

На правах рукописи

**Аунг Чжо Зо**

**ПОВЕДЕНИЕ ГЕЛИЯ И ВОДОРОДА В ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВАХ  
МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ КОМПОЗИЦИЙ, ОБЛУЧЕННЫХ  
ЛЕГКИМИ И ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ**

01.04.07 – «Физика конденсированного состояния»

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени кандидата  
физико-математических наук

Автор:



Москва – 2015

Работа выполнена в Национальном исследовательском ядерном университете  
«Московский инженерно-физический институт»

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ: доктор физико-математических наук,  
профессор Чернов И.И., НИЯУ МИФИ

ОФИЦИАЛЬНЫЕ ОПОНЕНТЫ: Доктор физико-математических наук  
Бондаренко Г.Г, профессор, заслуженный  
деятель науки РФ,  
заместитель директора  
НИИ перспективных материалов  
и технологий, г. Москва

Доктор технических наук  
Неустроев В.С., ведущий  
научный сотрудник, АО «ГНЦ НИИАР»,  
г. Дмитровград

ВЕДУЩАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ: НИЦ «Курчатовский институт»

Защита состоится «25» февраля 2015 г. в 15 час. 00 мин.  
на заседании диссертационного совета Д 212.130.04 НИЯУ МИФИ  
по адресу: 115409, Москва, Каширское шоссе, 31.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке НИЯУ МИФИ.

Автореферат разослан «    » января 2015 г.

Просим принять участие в работе совета или прислать отзыв в двух  
экземплярах, заверенных печатью организации, по адресу НИЯУ МИФИ.

Ученый секретарь диссертационного совета  
д.ф.-м.н., профессор



И.И. Чернов

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность проблемы.** При создании термоядерных реакторов (ТЯР) будущего возникают огромные проблемы, связанные с выбором и/или созданием конструкционных материалов первой стенки, работающих под воздействием более жесткого спектра нейтронов (до 14,08 МэВ), чем в реакторах на быстрых нейтронах. Большие габариты, высокие температуры и тепловые мощности энергетических ТЯР вызовут в конструкционных материалах большие термо-механические нагрузки и термические напряжения, тепловое и радиационно-стимулированное формоизменения конструктивных элементов. Кроме того, следует предусмотреть совместимость конструкционного материала с используемым теплоносителем. Такие жесткие условия приводят к существенному ограничению вариантов выбора разрабатываемых конструкционных материалов.

В многочисленных исследованиях показано, что в качестве конструкционных материалов для ТЯР на сегодняшний день перспективными являются сплавы на основе ванадия с Ti и Cr, наиболее изученным среди которых является тройной сплав V–4%Ti–4%Cr. По сравнению с реакторными конструкционными сталями сплавы V–Ti–Cr обладают рядом преимуществ, включая высокие значения прочностных свойств вплоть до температуры 750 °С, низкий уровень наведенной радиоактивности и быстрый ее спад, высокая термостойкость и др. Однако сплавы ванадия интенсивно растворяют элементы внедрения – кислород, азот и водород при температурах выше 400 °С, что может привести к ухудшению механических и технологических свойств, увеличению температуры хрупко-вязкого перехода. Кроме того, в ряде исследований показано, что легирование ванадия титаном ухудшает коррозионную стойкость сплавов в некоторых жидкометаллических теплоносителях (ЖМТ). Например, в натрии сплавы с 5–10% Ti подвергаются сквозному внутреннему окислению с падением пластичности, а высоколегированные сплавы с 10–40% Ti подвергаются окислению и старению, становятся проницаемыми для натрия и теряют как прочность, так и пластичность, а температура эксплуатации сплавов таких систем ограничивается 700–750 °С. Улучшения коррозионной стойкости ванадиевых сплавов в ЖМТ можно достичь исключением титана, а повышение рабочих температур до 800–850 °С возможно использованием сплавов на основе систем V–Ta, V–W, многокомпонентных сплавов.

В конструкционных материалах первой стенки и других узлов разрядной камеры ТЯР наряду с высокой степенью радиационного повреждения структуры нейтронное облучение неизбежно должно приводить к интенсивной генерации трансмутационных гелия и водорода, а также имплантации их излучением из плазмы, которые оказывают существенное влияние на радиационную повреждаемость и могут быть причиной сокращения срока эксплуатации конструктивных элементов реактора. Однако поведение новых сплавов при накоплении значительных концентраций газовых примесей, характерных для ТЯР, как и поведение самих гелия и водорода и развитие газовой пористости, изучено недостаточно.

В связи с этим выявление закономерностей поведения гелия, водорода, развития микроструктуры и газовой пористости в зависимости от вида и содержания легирующих элементов в ванадиевых сплавах является актуальным направлением исследований.

**Цель работы.** Целью работы явилось выявление закономерностей поведения гелия и водорода и развития газовой пористости в ванадиевых сплавах малоактивируемых композиций в зависимости от их химического состава при ионном облучении.

Для достижения цели решены следующие задачи.

- Обоснован выбор модельных двойных и тройных сплавов ванадия для исследования.
- Обоснованы условия облучения образцов ионами гелия, водорода и никеля, включая энергию ионов, температуру мишеней, и проведено ионное облучение.
- Методами просвечивающей электронной микроскопии и термодесорбционной спектрометрии изучены основные закономерности развития газовой пористости и выделения гелия в зависимости от химического состава ванадиевых сплавов в различных условиях ионного облучения.
- Изучены особенности развития вакансионной пористости при облучении ионами никеля с энергией 7,5 МэВ и последовательно ионами гелия и никеля.
- Выявлена роль легирующих элементов в механизмах захвата и выделения внедренного гелия, развития газовой пористости с использованием модельных сплавов систем V-Ta, V-W, V-Ta-W, V-Zr и V-Ti.
- Изучены закономерности захвата, удержания и выделения водорода в зависимости от химического состава ванадиевых сплавов.
- Предложены физические модели, способные объяснить отсутствие или развитие вакансионной пористости в зоне максимального повреждения структуры при имитационном облучении тяжелыми ионами, а также немонотонное влияние концентрации титана в ванадии на количество удерживаемого водорода.

### **Научная новизна и практическая значимость работы.**

1. Впервые исследовано развитие гелиевой пористости в сплавах ванадия с Ta, W, Zr и Ti и показано, что тантал с тем же числом электронов в незаполненной *d*-оболочке, что и у ванадия, слабо влияет на газовое распухание ванадия; вольфрам, имея большее число электронов, заметно увеличивает распухание; титан и цирконий с меньшим числом электронов существенно подавляют распухание.
2. Впервые с использованием российского ускорителя ЭПП-15 получены экспериментальные данные, показавшие, что при использованных условиях облучения ионами Ni<sup>2+</sup> ( $E = 7,5$  МэВ,  $D = 100$  сна,  $T = 650$  °С) распухание ванадия соответствует литературным данным по ОЦК сталям и сплавам, облученным в аналогичных условиях, поэтому ускоритель ЭПП-15 целесообразно использовать для экспрессной оценки относительной радиационной стойкости материалов.

3. Впервые обнаружен эффект того, что ионы Ni «загоняют» предварительно имплантированный в тонкий слой образца гелий на большую глубину, и облучение ионами в последовательности  $He^+ + Ni^{2+}$  вызывает большее радиационное распухание, чем только  $Ni^{2+}$ , и это может представлять интерес с точки зрения радиационной стойкости конструкционных материалов первой стенки термоядерных реакторов.
4. Впервые показано и физически обосновано, что в имитационных экспериментах для создания вакансионной пористости в зоне повреждения структуры следует выбирать такие ионы, которые нерастворимы или малорастворимы в твердом состоянии в материале облучаемого образца.
5. Показано, что легирование ванадия Ta и W значительно увеличивает температуру термодесорбционных пиков и энергию активации газовыделения и предложено физическое объяснение такого явления, а именно – формирование в сплавах в процессе имплантации ионов гелия термически более стабильных комплексов типа  $He_mMe_kV_n$  ( $Me = Ta, W, V$  – вакансия), чем простые комплексы типа  $He_mV_n$  в ванадии. Причем при высокотемпературной (650 °C) имплантации гелия температуры пиков ТДС значительно ниже, чем при комнатной температуре внедрения, вследствие того, что в структуре образцов уже образовалась гелиевая пористость и не требуется времени для диссоциации комплексов и формирования пузырьков.
6. Обнаружено, что в сплавах V–Ti существует два основных типа ловушек для водорода, выделение из которых газа при нагреве проявляется в формировании двух пиков в спектре ТДС: низкотемпературного в интервале 780÷790 К, высота которого зависит, а положение по температурной шкале не зависит от состава сплава, и высокотемпературного при 870÷880 К, интенсивность и положение которого на температурной шкале определяются составом сплава.
7. Впервые показано, что в ванадиевых сплавах титан немонотонно влияет на количество удерживаемого водорода как при автоклавном насыщении им, так и ионном внедрении: по сравнению с захватом водорода ванадием добавка 0,5 % Ti уменьшает, добавки 1 и 5 % Ti увеличивают, а 10 % Ti снова снижает количество водорода в сплаве. Предложено физическое объяснение появления двух пиков термодесорбции водорода и немонотонного влияния титана в ванадии на количество удерживаемого водорода.

Практическая значимость работы заключается в том, что результаты исследования дают возможность прогнозирования интенсивности вакансионного и газового распухания, удержания гелия и водорода и водородного охрупчивания ванадиевых сплавов, позволяют дать ряд обоснованных рекомендаций экспериментаторам и специалистам-разработчикам конструкционных материалов ядерных и термоядерных реакторов по выбору радиационно-стойких ванадиевых сплавов, определению оптимальной основы и химического состава материалов в условиях накопления в них значительных концентраций гелия и водорода. Данные, полученные облучением в российском ускорителе ЭП-15, свидетельствуют о целесообразности его использования в материаловедческих целях, в частности, определения

относительной радиационной стойкости разных материалов на этапе предварительного их отбора в качестве реакторного конструкционного материала. Совокупность полученных в работе результатов представляют интерес для исследователей, работающих в области физики твердого тела и фундаментальных проблем взаимодействия излучения с твердым телом.

