в пленках никеля в процессе постимплантационного отжига // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение».* 1996, вып. 1(64), с. 65–72.
31. В.И. Бендиков, А.В. Никитин, В.В. Ружицкий, В.Ф. Рыбалко, С.М. Хазан. Кинетика роста гелиевых пор при отжиге никелевых пленок, имплантированных ионами гелия // *Поверхность.* 1996, № 10, с. 67–74.
32. K. Ono, K. Arakawa, M. Oohashi et al. Formation and migration of helium bubbles in Fe-16Cr-17Ni austenitic alloy at high temperature // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283–287, p. 210–214.
33. V.I. Bendikov, I.S. Martynov, V.V. Ruzhitsky, V.F. Rybalko. Influence of the vacuum environment on the growth of helium bubbles in Ni during post-implantation annealing // *Vacuum.* 1998. v. 49, N 1, p. 1–3.
34. T. Sawai, K. Fukai, S. Jitsukawa, H. Otsu, A. Hishimura. Microstructural evolution of He-preinjected austenitic stainless steels under HVEM irradiation // *J. of Nucl. Mater.* 1994, v. 212-215, p. 453–457.
35. T. Wakai, N. Hashimoto, Y. Miwa et al. Effect of helium production on swelling of F82H irradiated in HFIR // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283-287, p. 799–805.
36. R. Coppola, M. Magnani, R.P. May et al. Study of He-bubble growth in α -particle implanted F82H-mod martensitic steel // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283-287, p.183–187.
37. С.Ю. Бинюкова, А.Н. Калашников, Б.А. Калинин, И.И. Чернов. Особенности поведения гелия и развитие газовой пористости в сплавах Fe-C // *Труды 15 Международной конференции по физике радиационных явлений*

