

лографически чистые корольки плутония с общей массовой долей примесей $< 0,05\%$. На этих корольках металловедами впервые были определены некоторые физические свойства плутония: температура плавления ($639 \pm 2^\circ\text{C}$), плотность ($19,6 \text{ г/см}^3$), микротвердость (230 кг/м^2), давление насыщенного пара в интервале $1000\text{—}1300^\circ\text{C}$. Полученные данные о давлении пара плутония удовлетворяют уравнению $\lg p = -16\,000/T + 7,38$ (где p — давление в мм ртутного столба). Экстраполяция дает точку кипения плутония, равную 3690 K .

Эти предварительные расчеты оказались достаточно близкими к последующему определению и последним литературным данным [8].

Разработанная методика получения микроколичеств солей урана и плутония и методика восстановления их парами щелочно-земельных металлов может быть успешно использована для получения микроколичеств и других металлов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Life International, 1946, № 1, p. 30.
2. J. Am. Chem. Soc., 1948, № 7, p. 3539.
3. Nucleonics, 1949, № 5 (11), p. 16.
4. J. Am. Chem. Soc., 1951, № 73, p. 3396.
5. J. Am. Chem. Soc., 1951, № 73, p. 493.
6. J. Am. Chem. Soc., 1954, № 76, p. 5935.
7. J. Inorg. Nucl. Chem., 1958, v. 5, № 3.
8. Geneva Conf., 1955, paper № P 735.

Поступила в Редакцию 3.04.02

УДК 621.039.531

ФОРМИРОВАНИЕ ГАЗОВОЙ ПОРИСТОСТИ В СПЛАВАХ НИКЕЛЯ И КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ ГЕЛИЯ

*Бинюкова С.Ю., Чернов И.И., Калинин Б.А., Калашников А.Н.,
Тимофеев А.А. (МИФИ)*

Химический состав и структурно-фазовое состояние конструкционных материалов оказывают существенное, часто решающее влияние на их радиационную стойкость (распухание, упрочнение и охрупчивание и др.). В связи с этим зависимость радиационной повреждаемости от элементного и примесного состава материалов широко изучали в разных условиях облучения (нейтронами, тяжелыми ионами, высокоэнергетическими электронами и т.д.) [1—9]. Вместе с тем наблюдается недостаток данных о роли легирующих элементов в радиационной повреждаемости материалов в условиях накопления и/или всаждения значительной концентрации гелия, который в ядерных и термоядерных реакторах играет отрицательную роль, вызывая деградацию физико-механических свойств конструкционных материалов, изменяя кинетику зарождения пор и радиационного распухания [1—3].

В настоящей работе в продолжение начатых ранее исследований [6—9] изучено влияние элементов замещения с разным атомным несоответствием с никелем на характер формирования пузырьковой структуры в двойных модельных сплавах, а также развитие газовой пористости в конструкционной стали ЧС-68 (06X16H15M2Г2ТР), ЭП-150 (04X15H35M2БТЮР) и высоконикелевом сплаве ХНМ (Х43Н56М), облученных He^+ энергией 40 кэВ до флюенса $5 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-2}$ при двух условиях: высокотемпературное облучение при 650°C и облучение при 20°C , послерадиационный отжиг при 650°C в течение 1 ч.

Состав исследованных сплавов приведен в табл. 1. Концентрация легирующих элементов выбрана в соответствии равновесными диаграммами состояния [10] так, что один состав представлял собой твердый раствор, другой — пересыщенный твердый раствор легирующего элемента в никеле при исходной термообработке: закалка в воду после выдержки образцов при 1100 °С в течение 1 ч в вакуумированных кварцевых ампулах.

