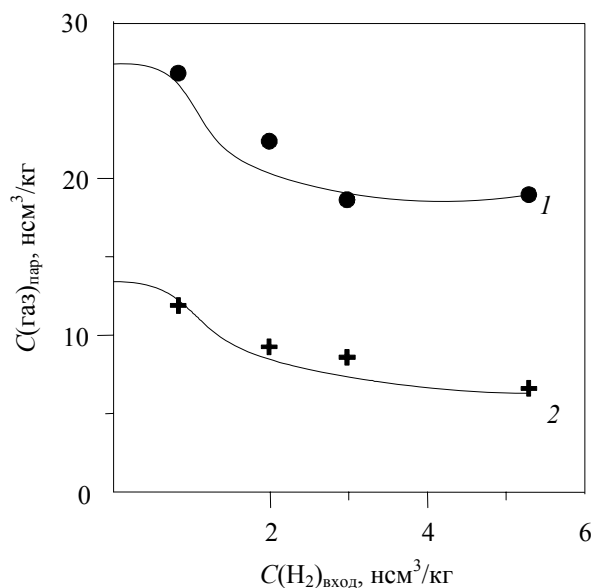




Р и с. 4. Зависимость концентрации водорода (1) и кислорода (2) в паре от концентрации водорода на входе в реактор при дозировании газообразного водорода в питательную воду

тим, что точка пересечения прямой с абсциссой соответствует минимальной скорости дозирования водорода в питательную воду, при которой подавляется образование окислительных продуктов радиолитического разложения — кислорода и пероксида водорода.

На рис. 4 видно хорошее совпадение рассчитанной и измеренной зависимости концентрации радиолитических газов в паре от концентрации водорода на входе в реактор при дозировании газообразного водорода в питательную воду.

Таким образом, предложенный подход к моделированию сложных систем, заключающийся в сочетании системного интегрального

разработанными частными моделями радиолитического разложения теплоносителя и процессов массообмена, позволяет количественно описывать кинетику процессов в реальных энергетических реакторах с кипящим теплоносителем и адекватно предсказывать последствия изменения технологических условий на водно-химический режим первого контура таких реакторов.

Авторы выражают признательность сотрудникам кафедры безопасности АЭС Королевского института технологии (Стокгольм, Швеция) и в особенности Т. Козловски за помощь при сборе необходимых для расчетов данных.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 08-08-00070-а.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Fejes P. Deaeration practices in swedish BWRs. — In: Sem. on Countermeasures for BWR Pipe Cracking. Electric Power Research Institute, 1980, Paper № 54.
2. Ibe E., Uchida S. Analytical evaluation of water radiolysis in BWRs. — In: Proc. 3-rd Intern. Conf. Water Chemistry of Nuclear Reactor Systems. England, Bournemouth, October 17—21 1983, № 7.
3. Лукашенко М.Л., Буланов А.В., Верховская А.О. и др. Моделирование водно-химического режима первого контура ЯЭУ с двухфазным водным теплоносителем. — Атомная энергия, 2006, т. 100, вып. 1, с. 19—24.
4. RELAP5/Mod3.3. Models and Correlations. Information Systems Laboratories, Inc., Rockville, 2001.
5. Архипов О.П., Бугаенко В.Л., Кабакчи С.А. Аннотации программ, аттестованных Госатомнадзором РФ. Программное средство МОРАВА H2. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика ядерных реакторов, 2005, вып. 3, с. 65—70.

Поступила в Редакцию 18.06.10

теплогидродинамического кода со специально

УДК 621.039.531

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕЛИЕВОЙ ПОРИСТОСТИ В ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВАХ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

Чернов И.И., Стальцов М.С., Калинин Б.А., Мезина О.С., Чжи Зин У (НИЯУ МИФИ, г. Москва),
Чернов В.М. (ОАО «ВНИИНМ», г. Москва)

Конструкционные материалы термоядерных реакторов рассчитаны на длительную эксплуатацию под воздействием высокой температуры, интенсивных потоков различных частиц, высокого напряжения, коррозионных сред. Облуче-

ние нейтронами вызывает наработку атомов газов посредством различных ядерных реакций, гелий и водород будут внедряться излучением из плазмы, гелий может накапливаться за счет распада трития. Все это существенно может

ухудшить эксплуатационные свойства конструкционных материалов. Немаловажную роль для выбора конструкционных материалов ядерных и термоядерных реакторов играет быстрый спад наведенной радиоактивности. В связи с этим одним из перспективных направлений считается разработка и использование конструкционных материалов на основе ванадия [1–3]. Однако поведение гелия (и водорода) и закономерности развития газовой пористости в ванадиевых сплавах изучены мало.

В связи с этим целью настоящей работы явилось выявление закономерностей развития гелиевой пористости в ванадиевых сплавах в зависимости от их химического состава.