### **Основные положения, выносимые на защиту.**

1. Выявленные закономерности влияния Ta, W, Zr и Ti в ванадии на гелиевое распухание, свидетельствующие об определенной корреляции распухания с числом электронов в незаполненной *d*-оболочке основы сплава и легирующих элементов.
2. Экспериментальные результаты, полученные с использованием российского ускорителя ЭПП-15 при облучении ионами Ni<sup>2+</sup> и в последовательности He<sup>+</sup> + Ni<sup>2+</sup> и их физическое объяснение.
3. Обнаруженные закономерности выделения ионно-внедренного гелия из ванадиевых сплавов при ТДС исследованиях и выявленные особенности влияния тантала и вольфрама на захват и выделение гелия.
4. Установленные закономерности захвата и удержания водорода в ванадиевых сплавах.
5. Физическую модель, заключающуюся в существовании двух типов основных ловушек для водорода в ванадиевых сплавах – ловушек, на энергию связи водорода с которыми не влияет легирование (например, вакансии, дислокации и т.п.), и ловушек, на энергию связи водорода с которыми и их водородоемкость влияет легирование (например,  $\gamma$ -гидрид TiH<sub>2</sub> либо гидриды типа Ti<sub>1-x</sub>V<sub>x</sub>H<sub>y</sub>), способную объяснить появление двух пиков термодесорбции водорода и немонотонного влияния титана в ванадии на количество удерживаемого водорода.
6. Установленные закономерности удержания водорода при последовательном облучении ионами He<sup>+</sup> и H<sup>+</sup> в зависимости от температуры предварительного облучения ионами He<sup>+</sup> и химического состава сплавов.

### **Объем и структура работы.**

Диссертация состоит из введения, четырех разделов, выводов и библиографии. Работа изложена на 123 страницах, содержит 59 рисунков, 17 таблиц и список цитируемой литературы из 113 наименований.

### **Апробация работы.**

Основные положения работы докладывались и обсуждались на следующих научных семинарах, совещаниях и конференциях: Научная сессия НИЯУ МИФИ-2012 и НИЯУ МИФИ-2014 (г. Москва, 2012 и 2014 гг.); Отраслевой научный семинар «Физика радиационных повреждений материалов атомной техники» (г. Обнинск, Россия, 2011 и 2012 гг.); 15<sup>th</sup> International Conference on Fusion Reactor Materials (October 16–22, 2011, Charleston, South Carolina, USA); XXIV Международное совещание «Радиационная физика

твердого тела» (г. Севастополь, Россия, 2014 г.); IV и V Международная конференция и VI и IX Международная школа молодых ученых и специалистов «Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами» им. А.А. Курдюмова (IHISM'10 и IHISM'14) (г. Воронеж, Россия, 2010 г., г. Саров, Россия, 2014 г.); XIX Международная конференция по электростатическим ускорителям и пучковым технологиям, ESACCEL 2012, 13–15 ноября 2012 г., г. Обнинск, Россия; Выездная сессия научного Совета РАН по проблеме «Радиационная физика твердого тела», ноябрь 2013 г., г. Москва (*Работа признана важнейшим результатом в области радиационной физики твердого тела за 2013 г.*); Конференция «Материалы ядерной техники», 7–9 октября 2014 г., г. Звенигород, Московская область (МАЯТ-2014).

### **Публикации.**

По теме диссертации опубликовано 11 работ в научных журналах и сборниках трудов Международных и Российских конференций, совещаний и семинаров, в том числе 6 статей в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК РФ.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность исследования закономерностей поведения гелия и водорода и развития газовой пористости в ванадиевых сплавах малоактивируемых композиций в зависимости от их химического состава при ионном облучении; сформулированы цель работы и решаемые задачи, указаны новизна и практическая значимость, изложены основные положения, выносимые на защиту.

Анализ литературных данных показал важную роль в радиационной стойкости конструкционных материалов гелия и водорода. Однако данных по их поведению и развитию газовой пористости в зависимости от химического состава материалов недостаточно.

В связи с этим, и в соответствии с целью работы и поставленными задачам, были изучены сплавы на основе ванадия V (99,86 %) с 1%Zr, 2%Zr, 1%Ta, 2%Ta, 1%W, 4%W, 2%W–1%Ta, 2%W–2%Ta, на основе V (99,98 %) с 0,3; 0,5; 1; 5; 10 % Ti и сплав V–4%Cr–4%Ti японской выплавки, облученные ионами He<sup>+</sup> с энергией 40 кэВ до дозы  $5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-2}$  при 20 и 650 °С и дополнительно ионами Ni<sup>2+</sup> с энергией 7,5 МэВ до дозы 100 сна при 650 °С, а также ионами H<sup>+</sup> с энергией 25 кэВ при 20 °С до дозы  $5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-2}$ . Кроме ионного внедрения водорода, сплавы V–Ti насыщены водородом в течение 2000 ч в автоклаве с температурой водой с температурой 350 °С под давлением 16,8 МПа. Ванадий и его сплавы отжигались при температуре 1000 °С в течение 2 ч. Методы исследования – просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), термодесорбционная спектрометрия гелия и водорода (ТДС) и восстановительное плавление для определения абсолютного количества водорода.

**При исследовании исходной структуры** в ПЭМ в ванадии и его сплавах обнаружены выделения кубической или слегка вытянутой формы разного размера в интервале 50–300 нм,

характерный вид которых показан на рис. 1. В таких выделениях сконцентрированы в основном азот и немного кислород, т.е. они представляют собой грубые нитриды. Кислород в основном концентрируется в тонкодисперсных выделениях и/или различных комплексах в матрице сплава. Плотность крупных выделений растет с ростом количества азота больше, чем с ростом количества кислорода. Некоторая часть азота находится в твердом растворе, а большая часть – в выделениях.

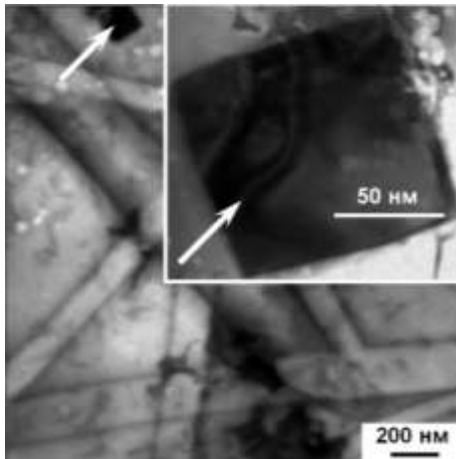


Рис. 1. Микроструктура сплава V–4%Cr–4%Ti в состоянии отжига при 1000 °С, 2 ч

**Облучение ионами гелия с энергией 40 кэВ.** На рис. 2 приведены ПЭМ-снимки образцов ванадия разной исходной чистоты, облученных ионами He<sup>+</sup> при 650 °С. В ванадии при высокотемпературном облучении сформировались достаточно крупные пузырьки преимущественно кубической формы.

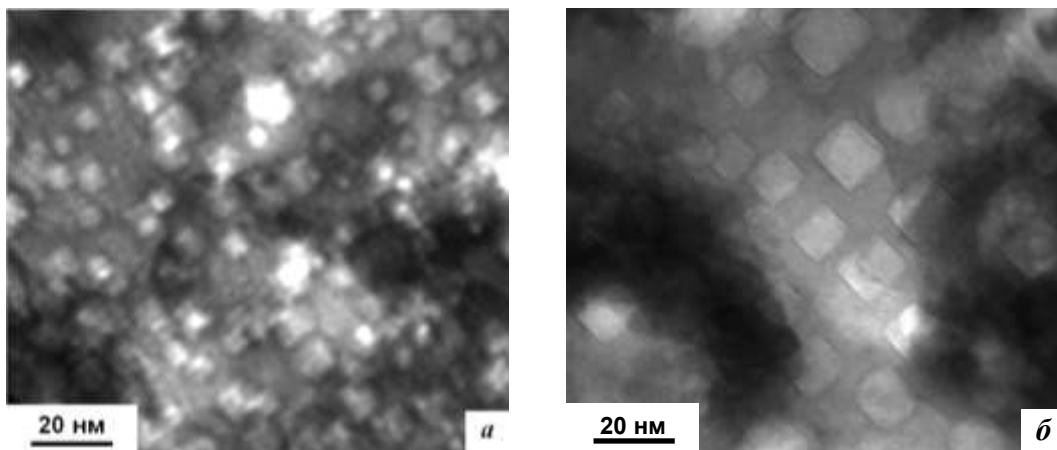


Рис. 2. Микроструктура образцов ванадия чистотой 99,86% (а) и 99,98% (б), облученных ионами He<sup>+</sup> до флюенса  $5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-2}$  при 650 °С

Размер пузырьков в ванадии чистотой 99,86% более 10 нм, что определило его достаточно высокое газовое распухание  $S > 1 \%$  (табл. 1). В то же время что распухание ванадия чистотой 99,98%, облученного ионами He<sup>+</sup> при тех же условиях, составило значительно большую величину – 4,5 %. Несмотря на более высокую плотность пузырьков, меньшее газовое распухание более «грязного» ванадия связано с меньшим размером пузырьков.



Как видно на рис. 3, при легировании вольфрамом и танталом появляется тенденция к округлению пузырьков, наблюдаются многогранные пузырьки наравне с кубическими, которые составляют большинство. При легировании V вольфрамом увеличивается размер пузырьков, отдельные достигают  $> 20$  нм в сплаве V-1%W и почти 30 нм в сплаве V-4%W, что определило более высокое, чем у чистого ванадия, газовое распухание сплавов V-W. В сплаве с Ta также сформировались более крупные, чем в ванадии, пузырьки, но их меньшая плотность привела почти к такому же распуханию, что и у ванадия (см. табл. 1).