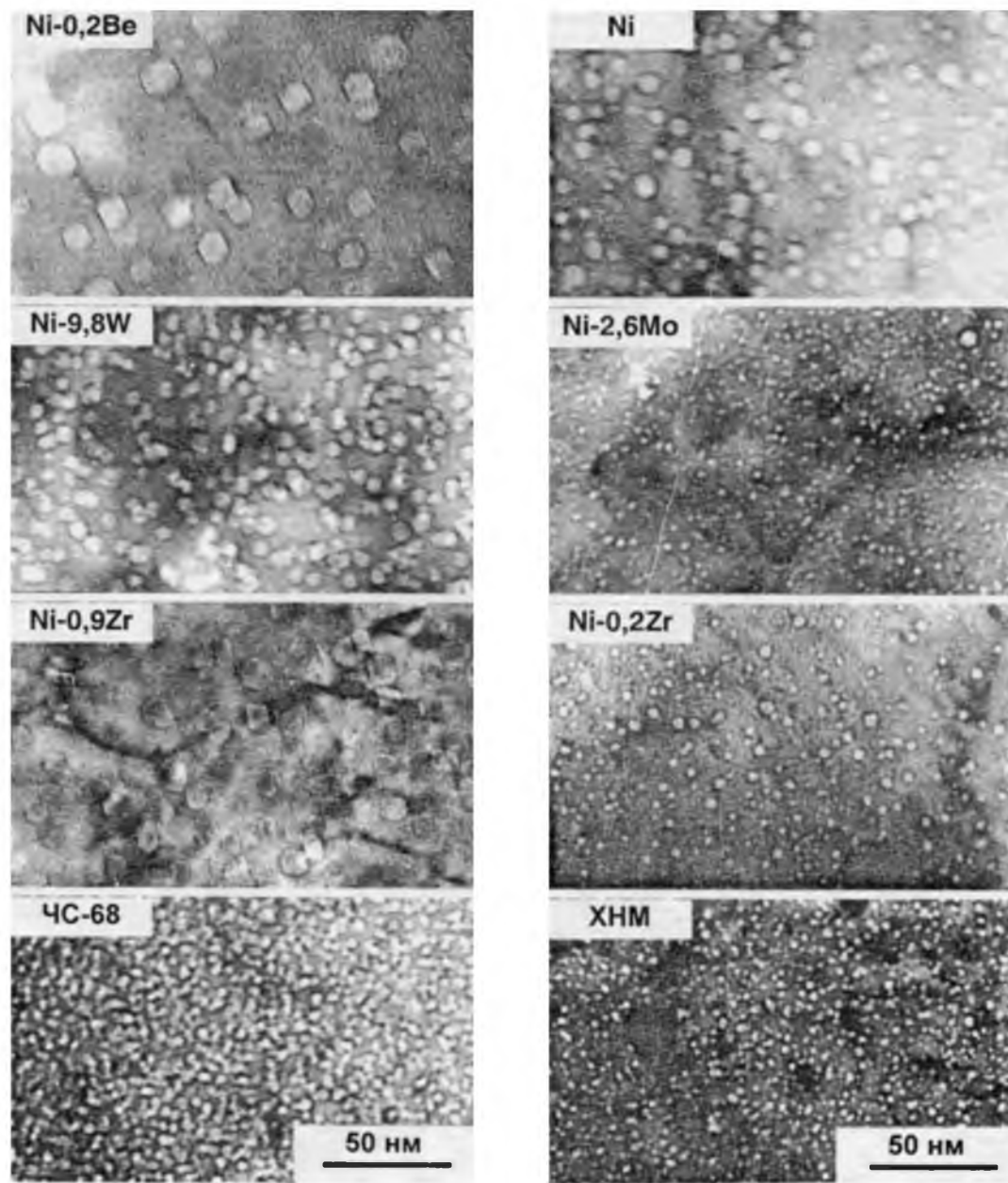
Т а б л и ц а 1. Состав материалов и параметры пузырьков [$\bar{d}$ — средний размер; ρ — объемная плотность; S — распухание], образовавшихся при облучении He^+ при 650 °С (верхняя строка) и послерадиационном отжиге при 650 °С облученных при 20 °С образцов (нижняя строка)