Слитки массой 16–25 г с заданным составом изготавливали путем сплавления с лигатурой (сплав с максимальным содержанием легирующего элемента) чистого ванадия. Были приготовлены модельные сплавы систем V–Ti (V–0,1%Ti, V–0,3%Ti, V–0,5%Ti, V–0,7%Ti, V–1%Ti, V–5%Ti и V–10%Ti) и V–Fe (V–1%Fe, V–5%Fe и V–10%Fe). После многократной прокатки с промежуточным гомогенизирующим отжигом при 810 °C до конечной толщины ~0,25 мм ванадий и его сплавы отжигали в вакууме 10^{-3} Па при 1000 °C в течение 2 ч.

Кроме модельных, был исследован конструкционный сплав V–4%Ti–4%Cr японской выплавки в состоянии отжига при 1000 °C в течение 2 ч.

Содержание кислорода и азота, определенное в газоанализаторе ТС-600 фирмы «Лесо» (США), составило около 0,08 и 0,01% соответственно в ванадии и 0,3 и 0,01% в модельных сплавах V–Ti [4] против 0,03–0,07 и 0,01–0,02% в японских конструкционных сплавах V–4%Ti–4%Cr разной выплавки [5]. Рентгеновским фазовым анализом в сплавах V–Ti обнаружены V–Ti–O_x и V–O_x, имеющие о.ц.к.-сингонию, с периодом решетки $0,307 \pm 0,001$ нм и $0,303 \pm 0,001$ нм соответственно, измеренный период решетки ванадия составил $0,3034 \pm 0,0002$ нм [4].

Образцы облучали He⁺ энергией 40 кэВ при 650 °C до дозы $5 \cdot 10^{20}$ м⁻². Профиль внедренных ионов близок к гауссовскому со средним проективным пробегом ионов $R_p \approx 180$ нм и отношением $C_{\text{He}}^{\text{max}}/C_{\text{смещ./ат.}}^{\text{max}} \approx 1,1 \cdot 10^{-4}$ [6]. Температура облучения выбрана из соображений возможной замены оболочки твэла из аустенитной стали

на триметалл ферритная сталь—ванадиевый сплав—ферритная сталь [7] в быстрых реакторах с натриевым охлаждением (температура на внешней и внутренней поверхности оболочки около 600 и 700 °C соответственно), а также использования ванадия в качестве конструкционного материала высокотемпературных энергетических термоядерных реакторов DEMO.

Диски диаметром 3 мм утоняли в установке «Тенупол-5» фирмы STRUERS (Дания) односторонней струйной электрополировкой с необлученной стороны образца. Микроструктурные исследования проведены в просвечивающем электронном микроскопе Libra-120 фирмы Carl Zeiss (Германия).

Распухание ванадия и некоторых его сплавов с образовавшимися кубическими порами рассчитывали по формуле

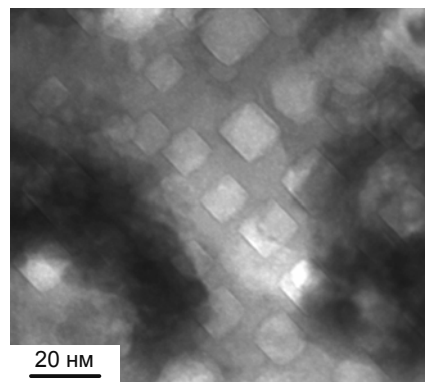
$$S = \sum_i \bar{l}_i^3 \rho_i,$$

где $\bar{l}_i$, ρ_i — средняя длина ребра куба и концентрация пор в i -м интервале размеров соответственно. Для сферических пор радиусом r использовано выражение

$$S = \frac{4\pi}{3} \sum_i \bar{r}_i^3 \rho_i / \left(1 - \frac{4\pi}{3} \sum_i \bar{r}_i^3 \rho_i \right).$$

Ранее было показано, что при данных условиях облучения ограниченные пузырьки, сформировавшиеся в сплавах, являются доравновесными, т.е. давление в них $p < 2\gamma/r$, где γ — поверхностное натяжение, мельчайшие пузырьки сферической формы являются сверхравновесными, т.е. давление газа в них превышает равновесное ($p > 2\gamma/r$) [8].