Таблица 1

Параметры гелиевых пузырьков ( $d_{\max}$ ,  $d_{\text{ср}}$  – максимальный и средний размеры пузырьков,  $\rho$  – объемная плотность,  $S$  – распухание облученного слоя) в ванадии и его сплавах, облученных ионами  $\text{He}^+$  до флюенса  $5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-2}$  при  $650 \text{ }^\circ\text{C}$

Материал*	$d_{\max}$ , нм	$d_{\text{ср}}$ , нм	$\rho$ , $10^{22} \text{ м}^{-3}$	$S$ , %
V (99,86%)	11	4,4	$6,6 \pm 1,8$	$1,1 \pm 0,3$
V (99,98%)	22	8,6	$1,7 \pm 0,4$	$4,5 \pm 1,1$
V-1%W	21	8,0	$3,5 \pm 0,8$	$1,3 \pm 0,3$
V-4%W	29	16,5	$0,9 \pm 0,2$	$1,7 \pm 0,4$
V-1%Ta	20	11,0	$1,4 \pm 0,4$	$1,0 \pm 0,3$
V-2%Ta	28	11,5	$1,6 \pm 0,4$	$1,2 \pm 0,3$
V-2%W-1%Ta	15	9,8	$1,5 \pm 0,4$	$0,9 \pm 0,2$
V-1%Zr	10	4,8	$2,6 \pm 0,6$	$0,4 \pm 0,1$
V-2%Zr	10	3,3	$9,7 \pm 2,4$	$0,5 \pm 0,1$
V-0,3%Ti	3,1	1,7	$140 \pm 40$	$0,9 \pm 0,2$
V-1%Ti	3	2,0	$150 \pm 40$	$0,4 \pm 0,1$
V-5%Ti	3,6	1,6	$140 \pm 40$	$0,5 \pm 0,1$
V-4%Ti-4%Cr	~2	~1	$3,6 \pm 0,9$	$0,21 \pm 0,04$

\*Сплавы с добавками W, Ta и Zr выплавлены на основе V (99,86%), остальные – V (99,86%).

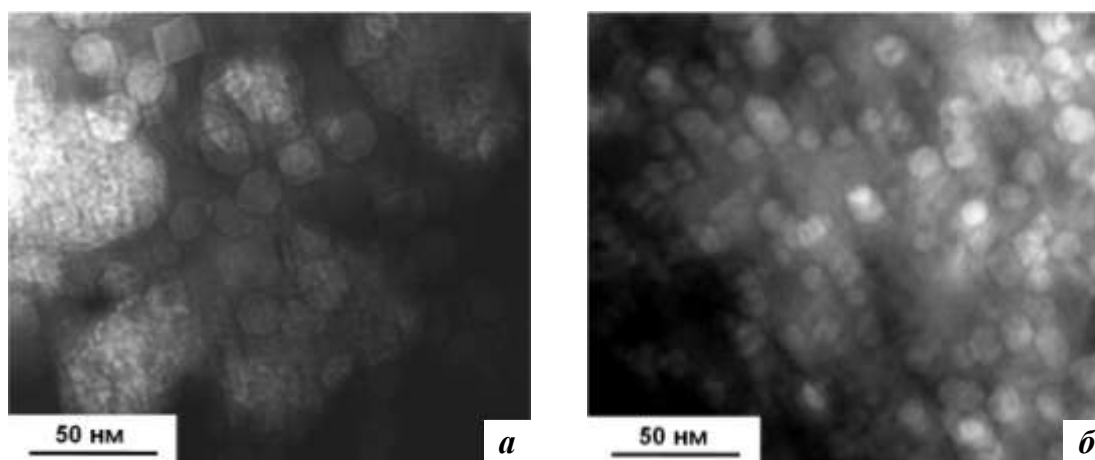


Рис. 3. Микроструктура образцов сплавов V-4%W (а) и V-2% Ta (б), облученных ионами гелия при  $650 \text{ }^\circ\text{C}$

В структуре тройного сплава V–2%W–1%Ta обнаружены пузырьки как кубической, так и многогранной форм (рис. 4). По данным табл. 1 можно заключить, что, несмотря на больший в целом размер пузырьков, их меньшая плотность распределения привела к меньшему распуханию по сравнению с распуханием ванадия. Кроме того, распухание этого сплава меньше, чем двойных, но за счет формирования более мелких пузырьков. Наименьшее распухание показал тройной сплав V–4%Ti–4%Cr.

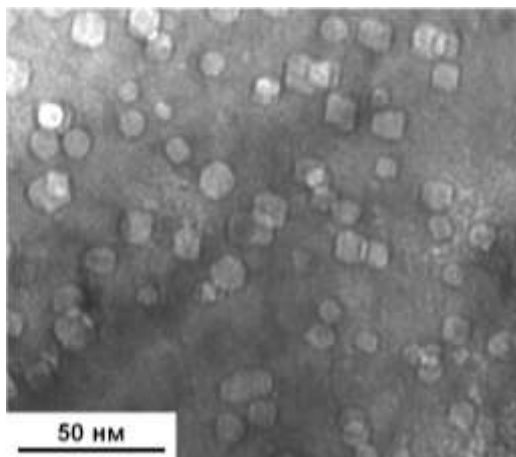


Рис. 4. Микроструктура тройного сплава V–2%W–1%Ta, облученного ионами гелия при 650 °C

Приведенные на рис. 5 микроструктуры и данные табл. 1 показывают, что в сплавах V–Zr образовались пузырьки с размером меньше, чем в чистом ванадии, что при их сопоставимой плотности привело к меньшему гелиевому распуханию. При этом с повышением содержания циркония плотность пузырьков увеличивается в 3 раза, распухание остается почти на таком же уровне за счет снижения их размеров примерно в 1,5 раза.

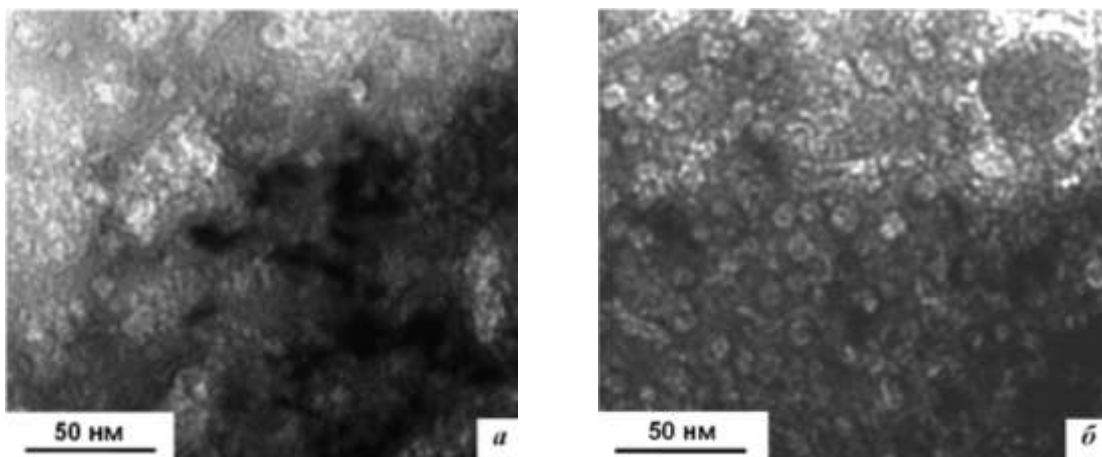


Рис. 5. Микроструктура сплавов V–1%Zr (а) и V–2% Zr (б), облученных ионами гелия при 650 °C

На рис. 6, а и в табл. 1 приведены микроструктура и параметры пористости в сплаве V–1%Ti для сравнения с данными для сплава V–1%Zr. На рис. 6, а видно, что в сплаве с титаном сформировалась высокая плотность мельчайших (1–3 нм в диаметре) пузырьков, в то время как в сплаве с цирконием наряду с мелкими наблюдается начало формирования крупных (размером до 10 нм) ограненных полостей (см. рис. 5, а).

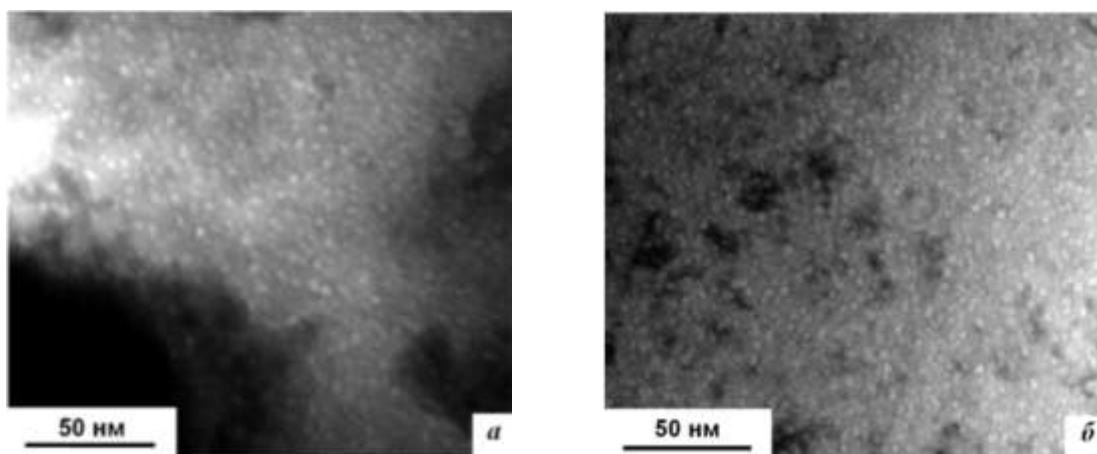


Рис. 6. Микроструктура сплавов V–1%Ti (а) и V–5%Ti (б), облученных ионами гелия при 650 °С

Из литературы известно, что радиационное распухание в значительной степени может определяться электронным строением атомов, в частности, распухание связывают с числом электронов  $n_e$ , участвующих в межатомной связи в сплаве. Для ГЦК сплавов распухание максимально при  $n_e = 2, 3$  и  $5$ . При большем и меньшем числе электронов распухание снижается. Но сведения аналогичных зависимостей для ОЦК сталей и сплавов не обнаружены.

В нашем случае незаполненная  $d$ -оболочка V и Ta содержат по три электрона, вольфрам – четыре, цирконий и титан – по два. При сопоставлении с распуханием можно заметить, что Ta с тем же числом электронов в незаполненной  $d$ -оболочке, что и V, слабо влияет на газовое распухание; вольфрам, имея большее число электронов, увеличивает распухание; титан и цирконий с меньшим числом электронов существенно подавляют распухание, т.е. имеется определенная корреляция распухания с числом электронов в незаполненной  $d$ -оболочке основы сплава и легирующих элементов.

**Облучение ионами никеля с энергией 7,5 МэВ.** На рис. 7 приведена типичная микроструктура образца сплава V–0,3% Ti, облученного ионами  $Ni^{2+}$  с энергией 7,5 МэВ до дозы 100 сна при 650 °С в ускорителе ЭПП-15, вдоль пробега ионов. На том же рисунке нанесены профили распределения радиационных дефектов (вакансий) и внедренных ионов никеля.