- и радиационному материаловедению, XV-ICPRP, Алушта, Крым, 2002, с. 192–193.
- 38.G.J. Van der Kolk, A. Van Veen, L.M. Caspers. The interaction of He with C in α -Fe // *Delft. Progr. Rept. Ser.: Phys. And Phys. Eng.* 1979, v. 4, N 1, p. 19–28.
- 39.W.D. Wilson, C.L. Bisson, M.I. Baskes. Self-trapping of helium in metals // *Phys. Rev. B.* 1981, v. 24, p. 5616–5624.
- 40.Л.П. Тищенко, А.В. Шабуня, Т.И. Перегон. Исследование захвата и термического газовыделения гелия и изотопов водорода из конструкционных материалов // *Изв. РАН. Сер. Физическая.* 1994, т. 85, № 3, с. 158–161.
- 41.B.A. Kalin, I.I. Chernov, A.G. Bogachev et.al. Influence of carbon and titanium on helium bubble microstructure in nickel under helium ion bombardment // *Mater. Sci. Forum.* 1992, v. 97-99, p. 373–378.
- 42.J.H. Evans, A. Van Veen, L.M. Caspers // *Scripta Met.* 1983, v. 17, p. 549–553.
- 43.S.E. Donnelly // *Vacuum.* 1978, v. 28, p. 163–174.
- 44.V.F. Zelenskij, I.M. Nekludov, V.V. Ruzhitskij et.al. Thermal desorption of helium from polycrystalline Ni irradiated to fluences range in from 1.10^{17} to 1.10^{18} $\text{He}^+\text{cm}^{-2}$ // *J. of Nucl. Mater.* 1987, v. 151, p. 22–33.
- 45.E.V. Kornelsen, A.A. van Gorkum // *J. of Nucl. Mater.* 1980, v. 92, p. 79–83.
- 46.G.J. van der Kolk, A. van Veen, L.M. Caspers, J.Th.M. de Hosson. Binding of helium to metallic impurities in tungsten; experiments and computer simulations // *J. of Nucl. Mater.* 1985, v. 127, p. 56–66.
- 47.Г.Д. Толстолуцкая, В.Ф. Рыбалко, И.Е. Копанец, И.М. Неклюдов, В.В. Ганн. Исследование радиационных дефектов в никеле после имплантации ионов Xe^+ // *Атомная энергия.* 1990, т. 68, вып. 6, с. 408–413.
- 48.И.Е. Копанец, И.М. Неклюдов, В.Ф. Рыбалко и др. Применение метода обратного рассеяния каналированных ионов в исследованиях профилей распределения радиационных нарушений, создаваемых в никеле при облучении ионами He^+ , Ar^+ , Kr^+ , Xe^+ // *Материалы 2-й конференции “Микроанализ на ионных пучках”.* г. Сумы, 1991 г., с. 104–116.
- 49.И.М. Неклюдов, Г.Д. Толстолуцкая, И.Г. Марченко и др. Исследование процессов взаимодействия точечных дефектов с имплантированными примесными атомами методом каналирования // *Научные ведомости БГУ.* 1997, вып. 2(5), с. 54–65.
- 50.Г.Д. Толстолуцкая, И.М. Неклюдов, В.Ф. Зеленский и др. Диагностика in situ методом ядерных реакций распределений водорода и гелия, имплантированных в сталь X18H10T // *Труды 15 Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, XV-ICPRP,* Алушта, Крым, 2002, с. 225–226.
- 51.В.И. Бендигов, В.В. Брык, В.Н. Воеводин и др. Исследование температурных интервалов удержания гелия, внедренного в сталь 08X18H10T до концентраций 1000 атрм // *Труды 15 Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, XV-ICPRP,* Алушта, Крым, 2002, с. 188–189.
- 52.В.Г. Дзенковский, И.М. Неклюдов, Л.И. Пивовар и др. Эволюция профилей распределения гелия в никеле при отжиге в интервале температур 320–1170 К // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение».* 1980, вып. 3(14), с. 97–98.
- 53.M.B. Lewis. Diffusion and trapping of ion-implanted helium in nickel // *J. of Nucl. Mater.* 1987, v. 149, p. 143–149.
54. *Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение* (Под ред. А.М. Паршина, И.М. Неклюдова, Н.В. Камышанченко. БГУ, 1998, 378 с.
- 55.R. Kasada, T. Morimura, A. Hasegawa, A. Kimura. Effect of helium implantation on mechanical properties and microstructure evolution of reduced-activation 9Cr-2W martensitic steel // *J. of Nucl. Mater.* 2001, v. 299, p. 83–89.
- 56.D.S. Gelles. On quantification of helium embrittlement in ferritic/martensitic steels // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283–287, p. 838–840.
- 57.S.Kawano, K.Fukuya, F.Kano et.al. Effect of weld cycle and restraint stress on helium bubble formation in stainless steels // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283–287, p. 1220–1223.
- 58.S.A. Fabritsiev, A.S. Pokrovsky. Radiation resistance of weld joints of type 316 stainless steel containing about 10 атрм He // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283–287, p. 1215–1219.
- 59.Т.В. Гельд. Р.А. Рябов, Е.С. Кодес. *Водород и несовершенства структуры металлов.* М.: “Металлургия”, 1979, 221 с.
- 60.W. Moller // *Nucl. Instr. Meth.* 1983, v. 209/210, pt. II, p. 773–790.
- 61.F. Besenbacher, S. Myers, J. Norskov // *Nucl. Instr. Meth. In Phys. Research.* 1985, v. B 7/8, p. 55–66.
- 62.А.А. Писарев. Взаимодействие водорода с дефектами в металлах // *Атомная энергия.* 1987, т. 62, вып. 2, с. 109–118.
- 63.S.T. Picraux. Defect trapping of gas atoms in metals // *Nucl. Instr. Meth.* 1981, v. 182/183, p. 413–437.
- 64.S.M. Myers, P.M.Richards, W.R.Wampler, F.Besenbacher. Ion-beam studies of hydrogen-metal interactions // *J. of Nucl. Mater.* 1989, v. 165, p. 9–64.
- 65.Rion A. Causey. Hydrogen isotope retention and recycling in fusion reactor plasma-facing components // *J. of Nucl. Mater.* 2002, v. 300, p. 91–117.
- 66.V.L. Arbuzov, G.A. Raspopova, S.E. Danilov et.al. The interaction of deuterium and tritium with radiation and other defects in austenitic steel and nickel // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283–287, p. 849–853.
- 67.M. Daw et al. // *Sol. State Comm.* 1983, v. 46, N 10, p. 735–738.
- 68.Yu. Dolinski, I. Lyasota, A. Shestakov et al. Heavy hydrogen isotopes penetration through austenitic and martensitic steels // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283–287, p. 854–857.
- 69.В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, В.Ф. Рыбалко и др. Диффузия водорода и водородопроницаемость слабоактивируемой стали Cr12Mn20W в условиях облучения потоком ионов водорода // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение».* 1996, вып.1(64), с. 73–79.
- 70.D.M. Grant, D.L. Cummings, D.A. Blackburn // *J. of Nucl. Mater.* 1988, v. 152, p. 139–145.
- 71.В.И. Грицина, О.А. Опалев, В.В. Ружицкий и др. Водородопроницаемость стали Cr12Mn20W2V // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиацион-*