Как видно на рис. 1, в ванадии при высокотемпературном облучении сформировались крупные пузырьки кубической формы с длиной



Р и с. 1. Микроструктура ванадия, облученного ионами гелия при 650 °C

Таблица 1. Параметры гелиевых пузырьков в ванадии и его сплавах ($d_{\max}$, $d_{\text{ср}}$, $d_{\text{н.в}}$ — максимальный, средний и наиболее вероятный размер соответственно)

Материал	$d_{\max}$, нм	$d_{\text{ср}}$, нм	$d_{\text{н.в}}$, нм	ρ , 10^{24} м^{-3}	S , %
V	~22	16/8,6*	17	$1,4 \pm 0,4/0,017 \pm 0,004^*$	$4,5 \pm 1,1$
V—0,1%Ti	3,6	1,9	0,7	$0,9 \pm 0,2$	$0,5 \pm 0,2$
V—0,3%Ti	3,2	1,7	2,0	$1,3 \pm 0,3$	$1,1 \pm 0,3$
V—0,5%Ti	2,4	1,5	1,7	$1,7 \pm 0,4$	$0,4 \pm 0,1$
V—0,7%Ti	6,5	3,7	1,8	$1,8 \pm 0,5$	$0,7 \pm 0,2$
V—1%Ti	~3	2,0	1,5	$1,5 \pm 0,4$	$0,4 \pm 0,1$
V—5%Ti	3,6	1,6	0,8	$1,4 \pm 0,3$	$0,5 \pm 0,2$
V—10%Ti	~2	~1	0,8	$3,3 \pm 0,8$	$0,32 \pm 0,08$
V—4%Ti—4%Cr	~2	~1	0,8	$3,6 \pm 0,9$	$0,21 \pm 0,05$
V—1%Fe	~2	1,3	2,4	$2,4 \pm 0,6$	$0,3 \pm 0,1$
V—5%Fe	2,6	1,6	~2,5	$2,9 \pm 0,7$	$0,6 \pm 0,2$
V—10%Fe	7,3	1,7	3,6	$2,9 \pm 0,7$	$0,8 \pm 0,2$

*С учетом и без учета мельчайших пузырьков.

ребра более 20 нм. Кроме того, наблюдается россыпь мелких пузырьков размером менее 2 нм. Это определило двугорбое распределение пузырьков по размеру. Параметры пористости приведены в табл. 1.

Размер пузырьков в ванадии превышает 20 нм, что вызвало высокое распухание облученного слоя — 4,5%, поскольку в формулу для расчета распухания размер пузырьков входит как l^3 .

На рис. 2—4 показана характерная микроструктура сплавов, облученных He^+ при 650 °C до дозы $5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-2}$. Как видно на рис. 2, пузырьки формируются не только в матрице, но и в выделениях второй фазы (показано стрелкой). В крупных глобулообразных выделениях кубической или слегка вытянутой формы размером 50—300 нм сконцентрированы азот и немного

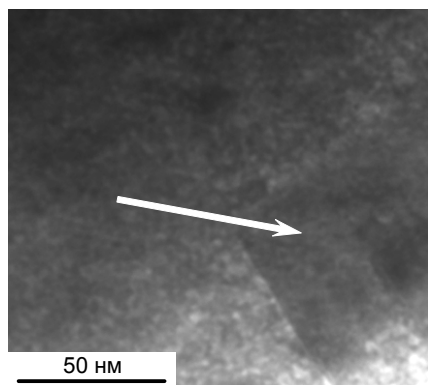


Рис. 2. Микроструктура сплава V—0,1%Ti

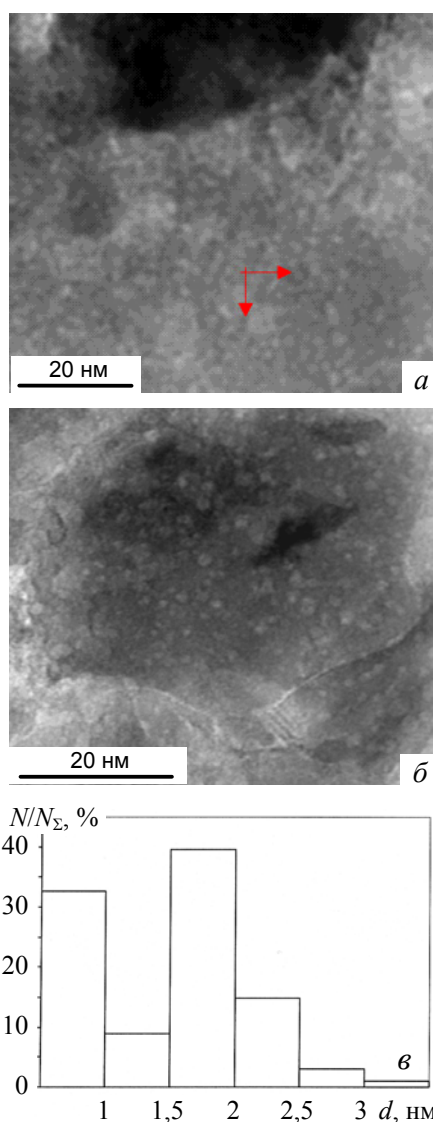
кислород, т.е. они представляют собой крупные нитриды [9]. По данным тех же исследователей, а также нашим результатам, полученным методом «трех окон», следует, что кислород в основном концентрируется в тонкодисперсных выделениях и/или различных комплексах.