На рис. 8 приведены вид пор на глубине максимального радиационного повреждения, снятый в режиме “focus”, и гистограмма распределения их по размеру. Видно, что практически все поры сферические, лишь небольшая часть их имеет огранку. При использованных условиях облучения распухание ванадия соответствует литературным данным по ОЦК сталям и сплавам, облученным в аналогичных условиях. В табл. 2 представлены параметры пористости.

Из распределений титана и ионно-внедренного никеля в зоне максимума распределения ионов, снятых в режиме «карта», видно, что распределение Ti равномерное, а атомы Ni сформировали кластеры размерами 5–20 нм в зоне остановки ионов  $Ni^{2+}$  с энергией 7,5 МэВ (рис. 9).

Рис. 7. Вакансионные поры, созданные ионами никеля. Снимок сделан в режиме “*underfocus*” для получения максимального контраста

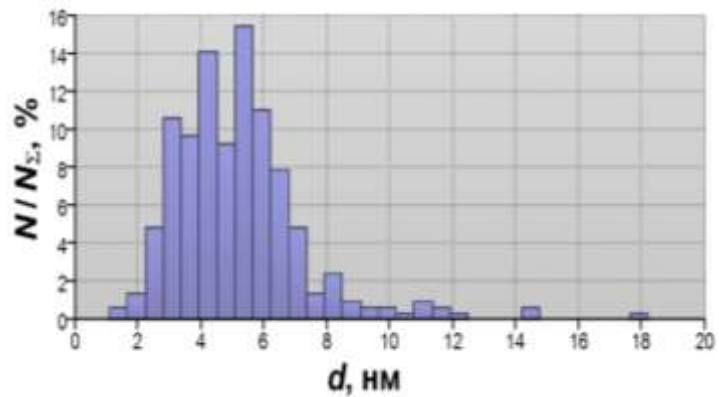
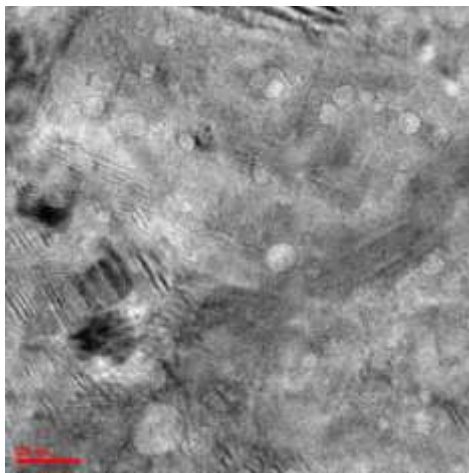
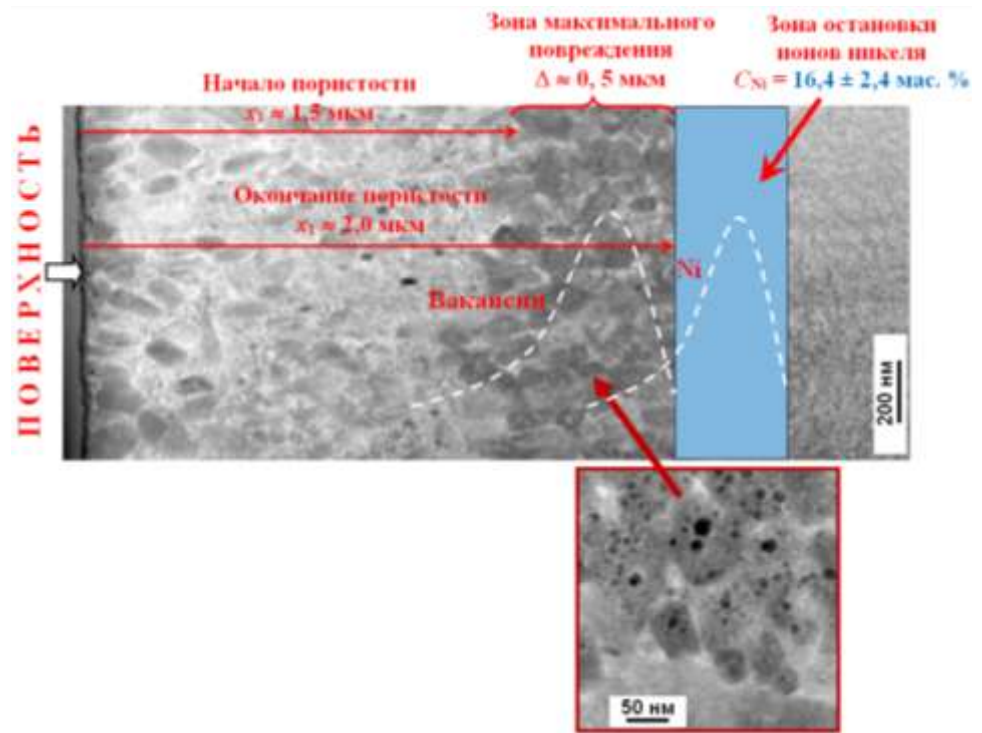


Рис. 8. Вид пор на глубине около 1,7 мкм образца, облученного ионами Ni<sup>2+</sup>, и гистограмма распределения их по размеру (количество измерений 1020)

Таблица 2

Параметры пористости в облученных образцах сплава V–0,3% Ti  
( $d_{н.в.}$  – наиболее вероятный диаметр пор)

Облучение	$d_{min}$ , нм	$d_{max}$ ,	$\bar{d}$ , нм	$d_{н.в.}$ , нм	$\rho$ , $10^{21} \text{ м}^{-3}$	$S$ , %
Ni <sup>2+</sup>	1,0	19,1	5,3	~ 3,5	$10 \pm 3$	$0,5 \pm 0,1$
He <sup>+</sup> + Ni <sup>2+</sup>	1,7	33,5	6,1	~ 4,5	$16 \pm 4$	$1,2 \pm 0,2$

На рис. 10 приведена типичная микроструктура образца сплава V–0,3% Ti, облученного ионами He<sup>+</sup> с энергией 40 кэВ при 650 °С и дополнительно ионами Ni<sup>2+</sup> до  $D = 100$  сна при 650 °С, вдоль пробега ионов. На том же рисунке нанесены профили распределения внедренных ионов гелия, радиационных дефектов (вакансий) и внедренных ионов никеля.

Характерный вид пор на глубине максимального радиационного повреждения, снятый в режиме “focus”, и гистограмма распределения их по размеру, показаны на рис. 11.

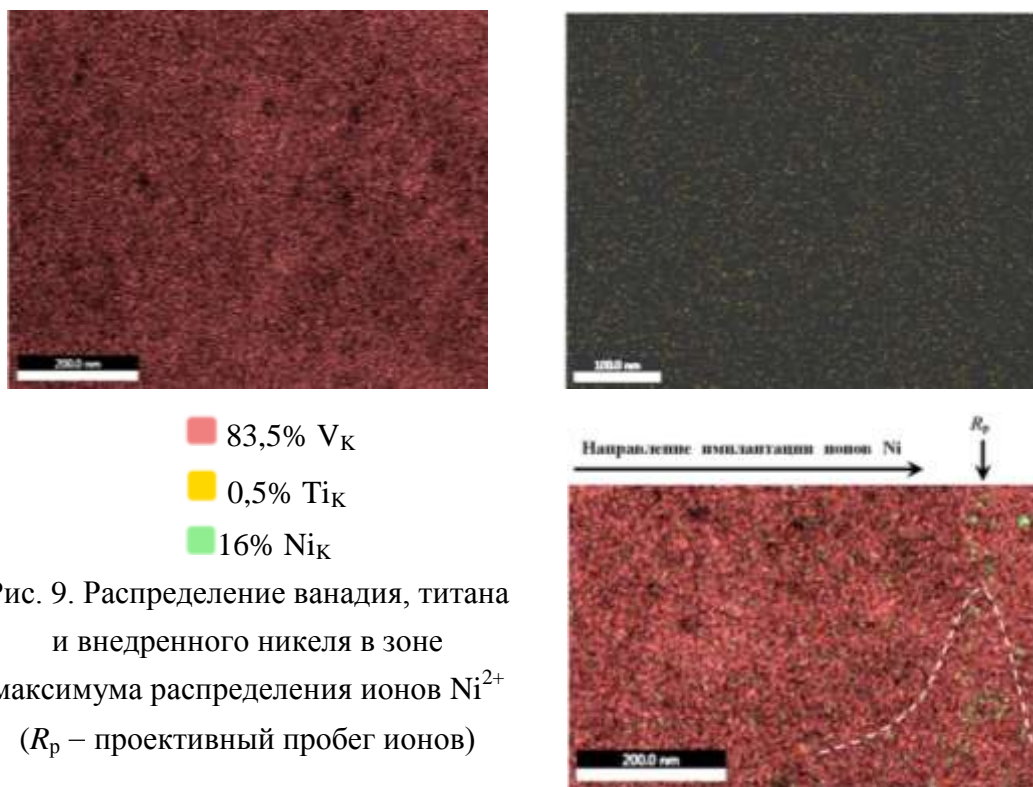


Рис. 9. Распределение ванадия, титана и внедренного никеля в зоне максимума распределения ионов  $Ni^{2+}$  ( $R_p$  – проективный пробег ионов)