- ных повреждений и радиационное материаловедение» (80). 2001, № 4, с. 83–85.
72. А.Г. Залужный, В.П. Копытин, А.В. Маркин и др. Влияние некоторых структурных факторов на проникновение водорода через конструкционные материалы в процессе бомбардировки ионами ванадия // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1990, вып. 1(52), с. 51–53.
73. Имитация и изучение процессов взаимодействия термоядерной плазмы с поверхностью конструкционных материалов на ускорителях заряженных частиц и плазменных установках: Отчет №У67256. Харьков, 1983, 195 с.
74. S. Yamaguchi, S. Nagata, K. Takahito, S. Yamamoto. Deuterium transport in metal membranes during deuterium implantation studied by ERD analysis technique of transmission geometry // *J. of Nucl. Mater.* 1995, v. 220-222, p. 878–882.
75. А.А. Саранцев. Выделение и растворение изотопов водорода сквозь сложный потенциальный рельеф на “реальной” поверхности металла // *Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами. ИИИМ-01*: Аннотации докладов Международного семинара, г.Саров, апрель 2001 г, с.33–35.
76. А.А. Писарев, О.В. Огородникова. Расчет термодесорбционных спектров в двухстадийной модели газовой выделенности ионно-внедренного водорода // *Изв. академии наук. Сер. Физическая*. 1994, т. 58, № 3, с. 151–157.
77. N.Yoshida, N. Ashizuka, T. Fujiwara et.al. Radiation damage and deuterium trapping in deuterium ion irradiated austenitic steel // *J. of Nucl. Mater.* 1988, v. 155–157, p. 775–780.
78. J. Morisawa, M. Kodama, N. Yokota et.al. Hydrogen analysis and slow strain rate test in Ar gas for irradiated austenitic stainless steel // *J. of Nucl. Mater.* 2001, v. 294, p. 241–249.
79. J. Morisawa, M. Otaka, M. Kodama et.al. Detection of intergranular cracking susceptibility due to hydrogen in irradiated austenitic stainless steel with a superconducting quantum interference device (SQUID) sensor // *J. of Nucl. Mater.* 2002, v. 302, p. 66–71.
80. H. Rauh, H. Ullmaier. Hydrogen concentrations near cracks in target materials for high-power spallation neutron sources // *J. of Nucl. Mater.* 2001, v. 295, p. 109–120.
81. S. Sugiyama, H. Ohkubo, M. Takenaka et.al. The effect of electrical hydrogen charging on strength of 316 stainless steel // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283–287, p. 863–867.
82. T.R. Allen, J.I. Cole, C.L. Trybus, D.L. Porter. The effects of long-time irradiation and thermal ageing on 304 stainless steel // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 282, p. 171–179.
83. Е.Д. Волков и др. Особенности эрозии поверхности стали типа НТ-9 при экспозиции в водородной плазме // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1988, вып.5(47), с. 58–61.
84. В.И. Бендииков, А.В. Никитин, В.В. Ружицкий и др. Возникновение трещин в ферритной стали 12Х12М1БФР под действием потока ионов водорода // *Атомная энергия*. 1990, т. 68, вып. 6, с. 406–408.
85. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, В.Н. Воеводин и др. Влияние облучения импульсными потоками плазмы на механические свойства аустенитных нержавеющей сталей Х16Н15М3В и Х18Н10Т: Препринт ХФТИ 89-64, М.: ЦНИИАтоминформ, 1989.
86. V.F. Zelenskiy, I.M. Neklyudov, V.N. Voevodin et.al. The influence of pulsed plasma jet irradiation on the mechanical properties of KH16Ni15M3B and KH18Ni10T austenitic stainless steels // *J. of Nucl. Mater.* 1991, v. 178, p. 99–107.
87. И.К. Походня. Проблемы сварки высокопрочных низколегированных сталей. *Современное материаловедение XXI век.* Киев: «Наукова думка», 1998, с.31–69.
88. С.В. Дивинский, Л.Н. Лариков. О влиянии водорода на миграцию гелия в условиях ионной имплантации // *Металлофизика*. 1989, т.11, № 2, с. 56–59.
89. Г.Д. Толстолуцкая, И.М. Неклюдов, В.В. Ружицкий, И.Е. Копанец, В.И. Бендииков, С.А. Карпов. Особенности распределения ионно-имплантированного дейтерия в нержавеющей стали Х18Н10Т // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»* (80). 2001, № 4, с. 86–89.
90. N. Sekimura, T. Iwai, Y. Arai et.al. Synergistic effects of hydrogen and helium on microstructural evolution in vanadium alloys by triple ion irradiation // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283–287, p. 224–228.
91. B.M. Oliver, F.A. Garner, L.R. Greenwood, J.A. Abrefah. High-sensitivity quadrupole mass-spectrometry system for the determination of hydrogen in irradiated materials // *J. of Nucl. Mater.* 2000, v. 283-287, p. 1006–1010.
92. A. Kohyama. Multiple beam charged particle irradiation methods for radiation damage studies of nuclear fission/fusion materials // *2002 Annual meeting of the Atomic Energy Society of Japan*, Kobe, Japan, 2002, p. 49–54.
93. В.И. Бендииков, М.Ю. Бредихин, А.Г. Гугля и др. Изучение влияния гелия и дислокационной структуры на развитие пористости в никеле // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1984, вып. 5(33) с. 27–30.

ГЕЛІЙ ТА ВОДЕНЬ У КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛАХ

І.М. Неклюдов, Г.Д. Толстолуцка

Проведено аналіз основних існуючих в літературі результатів щодо поведінки іонно-імплантованих гелію та водню в металах, взаємодії з мікро-та макродефектами, еволюції дефектної структури та мікроструктури матеріалу, впливу гелію та водню на механічні властивості.

HELIUM AND HYDROGEN IN STRUCTURAL MATERIALS

I.M. Neklyudov, G.D. Tolstolutskey

The analysis of literature results on the behavior of ion-implanted helium and hydrogen in metals , on the interaction with micro - and macro-defects, on the defect structure and the material microstructure evolution, on the helium and hydrogen effect on the mechanical properties is carried out.