При легировании ванадия титаном до 0,3% наряду с относительно равномерным распределением мелких пузырьков в матрице (рис. 3, а) наблюдаются области с крупными пузырьками (рис. 3, б), что также вызывает двугорбое распределение пузырьков по размеру (рис. 3, в).

При дальнейшем увеличении содержания титана в ванадии двугорбое распределение пузырьков по размеру исчезает. Пузырьки относительно равномерно распределены в матрице, причем в локальных объемах наблюдается их упорядоченное расположение (показано стрелкой на рис. 4, а).

Влияние титана на параметры пористости, как и на внутреннее трение и механические свойства [4], немонотонное. С увеличением концентрации титана до 0,5% размеры пузырьков и распухание снижаются, при 0,7% Ti возрастают, при 1, 5 и 10% Ti снова снижаются. При этом, как видно из табл. 1, концентрация титана в пределах от 0,1 до 10% мало влияет на плотность пузырьков.

Минимальные размеры пузырьков и распухание наблюдаются в сплаве с максимальным

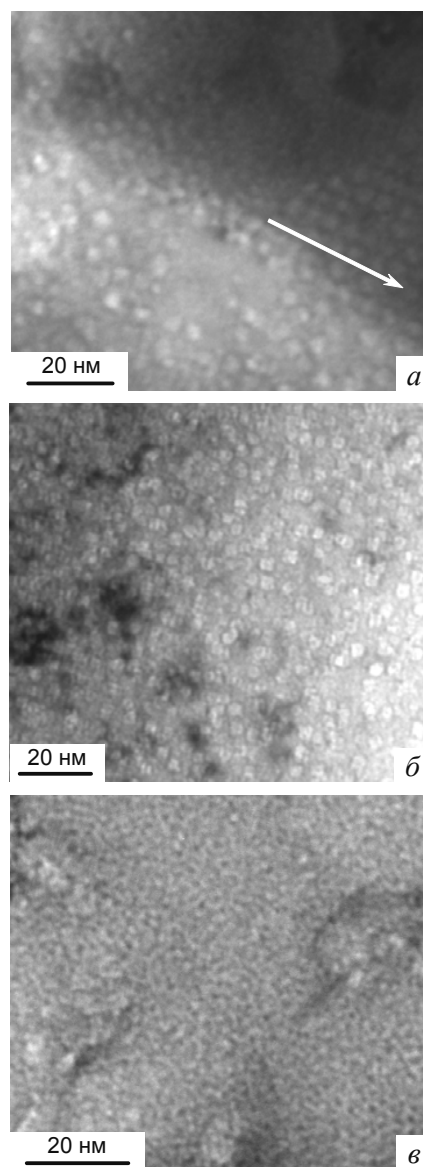


Р и с. 3. Микроструктура сплава V—0,3%Ti, снятая на разных участках фольги (а, б), и гистограмма распределения пузырьков по размеру, обобщенная по всему объему фольги (в) (N/N_{Σ} — относительная доля пузырьков в соответствующем интервале размеров)

содержанием титана V—10%Ti и конструкционным сплавом V—4%Ti—Cr (рис. 4, в).

Характерные микроструктуры сплавов V—Fe, облученных He^+ при 650 °C до дозы $5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-2}$, представлены на рис. 5, 6.

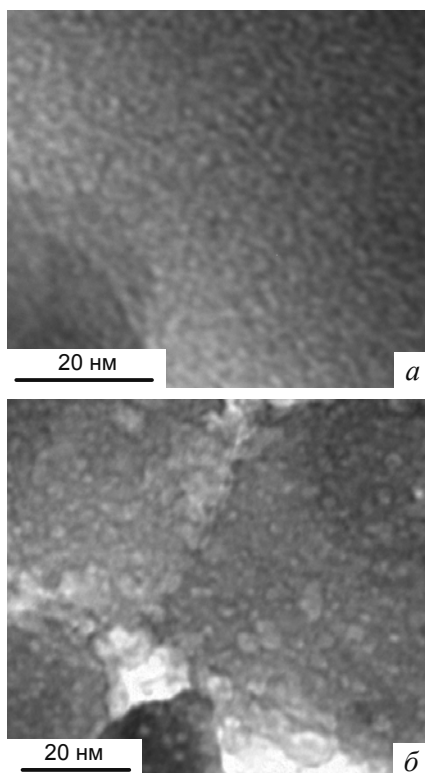
Как и при легировании ванадия титаном, добавки железа резко снижают размеры формирующихся пузырьков (см. рис. 1, 5, 6) и распухание облученного слоя, но при этом в 2 раза возрастает плотность пузырьков. В отличие от легирования титаном, где наблюдалось немонотонное изменение параметров пористости, при легировании железом непрерывно увеличиваются размеры пузырьков и распухание от 0,3 до 0,8% (см. табл. 1).