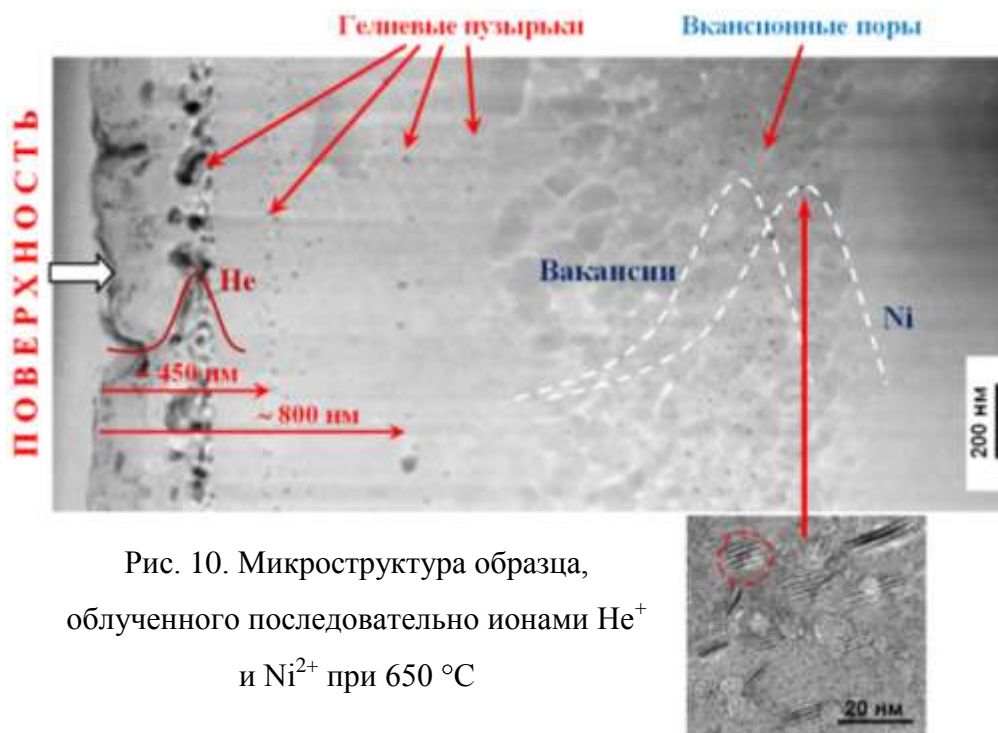


Рис. 10. Микроструктура образца, облученного последовательно ионами  $He^+$  и  $Ni^{2+}$  при 650 °C

По приведенным выше результатам по облучению образцов в ускорителе ЭПП-15 можно сделать несколько заключений:

- ионы Ni за счет передачи энергии атомам гелия «загоняют» их на глубину до 800 нм (см. рис. 10), возможно, и до глубины максимального радиационного повреждения;

- при предварительном облучении ионами  $\text{He}^+$  формируются более крупные поры и наблюдается большее распухание (см. рис. 8, 11 и табл. 2);
- в зоне радиационного повреждения структуры формируются кластеры (дислокационные петли) из атомов  $\text{Ni}$  (обведено кружочком на рис. 10), возможно, из-за малой растворимости  $\text{Ni}$  в  $\text{V}$  в твердом состоянии.

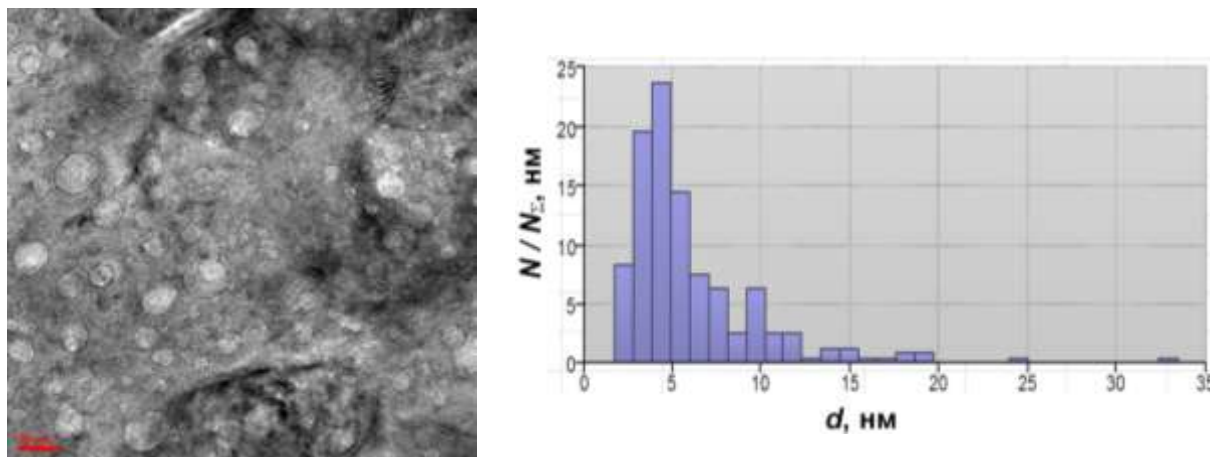


Рис. 11. Вид пор на глубине около 1,7 мкм образца, облученного ионами  $\text{He}^+ + \text{Ni}^{2+}$ , и гистограмма распределения их по размеру (количество измерений 284)

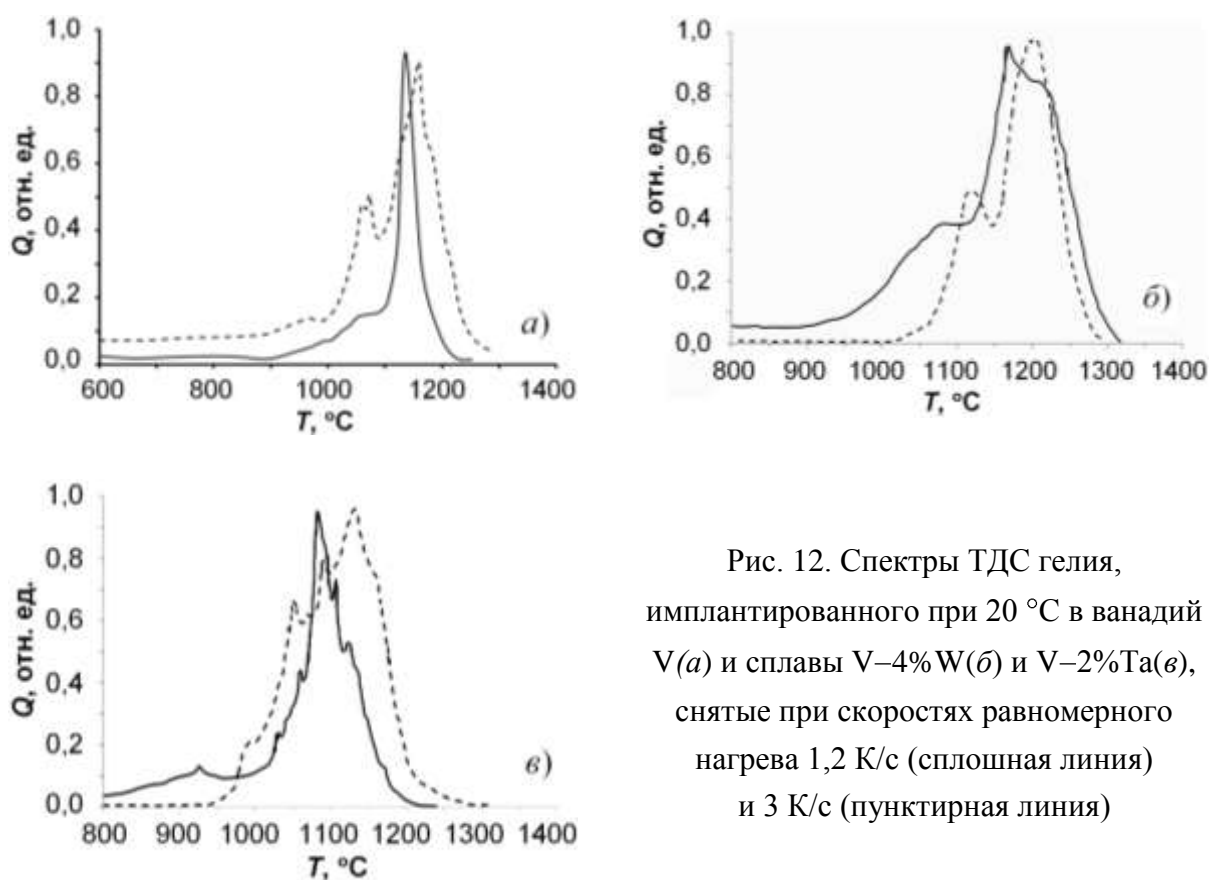


Рис. 12. Спектры ТДС гелия, имплантированного при  $20^\circ\text{C}$  в ванадий  $\text{V}$  (а) и сплавы  $\text{V}-4\%\text{W}$  (б) и  $\text{V}-2\%\text{Ta}$  (в), снятые при скоростях равномерного нагрева  $1,2\text{ K/s}$  (сплошная линия) и  $3\text{ K/s}$  (пунктирная линия)

**Термодесорбция гелия, имплантированного при  $20^\circ\text{C}$ .** Характерные кривые газовой-деления из ванадия и его сплавов приведены на рис. 12. Температуры главных максимумов  $T_{m1}$  и  $T_{m2}$  в спектрах ТДС для скоростей равномерного нагрева  $\alpha_1 = 1,2\text{ K/s}$  и  $\alpha_2 = 3\text{ K/s}$ ,



усредненные по данным нескольких экспериментов, и эффективные энергии активации газовой выделению представлены в табл. 3.

Таблица 3

Температуры главных максимумов  $T_{m1}$  и  $T_{m2}$  в спектрах ТДС при скоростях равномерного нагрева  $\alpha_1 = 1,2$  К/с и  $\alpha_2 = 3$  К/с соответственно, и эффективные энергии активации газовой выделению после облучения при 20 °С

Материал	$T_{m1}, ^\circ\text{C}$	$T_{m2}, ^\circ\text{C}$	$E, \text{эВ}$
V	1034	1083	$2,6 \pm 0,2$
V-1% Ta	1155	1204	$3,2 \pm 0,3$
V-2% Ta	1111	1150	$3,7 \pm 0,3$
V-1% W	1052	1103	$2,6 \pm 0,2$
V-4% W	1180	1221	$3,9 \pm 0,3$
V-2% W-1% Ta	1102	1133	$4,7 \pm 0,4$
V-2% W-2% Ta	1158	1193	$4,5 \pm 0,4$
V-4% Ti-4% Cr	1108	1161	$2,7 \pm 0,2$

Примечание: точность измерения температуры  $\Delta T = \pm 10^\circ\text{C}$ ; в таблице приведены средние значения  $T_{m1}$  и  $T_{m2}$ , полученные из нескольких (обычно 3–6) экспериментов.

Анализ показывает, что спектры ТДС имеют основной максимум и несколько дополнительных пиков при меньших температурах как и для сплавов ванадия других составов и сталей, приведенных в литературе. Спектры ТДС становятся более сложными при легировании ванадия и увеличении концентрации легирующего элемента; кроме того, при легировании увеличивается температурный интервал газовой выделению (см. рис. 12) и возрастают температуры пиков (см. табл. 3).

При равномерном нагреве образцов, облученных ионами  $\text{He}^+$  при 20 °С, в структуре материалов происходят следующие процессы: сначала распадаются наименее термически стабильные комплексы типа  $\text{He}_m\text{V}_n$  (наиболее термически устойчивы вплоть до  $(0,4-0,6)T_{пл}$  комплексы с  $m \approx n$ ) в объеме образца, а на более устойчивых формируются пузырьки. С дальнейшим увеличением температуры происходит миграция (по механизмам объемной, поверхностной либо совместной диффузии; механизм «испарение-осаждение» исключен, поскольку по сечению пузырька градиент температуры отсутствует), коалесценция в процессе миграции и пересечение растущими пузырьками поверхности образца с образованием так называемой «*pin-hole*» (булавочный укол) структуры на поверхности, характерный вид которой приведен на рис. 13.

Возрастание температуры пиков ТДС при легировании ванадия связано, очевидно, с подавлением диффузионной подвижности (увеличением энергии активации самодиффузии) атомов матрицы, а высокие значения энергии активации газовой выделению из сплавов с высоким содержанием Ta и W и тройных сплавов V-W-Ta (см. табл. 3) свидетельствуют о преобладающем вкладе в миграцию пузырьков объемной диффузии,

поскольку энергия активации объемной самодиффузии ванадия  $\sim 4$  эВ, а в остальных материалах присутствует заметный вклад поверхностной диффузии в миграцию пузырьков.

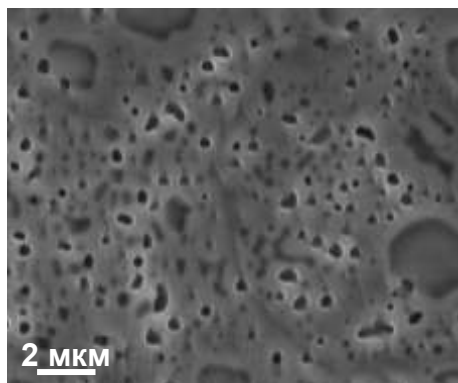


Рис. 13. Типичная структура поверхности образцов, облученных ионами  $\text{He}^+$ , после проведения ТДС исследований

**Термодесорбция гелия, имплантированного при 650 °С.** На рис. 14 приведены типичные спектры термодесорбции гелия из чистого ванадия и его сплавов, облученных ионами  $\text{He}^+$  при 650 °С. Как и в случае с образцами. Температуры главных пиков термодесорбции, усредненные по нескольким экспериментам, и энергии активации газовыделения представлены в табл. 4.

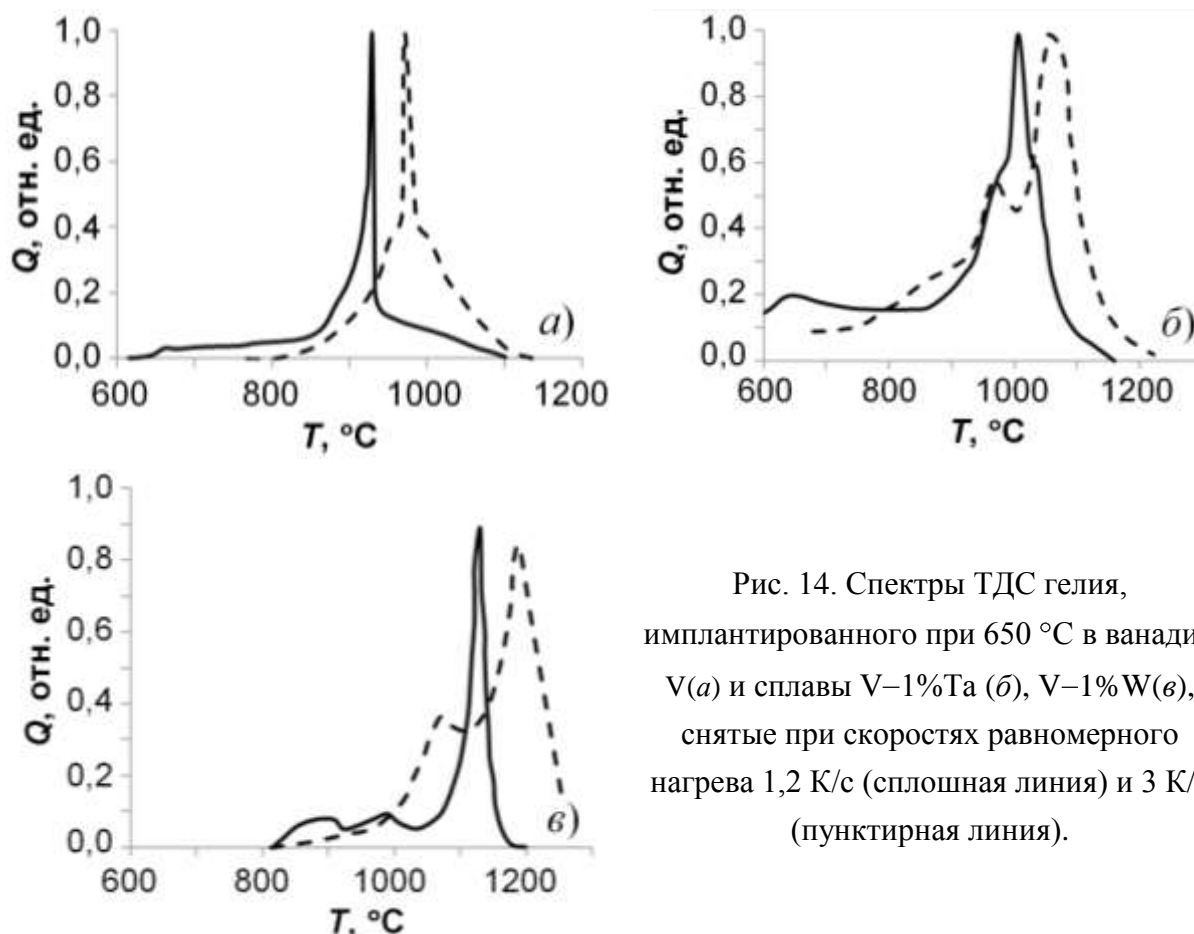


Рис. 14. Спектры ТДС гелия, имплантированного при 650 °С в ванадий V(a) и сплавы V–1%Ta (б), V–1%W(в), снятые при скоростях равномерного нагрева 1,2 К/с (сплошная линия) и 3 К/с (пунктирная линия).

Сравнение спектров термодесорбции гелия из чистого ванадия, облученного при разных температурах (см. рис. 12, а и 14, а), показывает, что в спектрах ванадия, облученного при 650 °С, практически отсутствует низкотемпературный пик, ответственный



за распад простых гелий-вакансионных комплексов типа  $He_mV_n$ , так как подавляющая часть гелия находилась в пузырьках / газонаполненных порах (см рис. 2). Однако в сплавах могут образовываться более термически стабильные гелий-вакансионные комплексы типа  $He_mMe_kV_n$ , содержащие атом легирующего элемента  $Me$ , чем комплексы типа  $He_mV_n$  в ванадии, и даже при развитой пористости в сплавах часть гелия может остаться в таких сложных комплексах, и выделение его происходит при температурах ниже температуры основного максимума ТДС и отображается на спектрах термодесорбции в виде низкотемпературных максимумов (см. рис. 14, б и в).

Таблица 4

Температуры главных максимумов  $T_{m1}$  и  $T_{m2}$  ( $\Delta T = \pm 10$  °С) в спектрах ТДС при скоростях равномерного нагрева  $\alpha_1 = 1,2$  К/с и  $\alpha_2 = 3$  К/с соответственно, и эффективные энергии активации газовыделения после облучения при 650 °С

Материал	$T_{m1}$ , °С	$T_{m2}$ , °С	$E$ , эВ
V	948	1032	$1,3 \pm 0,1$
V-1% Ta	1011	1075	$1,9 \pm 0,2$
V-2% Ta	921	1017	$1,1 \pm 0,1$
V-1% W	1012	1056	$2,9 \pm 0,3$
V-4% W	956	1037	$1,4 \pm 0,1$
V-2% W-1% Ta	1043	1118	$1,7 \pm 0,2$
V-2% W-2% Ta	1068	1114	$3,0 \pm 0,3$
V-4% Ti-4% Cr	1139	1189	$3,0 \pm 0,3$

Из табл. 4 видно, при легировании танталом в количестве 1 % температуры максимумов увеличиваются, а при увеличении содержания до 2 % снова снижаются и становятся даже ниже, чем для чистого ванадия. Эти данные легко объяснимы, если принять во внимание результаты расчета параметров пористости, приведенные в табл. 1, из которых видно, что при легировании 1% Ta гелиевое распухание снижается, то есть требуется нагрев до более высоких температур, чтобы значительная часть пузырьков объединилась и вышла на поверхность образца, что и наблюдается в спектрах ТДС. При легировании 2 % Ta, как видно из табл. 1, размер пузырьков и распухание увеличивается, что приводит к снижению времени для их коалесценции при нагреве и пересечения с поверхностью, т.е. уменьшению температуры выхода гелия. Такие же закономерности можно выделить и для сплавов ванадия с W, а именно – корреляцию между размером пузырьков и температурами выхода гелия (см. табл. 1 и 4): увеличение размера образовавшихся при облучении пузырьков приводит к снижению температуры термодесорбции с увеличением содержания вольфрама.

Температуры выхода гелия для тройных сплавов выше, чем у чистого ванадия и двойных сплавов (см. табл. 4), из чего следует, что сложное легирование позволяет удержать значительную часть гелия до больших температур.

Из сравнения данных табл. 3 и 4 видно также, что температуры пиков ТДС при высокотемпературном внедрении гелия, в целом, существенно ниже, чем при имплантации

его при комнатной температуре. При предварительном создании гелиевой пористости миграция пузырьков при равномерном нагреве осуществляется с преобладающим вкладом поверхностной диффузии ( $E < 2$  эВ) кроме сплавов V–1%W, V–2%W–2%Ta и V–4%Ti–4%Cr, у которых существенный вклад в миграцию пузырьков вносит объемная диффузия (см. табл. 4).