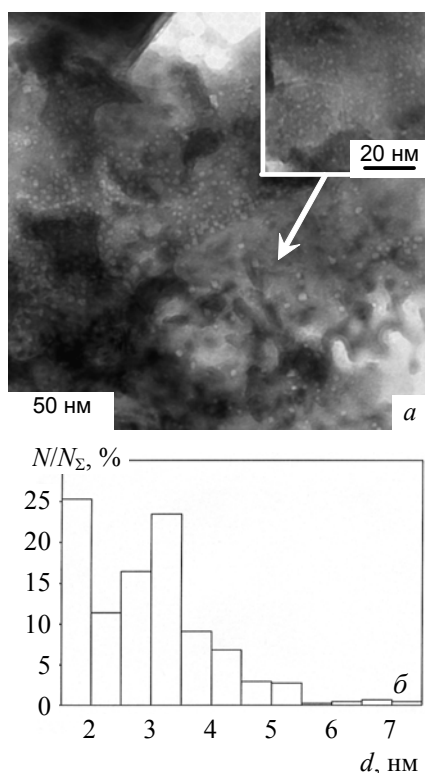
Р и с. 4. Микроструктура сплава V—1%Ti (а), V—5%Ti (б), конструкционного сплава V—4%Ti—Cr (в)

Мельчайшие пузырьки в сплаве V—1%Fe распределены гомогенно в матрице (см. рис. 5). В сплаве V—5%Fe появляются достаточно крупные пузырьки и наблюдается тенденция к нарушению их равномерного по объему распределения (см. рис. 5, б). При высоком содержании железа пузырьки в сплаве V—10%Fe распределены неравномерно как по объему образца, так и по размеру: наблюдаются локальные объемы с крупными пузырьками диаметром до 7—8 нм и области с мелкими пузырьками, размеры которых составляют около 1 нм (см. вставку на рис. 6, а). Такое развитие пузырьков вызывает их трехгорбое распределение по размеру (см. рис. 6, б).

Как и в чистом ванадии (см. рис. 1), в сплаве V—10%Fe часть крупных пузырьков имеет ог-



Р и с. 5. Микроструктура сплава V—1%Fe (а), V—5%Fe



Р и с. 6. Микроструктура сплава V—10%Fe (а) и гистограмма распределения пузырьков по размеру (б)

ранку (см. рис. 6, а), следовательно, можно предположить, что они равновесные или доравновесные, а мелкие сферические пузырьки являются сверхравновесными [8].

Влияние легирующих элементов замещения, создающих упругие искажения кристаллической решетки основы, проявляется на стадиях взаимодействия внедряемых ионов гелия с атомами основы, диффузионного взаимодействия гелия со структурными дефектами, включая радиационные, в условиях градиентов внутренних напряжений в основе. Определенное значение может иметь влияние легирующих элементов на электронное состояние сплавов, физико-химическое взаимодействие атомов легирующих элементов с атомами основы (образование сегрегатов, предвыделений и выделений вторых фаз) и примесями (рафинирование).

Как видно из табл. 2, атом железа меньше атома ванадия — $(r_{\text{Fe}} - r_{\text{V}})/r_{\text{V}} = -0,036$, атом титана больше — $(r_{\text{Ti}} - r_{\text{V}})/r_{\text{V}} = +0,082$.

Таблица 2. Атомный радиус и параметры размерного несоответствия атомов легирующего элемента и матрицы

Элемент	$r_{\text{э}}, \text{нм}$	$(r_{\text{э}} - r_{\text{V}})/r_{\text{V}}$
V	1,34	—
Fe	1,27	-0,036
Ti	1,45	+0,082

Ранее при изучении микроструктуры сплавов V—Ti, облученных He^+ энергией 40 кэВ при 20 °С до дозы $0,5 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-2}$ и отожженных при 800 °С в течение 1 ч, было показано [10], что в чистом ванадии развивается крупная пористость, при легировании титаном размеры пузырьков и их объемная доля (распухание) резко уменьшаются при возрастании плотности пузырьков в 1000 раз (табл. 3). При этом с изменением концентрации титана в ванадии в пределах от 10 до 40% размер пузырьков и их плотность оставались постоянными.

Таблица 3. Параметры гелиевых пузырьков в сплавах ванадия [10]

Параметр	V	V + 10—40%Ti
$d, \text{нм}$	13	~2
$\rho, \text{м}^{-3}$	$(1,0 \pm 0,3) \cdot 10^{21}$	~ 10^{24}
Характер распределения	Хаотическое	Частично упорядоченное

При изучении влияния легирующих элементов на поведение внедренного гелия в ванадиевых сплавах полагалось [10], что имеющие

большой размер атома титана (см. табл. 2) создают локальные области сжатия в решетке ванадия, которые при низкотемпературном облучении (20 °С) являются местами стока радиационных вакансий. Вакансии, захватывая атомы гелия, наряду с простыми комплексами типа $\text{He}_m V_n$, формирующимися в чистом ванадии, в сплавах образуют термически более стабильные сложные комплексы типа $\text{He}_m \text{Ti}_k V_n$ (He и V — атомы гелия и вакансии соответственно). Все эти комплексы имеют разную энергию связи и соответственно распадаются при нагреве до разной температуры, причем, как показано [11], в сплавах замещения «надразмерными» атомами термическая стабильность сложных комплексов типа $\text{He}_m \text{Me}_k V_n$ значительно выше, чем у простых типа $\text{He}_m V_n$.

При высокотемпературном облучении (650 °С) формирование простых гелийвакансионных комплексов в чистом ванадии маловероятно, однако в сплавах V—Ti могут формироваться термически более стабильные сложные комплексы типа $\text{He}_m \text{Ti}_k V_n$, т.е. в сплавах ванадия с надразмерным титаном значительная доля гелия и вакансий при 650 °С сохраняется в решетке в виде сложных комплексов. Вследствие этого наиболее высокое распухание имеет чистый ванадий, в сплавах V—Ti распухание существенно снижается (см. табл. 1). Однако немотонное влияние содержания титана на параметры пористости и газовое распухание объяснить в настоящее время затруднительно. Возможно, здесь играют роль факторы, которые упомянуты в работе [4], а именно образование различных двойных V—O, Ti—O и тройных V—O—Ti связей, которые очищают матрицу сплава от кислорода, поскольку, как показано в работах [12, 13], примеси внедрения существенно влияют на поведение гелия и формирование газовой пористости в металлах и сплавах.

Железо является «подразмерным» элементом по отношению к ванадию (см. табл. 2). При замещении атомами железа атомов ванадия в локальных областях кристаллической решетки ванадия создаются зоны растяжения, которые являются местами стока межузельных атомов. Как показано на примере модельных сплавов никеля, подразмерные легирующие элементы (Be, Si) при облучении тяжелыми ионами существенно снижают распухание никеля за счет того, что легирующие элементы, захватывая ме-

жузельные атомы, снижают их подвижность, увеличивая тем самым вероятность рекомбинации с вакансиями [14].

Вероятно, и в нашем случае облучения He^+ при добавлении в ванадий 1%Fe наблюдается тот же эффект (см. табл. 1): размеры пузырьков и распухание резко снижаются по сравнению с наблюдаемыми в чистом ванадии. Однако с дальнейшим увеличением концентрации железа, как видно на рис. 5, 6 и в табл. 1, размеры пузырьков и распухание снова непрерывно возрастают. Это может быть связано с тем, что при стоке межузельных атомов в зоны растяжения избыточные вакансии остаются в матрице, увеличивая размеры пузырьков и, следовательно, газовое распухание.

На степень накопления дефектов оказывает влияние и природа металлов, и их кристаллическая структура. При одинаковой гомологической температуре в металлах с о.ц.к.-решеткой энергия активации миграции межузельных атомов и вакансий E_V^m меньше, чем в металлах с г.ц.к.-решеткой. Это может определять меньшее распухание металлов с о.ц.к.-решеткой [3], поскольку скорость рекомбинации точечных дефектов пропорциональна произведению $D_i C_i C_v$, скорость роста пор $dr/d\tau = (1/r)(D_v C_v - D_i C_i)$, где D_v , D_i , C_v , C_i — коэффициент диффузии и средняя атомная концентрация вакансий и межузельных атомов соответственно. Например, в α -Fe и ванадии $E_V^m \approx 0,7\text{—}1,1$ эВ [15—19] и 0,54 эВ [17] соответственно, в γ -Fe $E_V^m \approx 1,32$ эВ [20].

Однако приведенные данные относятся к вакансионному распуханию, когда наработка гелия в материалах невелика (в случае реакторного облучения) или отсутствует (облучение тяжелыми ионами). Вместе с тем известны экспериментальные данные [21], согласно которым о.ц.к.-решетка не всегда является гарантией низкого радиационного распухания и оно для ванадиевых сплавов может изменяться в широких пределах: двойные сплавы V—Cr и V—Fe могут распухать до 90% (облучение в реакторе FFTF, 420 °С, 40 смещ./ат.). Правда, механизмы такого высокого распухания другие, и они могут быть связаны с расслоением твердого раствора при реакторном облучении [21], поскольку двухфазные стали и сплавы всегда распухают намного сильнее, чем однофазные [3].