**Автоклавное насыщение водородом.** На рис. 15 представлены спектры термодесорбции водорода из образцов сплавов ванадия. В спектрах ТДС наблюдаются два основных пика газовыделения: низко- и высокотемпературный. На всех спектрах присутствует низкотемпературный пик *I* в интервале температуры 780÷790 К, высота которого зависит, а положение по температурной шкале не зависит от состава сплава, и высокотемпературный пик *II* при 870÷880 К, интенсивность и положение на температурной шкале которого определяются составом сплава.

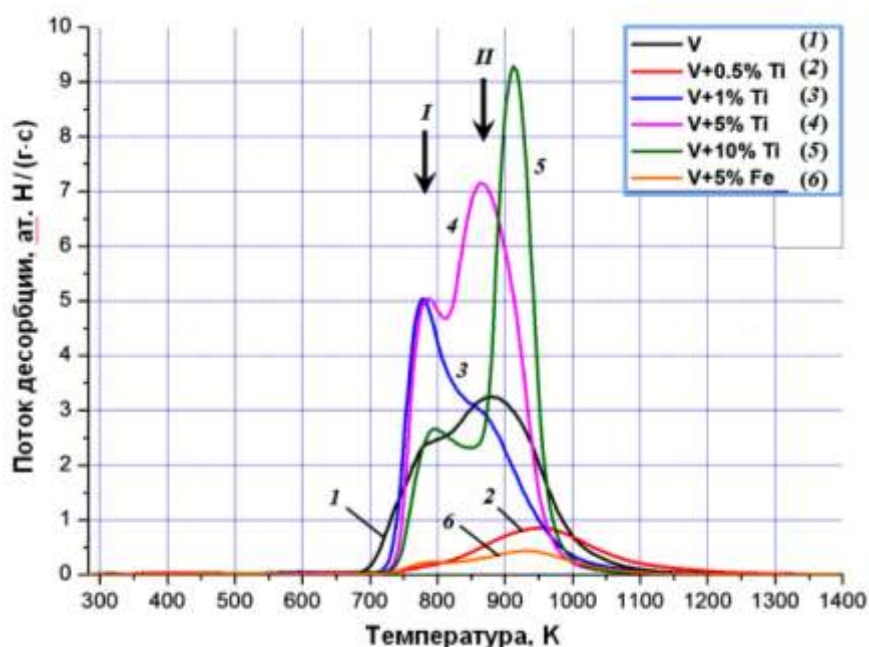


Рис. 15. Спектры термодесорбции водорода из сплавов ванадия при скорости равномерного нагрева 2 К/с

Как видно из рис. 15, увеличение содержания титана в ванадии приводит к изменению интенсивностей пиков *I* и *II*: если 0,5 % Ti практически не изменяет соотношение высот пиков *I* и *II*, то 1 % Ti увеличивает высоту пика *I* и подавляет интенсивность пика *II*, а 5 и 10 % Ti наоборот – уменьшают высоту пика *I* и увеличивают интенсивность пика *II*, причем с изменением содержания титана от 5 до 10 % этот эффект более заметен. Из приведенных спектров ТДС видно, что влияние титана на интенсивности пиков ТДС и положение пика *II* не монотонное.

Наличие двух пиков газовыделения в спектрах ТДС свидетельствует о существовании в ванадии и его сплавах двух типов основных ловушек для водорода, введенного в образцы в автоклаве без радиационного повреждения структуры. Поскольку положение низкотемпературного пика *I* на температурной шкале не зависит от химического состава материала (см. рис. 15), можно предположить, что в температурном интервале 780÷790 К ловушками для водорода являются такие дефекты, на энергию связи которых с водородом и

их водородоёмкость не влияет присутствие атомов легирующих элементов в твердом растворе. Такими ловушками могут быть вакансии, дислокации, границы зерен и двойников, несплошности и другие наследственные дефекты, с которыми атомы водорода имеют положительную энергию связи. Есть сведения, что в ванадиевых сплавах на количество захватываемого водорода влияет химический состав сплава. То, что интенсивность пика *I* зависит от содержания Ti (см. рис. 15), может свидетельствовать, например, о том, что атомы титана изменяют концентрацию данного типа ловушек и/или энергию связи их с атомами водорода.

Ловушки второго типа, выделение из которых водорода при нагреве формирует пик *II*, являются более эффективными ловушками для водорода. При этом как интенсивность, так и положение на температурной шкале пика *II* определяются концентрацией титана, причем влияние на них содержания Ti, как и влияние на количество удерживаемого водорода, немонокотное (рис. 16). Можно предположить, что наряду с захватом водорода в ловушках первого типа, он удерживается в гидридах титана или комплексных гидридах типа  $Ti_{1-x}V_xH_y$ , либо в  $\gamma$ -гидридах титана  $TiH_2$ , поскольку, как видно из рис. 17 и 15, температуры диссоциации  $\gamma$ -гидрида титана появления пика *II* в спектре ТДС совпадают.

Рис. 16. Зависимость количества захваченного водорода от содержания титана в ванадии, вычисленное из результатов ТДС исследований

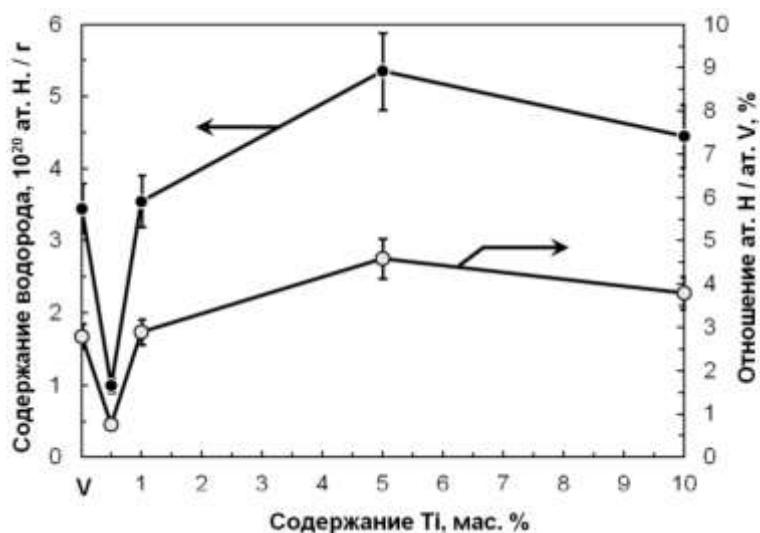
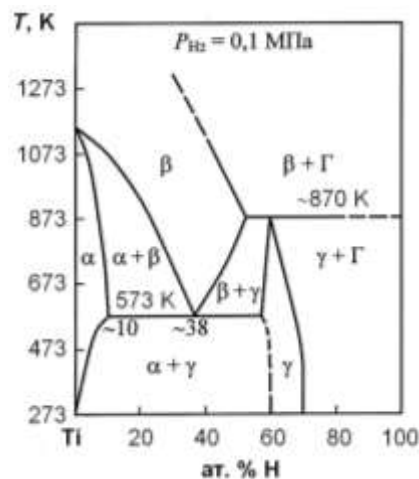


Рис. 17. Диаграмма состояния системы Ti–H:  
 $\alpha$  и  $\beta$  – твердые растворы водорода в  $\alpha$ - и  $\beta$ -титане;  $\gamma$  – гидрид  $TiH_2$



На зависимости количества удерживаемого водорода от содержания Ti, определенного в процессе исследований выделения водорода методом ТДС (см. рис. 16), видно, что 0,5 % Ti почти в 3 раза уменьшает содержание водорода по сравнению с захватом его в ванадии, 1 % Ti восстанавливает количество захваченного водорода, в сплаве V–5%Ti наблюдается максимальное содержание водорода –  $\sim 5,5 \cdot 10^{20}$  ат. Н / г образца (отношение количества атомов водорода к количеству атомов сплава ат. Н / ат. V составляет  $\sim 4,5$  %). С увеличением содержания Ti до 10 % количество удерживаемого водорода снижается до  $\sim 4,5 \cdot 10^{20}$  ат. Н / г образца (отношение ат. Н / ат. V  $\sim 3,8$  %). Таким образом, влияние концентрации Ti в V на количество удерживаемого водорода также немонотонное, как и влияние на положение пика II в спектре ТДС (см. рис. 15).

На рис. 18 приведены результаты исследования абсолютного количества удерживаемого в сплавах V–Ti водорода, определенного в газоанализаторе RHEN-602 методом восстановительного плавления. Как видно из приведенного рисунка, ход зависимости количества захваченного водорода от содержания титана повторяет график зависимости, полученный методом ТДС (см. рис. 16).

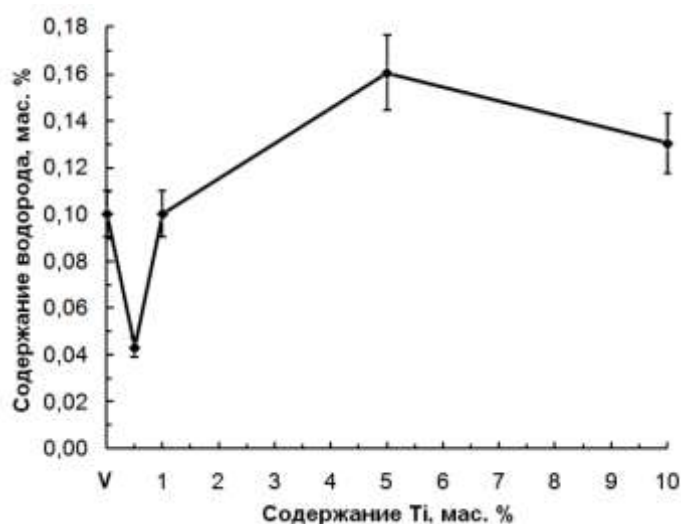


Рис. 18. Зависимость от содержания титана в ванадии абсолютного количества захваченного водорода, определенное в газоанализаторе RHEN-602

Уменьшение количества водорода в сплаве V–0,5%Ti возможно в том случае, если кислород и азот в твердом растворе ванадия способствуют удержанию водорода, например, сильно искажают кристаллическую решетку, находясь в положениях внедрения, а такие места являются местами стока вакансий и, соответственно, удержания атомов водорода. По литературным данным в V энергия связи водорода с вакансией составляет 0,23 эВ. Выведение титаном кислорода и азота из твердого раствора уменьшает количество таких ловушек и наблюдается снижение концентрации водорода.