Полученные в настоящей работе результаты развития гелиевой пористости однозначно показали, что ванадий (см. табл. 1), как и сталь с о.ц.к.-решеткой [8, 22], подвержен газовому набуханию, превышающему набухание материалов с г.ц.к.-решеткой. Это согласуется с обнаруженным [23] увеличением набухания ферритно-мартенситной стали при наработке значительного количества гелия по сравнению с теми же материалами, облученными в условиях меньшей концентрации гелия, т.е. газовое набухание материалов с о.ц.к.-решеткой может быть высоким и превосходить набухание некоторой аустенитной стали при высокотемпературном внедрении гелия.

В условиях образования большой концентрации гелия при одновременном радиационном повреждении структуры интенсивность рекомбинации вакансий и межузельных атомов снижается, поскольку уже на начальном этапе облучения будет происходить захват атомов гелия вакансиями. Более высокая энергия связи гелий-вакансионных комплексов и подвижность атомов гелия и вакансий в металлах с о.ц.к.-решеткой, чем в кристаллической г.ц.к.-решетке [24], способствуют быстрому росту пузырьков в материалах с о.ц.к.-решеткой и высокому гелиевому набуханию.

Таким образом, на основе исследований можно заключить, что:

чистый ванадий имеет самое высокое газовое набухание, при этом наблюдаются крупные ограниченные поры средним размером ~16 нм;

легирование любым количеством титана приводит к существенному снижению гелиевого набухания;

влияние легирования ванадия титаном на параметры пористости и набухание носит немонотонный характер: с увеличением концентрации титана до 0,5% размеры пузырьков и набухание снижаются, при 0,7% возрастают, при 1, 5 и 10% снова снижаются, причем концентрация титана не влияет на плотность пузырьков;

в некоторых сплавах присутствуют локальные области с упорядоченным расположением гелиевых пузырьков;

при легировании ванадия железом, как и при легировании титаном, снижаются размеры формирующихся гелиевых пузырьков и набухание, значительно возрастает плотность пузырьков, при этом происходит монотонное уве-

личение их размера и набухания при увеличении концентрации железа;

минимальные размеры пузырьков и набухание наблюдаются в сплаве с максимальным содержанием титана V—10%Ti и конструкционном сплаве V—4%Ti—Cr.

Работа выполнена в рамках Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009—2013 годы».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Иванов Л.И., Платов Ю.М.** Радиационная физика металлов и ее приложения. М.: Наука, 2002. 300 с.
2. **Ватулин А.В.** Малоактивируемые конструкционные материалы для ядерной техники (ТВС ЯЭУ). — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы, 2004, вып. 1(62), с. 26—41.
3. **Бескоровайный Н.М., Калинин Б.А., Платонов П.А., Чернов И.И.** Конструкционные материалы ядерных реакторов. М.: Энергоатомиздат, 1995. 704 с.
4. **Ананьин В.М., Калинин Б.А., Корчагин О.Н. и др.** Исследование методом внутреннего трения взаимодействия кислорода с титаном в ванадии. — Физика и химия обработки материалов, 2010, № 2, с. 66—70.
5. **Mtinti Li, Nagasaka T., Yoelzer D. e.a.** Biaxial thermal creep of two heats of V4Cr4Ti at 700 and 800 °C in a liquid lithium environment. — J. Nucl. Mater., 2007, v. 367—370, p. 788—793.
6. **The Stopping and Ranges of Ions in Materials.** V. 4. Ed by J. Zeigler. NY: Yorktown Heights, 1977. 390 p.
7. **Вотинов С.Н., Головин И.С., Колотушкин В.П.** Проблемы разработки перспективных материалов для оболочек твэлов реакторов на быстрых нейтронах. — В сб.: Атомные электрические станции России. 60 лет атомной промышленности. М., Концерн «Росэнергоатом», 2005, с. 313—335.
8. **Чернов И.И., Бинюкова С.Ю., Тан Све, Калинин Б.А.** Температурная зависимость гелиевого набухания реакторных ферритно-мартенситной и аустенитных сталей. — Перспективные материалы, 2005, № 4, с. 41—49.
9. **Muroga T., Chen J., Chernov V.M. e.a.** Review of advances in development of vanadium alloys and MHD insulator coatings. — J. Nucl. Mater., 2007, v. 367—370, p. 780—787.
10. **Калинин Б.А., Чернов И.И., Калашников А.Н. и др.** Влияние легирования на особенности поведения гелия и развитие пузырьковой структуры в сплавах никеля и ванадия. — Атомная энергия, 2002, т. 92, вып. 1, с. 50—56.

11. Chernov I.I., Kalin B.A., Kalashnikov A.N., Ananin V.M. Behaviour of ion-implanted helium and structural changes in nickel-base alloys under long-time exposure at elevated temperatures. — J. Nucl. Mater., 2002, v. 307—311, pt 1, p. 362—366.
12. Kolk G., Veen A., Caspers L. The interaction of He with C in α -Fe. — Delft. Progr. Rept. Ser. Phys. and Phys. Engng, 1979, v. 4, № 1, p. 19—28.
13. Бинюкова С.Ю., Калинин Б.А., Калашников А.Н., Чернов И.И. Поведение гелия и развитие газовой пористости в сплавах Fe—C при ионном облучении. — Перспективные материалы, 2002, № 4, с. 50—57.
14. Potter D., Rehn L., Okamoto P., Wiedersich H. Void swelling and segregation in dilute nickel alloys. — In: Proc. Intern. Conf. on Radiation Effects in Breeder Reactor Structural Materials. New York, 19—23 June 1977, p. 377—385.
15. Franklin A.D. Statistical thermodynamics of point defects in crystals. — In: Point Defects in Solids. V. 1. Ed by J. Grawford Jr., L. Slifkin. NY—London: Plenum Press, 1972, p. 1—94.
16. Ytterhus J., Balluffi R. On the annealing of quenched-in vacancies in gold. — Phil. Mag., 1965, v. 11, p. 707—727.
17. Johnson R., Wilson W. Defect calculation for FCC and BCC metals. — In: Interatom. Potent. and Simul. Lattice Defects. NY—London, 1972, p. 301—315.
18. Wynblatt P.J. Calculation of the vacancy migration energy in cubic crystals. — J. Phys. Chem. Solids, 1968, v. 29, p. 215—224.
19. Heugten W., Berg F., Caspers L., Veen A. Relaxation of lattice atoms around defects in V, α -Fe and Mo. — Delft. Progr. Rept. Ser. Phys. and Phys. Engng, 1978, v. 3, p. 97—106.
20. Johnson R. Interstitials and vacancies in a iron. — Phys. Rev., 1966, v. 145, № 2, p. 423—433.
21. Matsui H., Gelles D. Large swelling in V—5Fe alloy after irradiation in FFTF. ANL, 1989, p. 112—128.
22. Chernov I.I., Kalashnikov A.N., Kalin B.A., Binyukova S.Yu. Gas bubbles evolution peculiarities in ferritic-martensitic and austenitic steels and alloys under helium ion irradiation. — J. Nucl. Mater., 2003, v. 323, pt 1, p. 341—345.
23. Garner F.A., Toloczko M.B., Sencer B.H. Comparison of swelling and irradiation creep behaviour of fcc-austenitic and bcc-ferritic-martensitic alloys at high neutron exposure. — Ibid., 2000, v. 276, p. 123—142.
24. Чернов И.И., Калинин Б.А. Поведение гелия в конструкционных материалах ядерных и термоядерных реакторов. Учебное пособие. М., МИФИ, 2005. 59 с.

Поступила в Редакцию 29.03.10

УДК 621.039.193:669.018

ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ

Байтелесов С.А., Салихбаев У.С., Сандалов В.Н., Кунгуров Ф.Р., Халиков У.А.
(ИЯФ АН РУз, г. Ташкент, Узбекистан)

Материалы твэлов ядерных реакторов в процессе эксплуатации подвергаются одновременному воздействию ионизирующего излучения, температуры и продуктов радиолиза воды [1]. Облучение быстрыми нейтронами ($E_n > 0,1$ МэВ) влияет, главным образом, на механические свойства материалов, повышая их прочность и снижая пластичность [2]. Облучение, изменяя структуру материала, также изменяет кинетику старения [3] и в итоге электрическое сопротивление. Исследование влияния реакторного облучения на микроструктуру и микротвердость сплавов САВ-1 и АМГ-2 [4] показало, что после облучения наблюдается окисление поверхности и возникают выделения интерметаллических фаз системы Al—Mg—Si—Fe, распределенные по всему объему материала. Микротвердость сплавов существенно увеличивается при начальном облучении до флюенса

10^{17} см⁻² и линейно растет при дальнейшем повышении флюенса до 10^{21} см⁻². В настоящей работе исследовано воздействие облучения на электропроводность и изменение линейных размеров этих сплавов.

Образцы и методы исследования. Образцы алюминиевых сплавов САВ-1 и АМГ-2 изготовлены из материалов промышленной поставки (см. таблицу). Сплавы имеют гранецентрированную кубическую структуру с параметром решетки $a = 0,406$ нм, $a = 0,407$ нм соответственно. Равновесная структура сплава САВ-1 представляет собой твердый раствор легирующих компонентов в алюминии с включениями интерметаллидных фаз (CuAl₂, Mg₂Si и др.). Сплав АМГ (магналий) относится к системе Al—Mg. Магний образует с алюминием твердый раствор и фазы MgAl, при небольшом содержании (не выше 2—3%)