С увеличением содержания Ti до 1 и 5 % количество удерживаемого водорода снова возрастает, поскольку лишь часть титана участвует в образовании оксидов и нитридов, а остальная часть формирует гидриды, температура распада которых  $\sim 870$  К (см. рис. 17).

Известно, что при содержании  $\sim 10$  % Ti ванадий начинает отбирать часть электронной плотности у титана. Следовательно, снижение электронной плотности атомов титана

приводит к меньшему количеству формируемых им гидридов и соответственному снижению количества удерживаемого сплавом V–10%Ti водорода по сравнению с захватом водорода сплавом V–5%Ti (см. рис. 16 и 18).

**Ионное внедрение водорода.** Как видно из табл. 5, в V чистотой 99,86% удерживается больше водорода, чем в более «чистом» ванадии. Как и в случае автоклавного насыщения водородом (см. рис. 16 и 18), влияние титана на количество захваченного водорода не монотонное: при 0,5%Ti концентрация водорода значительно меньше, чем в ванадии; с увеличением содержания Ti до 1 и 5% концентрация удерживаемого водорода возрастает, а в сплаве V–10%Ti вновь снижается в обоих случаях, приведенных в табл. 5 (предварительное облучение ионами He<sup>+</sup> как при 20 °C, так и 650 °C, и дооблученных ионами H<sup>+</sup>).

Таблица 5

Содержание водорода в ванадии и сплавах V–Ti, ppm\*

Материал	Облучение		
	H <sup>+</sup>	He <sup>+</sup> (20 °C) + H <sup>+</sup> (20 °C)	He <sup>+</sup> (650 °C) + H <sup>+</sup> (20 °C)
V** (99,98 %)	–	13 ± 5***** ⇒	16 ± 5
V–0,5%Ti**	–	4 ± 2 ⇒	9 ± 3
V–1%Ti**	–	16 ± 5 ⇒	18 ± 5
V–5%Ti**	–	20 ± 7 ⇒	29 ± 7
V–10%Ti**	–	18 ± 5 ⇒	20 ± 7
V*** (99,86%)	–	–	22 ± 5
V–1%Ta***	7 ± 5	⇒	11 ± 1
V–4%W***	15 ± 2	⇒	17 ± 3

\* 1 ppm = 10<sup>-4</sup> мас. %.

\*\* Ванадий чистотой 99,98% и сплавы на его основе.

\*\*\* Ванадий чистотой 99,86% и сплавы на его основе.

\*\*\*\* В качестве экспериментальной ошибки указано стандартное отклонение двух параллельных измерений.

При этом в образцах с предварительно созданной гелиевой пористостью облучением He<sup>+</sup> при 650 °C количество удерживаемого водорода немного выше (направления увеличения содержания водорода показаны стрелками в табл. 5), например, абсорбцией на их поверхности с достаточно высокой энергией связи. Так, энергия связи водорода с гелиевыми пузырьками α-Fe составляет 0,75–0,78 эВ, что не противоречит известным данным о том, что гелиевые поры способны удерживать водород.

Данные табл. 5 показывают, что в V (99,86%), предварительно имплантированном гелием, удерживается наибольшее количество водорода, чем в сплавах с Ta и W, выплавленных на его основе. При этом в сплаве V–1%Ta, который по данным исследований облученной при 650 °C микроструктуры имеет наименьшее распухание (см. табл. 1), водорода удерживается меньше всего.

## ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

По результатам полученных экспериментальных данных по поведению гелия и водорода в ванадиевых сплавах можно сделать следующие выводы.

1. Установлено, что газовое распухание ванадиевых сплавов при ионном внедрении гелия существенно зависит от типа и концентрации легирующего элемента – вольфрам увеличивает, титан и цирконий снижают, тантал слабо влияет на распухание. Возможно, что в ОЦК сплавах существует определенная корреляция между распуханием и числом электронов, участвующих в межатомной связи, как это установлено для ГЦК материалов.

2. Методом ТДС изучены закономерности выделения ионно-внедренного гелия из двойных сплавов ванадия с Та, W и тройных сплавов V–W–Та, имплантированных ионами He<sup>+</sup> при 20 и 650 °С, и показано, что легирование значительно увеличивает температуру пиков и энергию активации газовой выделению, что вероятно связано с возрастанием энергии активации самодиффузии ванадия при легировании, а также формированием в сплавах термически более стабильных комплексов типа He<sub>m</sub>Me<sub>k</sub>V<sub>n</sub> (Me = Та, W, V – вакансия), чем простые типа He<sub>m</sub>V<sub>n</sub>.

3. Показано, что при высокотемпературной (650 °С) имплантации гелия вследствие того, что в структуре образцов образовалась гелиевая пористость и не требуется времени для диссоциации комплексов для формирования пузырьков, температуры пиков ТДС сдвигаются в меньшую сторону по сравнению с имплантацией гелия при комнатной температуре.

4. Установлено наличие двух типов основных ловушек для водорода в сплавах V–Ti, что подтверждается пиками газовой выделению: низкотемпературным в интервале 780÷790 К, и высокотемпературным в интервале 870÷880 К, причем интенсивность и положение на температурной шкале второго пика определяются концентрацией титана в сплаве.

5. Впервые показано, что в сплавах ванадий–титан захват и удержания водорода изменяется немонотонно с ростом концентрации титана, что, по-видимому, связано с особенностями взаимодействия атомов в системе V–Ti–O–N–H: при малых концентрациях (0,5 %) титан, связывая примеси внедрения (кислород, азот), уменьшает количество ловушек в ванадии для водорода; при бОльших концентрациях образует гидриды, увеличивая количество удерживаемого водорода; при концентрации 10 % (и выше) заметно взаимодействие атомов ванадия и титана (ванадий отбирает часть электронной плотности у титана), что сопровождается уменьшением количества гидридов и, соответственно, удерживаемого водорода.

6. Показано, что при облучении ванадия ионами Ni<sup>2+</sup> на ускорителе ЭПП-15 получены данные по распуханию, соответствующие литературным данным, что позволяет рекомендовать этот ускоритель для имитации радиационной повреждаемости материалов.

7. Впервые установлен эффект влияния предварительно внедренного гелия на усиление распухания ванадия при последующем облучении тяжелыми ионами Ni вследствие проталкивания гелия в зону радиационных повреждений, что может представлять интерес с

точки зрения оценки радиационной стойкости конструкционных материалов первой стенки термоядерных реакторов.

8. Впервые показано и физически обосновано, что в имитационных экспериментах вакансионная пористость в зоне накопления радиационных повреждений зависит от степени растворимости имплантированных ионов в облучаемой мишени (материале).

## ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Чернов И.И., Стальцов М.С., Калинин Б.А., Чжи Зин У, Аунг Чжо Зо, Стаценко В.И., Корчагин О.Н., Стальцова О.С. Термодесорбционное исследование поведения гелия в сплавах ванадий–титан, облученных ионами  $He^+$  при комнатной температуре. – Физика и химия обработки материалов, 2012, № 3, с. 22–29.

2. Корчагин О.Н., Чернов И.И., Стальцов М.С., Калинин Б.А., Ананьин В.М., Чжи Зин У, Аунг Чжо Зо, Стаценко В.И. Модель поведения гелия в сплавах ванадий–титан, облученных ионами  $He^+$  при комнатной температуре. – Физика и химия обработки материалов, 2012, № 4, с. 13–17.

3. Стальцов М.С., Чернов И.И., Аунг Чжо Зо, Калинин Б.А., Чжи Зин У. Формирование газовой пористости в ванадиевых сплавах V-W, V-Ta и V-Zr, имплантированных ионами гелия при 650 °С. – Атомная энергия, 2013, т. 116, вып. 1, с. 26–31.

4. Аунг Чжо Зо, Чернов И.И., Стальцов М.С., Калинин Б.А., Ефимов В.С. Удержание водорода сплавами ванадий–титан. – Перспективные материалы, 2014, № 7, с. 30–36.

5. Аунг Чжо Зо, Чернов И.И., Стальцов М.С., Калинин Б.А., Корчагин О.Н. Исследование поведения гелия и водорода в ванадиевых сплавах. – Цветные металлы, 2014, № 12, с. 12–16.

6. Чжи Зин У, Чернов И.И., Стальцов М.С., Калинин Б.А., Калашников А.Н., Бинюкова С.Ю., Аунг Чжо Зо, Агеев В.С., Никитина А.А. Термодесорбция гелия из реакторной стали. – Атомная энергия, 2011, т. 110, вып. 3, с. 130–137.

7. Аунг Чжо Зо, Чжи Зин У, Чернов И.И., Стальцов М.С., Калинин Б.А. Особенности термодесорбции гелия из сплавов ванадия. – В сб.: Аннотации докладов науч. сессии НИЯУ МИФИ-2012, т. 1. Инновационные ядерные технологии, с. 147.

8. Аунг Чжо Зо, Калинин Б.А., Стальцов М.С., Чернов И.И. Высокотемпературное газовое набухание ванадиевых сплавов, облученных ионами гелия. – В сб.: Аннотации докладов науч. сессии НИЯУ МИФИ-2014, т. 1. Проблемы физического материаловедения, с. 205.

9. Стальцов М.С., Чернов И.И., Калинин Б.А., Чжи Зин У, Аунг Чжо Зо, Богачев И.А. Особенности захвата и выделения ионно-имплантированного гелия в гомогенных и гетерогенных материалах. – В сб.: Труды XIX Междунар. конф. по электростатическим ускорителям и пучковым технологиям, ESACCEL 2012, 13–15 ноября 2012 г., г. Обнинск, Россия. Обнинск, 2013, с. 29–38.

10. Стальцов М.С., Аунг Чжо Зо, Чернов И.И., Калинин Б.А. Развитие микроструктуры и удержание водорода в сплавах ванадия при облучении ионами гелия и водорода. – В сб.:

Доклады XXIV Междунар. конф. «Радиационная физика твердого тела», г. Севастополь, 7 июля – 12 июля 2014 г., с. 311–319.

11. Корчагин О.Н., Ананьин В.М., Аунг Чжо Зо, Калин Б.А., Стальцов М.С., Чернов И.И. Исследование сплавов V-Ti, насыщенных водородом, с применением метода внутреннего трения. – В сб.: Тезисы докл. конференции «Материалы ядерной техники» (МАЯТ-2014), г. Звенигород, 7–9 октября 2014 г., с. 106.