Сплав*	$\bar{d}$, нм	ρ , 10^{22} м^{-3}	S , $10^{-1}\%$
Ni—0,2Be	8,8	$4,9 \pm 1,6$	$16,2 \pm 5,4$
	3,3	$8,5 \pm 2,8$	$4,0 \pm 1,3$
Ni—0,6Be**	7,1	$2,9 \pm 1,0$	$7,1 \pm 2,4$
	5,2	$8,8 \pm 2,9$	$8,8 \pm 2,9$
Ni—2,6Si	6,4	$9,0 \pm 3,0$	$13,1 \pm 4,4$
	2,8	13 ± 4	$3,3 \pm 1,1$
Ni—6,7Si**	6,3	$5,6 \pm 1,8$	$5,8 \pm 1,9$
	3,2	27 ± 9	$5,6 \pm 1,7$
Ni	6,9	$3,7 \pm 1,3$	$7,3 \pm 2,4$
	7,0	$4,9 \pm 1,6$	$10,8 \pm 3,6$
Ni—2,6Mo	6,2	$4,0 \pm 1,3$	$6,7 \pm 2,2$
	2,3	30 ± 10	$2,7 \pm 0,9$
Ni—9,8Mo	3,9	$7,1 \pm 2,4$	$2,2 \pm 0,7$
	3,6	19 ± 6	$6,8 \pm 2,3$
Ni—2,3W	6,7	$3,3 \pm 1,1$	$7,9 \pm 2,6$
	3,9	10 ± 3	$9,5 \pm 3,2$
Ni—9,8W	3,9	$9,3 \pm 3,1$	$4,5 \pm 1,5$
	2,3	35 ± 12	$4,7 \pm 1,6$
Ni—29,6W**	3,2	$12 \pm 4,0$	$2,4 \pm 0,8$
	3,0	16 ± 5	$2,7 \pm 0,9$
Ni—2,1Al	4,4	$12,2 \pm 4,0$	$6,8 \pm 2,3$
	5,5	$4,5 \pm 1,5$	$6,1 \pm 2,0$
Ni—6,6Al**	4,2	$16,8 \pm 5,6$	$6,5 \pm 2,2$
	3,1	$7,3 \pm 2,4$	$2,2 \pm 0,7$
Ni—2,8Ti	6,5	$4,2 \pm 1,4$	$8,9 \pm 2,7$
	6,0	$5,2 \pm 1,7$	$8,5 \pm 2,6$
Ni—1,7Ta	4,4	$2,4 \pm 0,8$	$2,1 \pm 0,7$
	1,7	30 ± 10	$0,9 \pm 0,3$
Ni—10,4Ta**	5,7	$1,2 \pm 0,4$	$1,7 \pm 0,6$
	2,8	21 ± 7	$3,6 \pm 1,2$
Ni—0,5Sn**	4,7	$4,3 \pm 1,4$	$4,4 \pm 1,5$
	2,3	26 ± 9	$2,1 \pm 0,7$
Ni—0,2Zr**	5,5	$6,3 \pm 2,1$	$9,1 \pm 3,0$
	2,7	24 ± 8	$6,8 \pm 2,3$
Ni—0,9Zr**	7,9	$3,1 \pm 1,0$	$9,1 \pm 3,0$
	4,3	10 ± 3	$7,2 \pm 2,4$
ХНМ	2,2	17 ± 6	$3,5 \pm 1,7$
	2,1	24 ± 8	$4,1 \pm 1,4$
ЧС-68	2,1	27 ± 9	$1,4 \pm 0,5$
	1,5	28 ± 9	$1,2 \pm 0,4$
ЭП-150	2,2	41 ± 14	$3,3 \pm 1,1$
	1,2	140 ± 40	$2,2 \pm 0,7$

*Содержание легирующих элементов, % по массе.

**Пересыщенные твердые растворы в исходном состоянии (после закалки).

Микроструктура образцов, утоненных с необлученной стороны, изучена в просвечивающем электронном микроскопе EM-430 фирмы Philips при ускоряющем напряжении 200 кВ. Типичные снимки микроструктуры модельных сплавов и промышленных материалов после ионного облучения при 650 °С и послерадиационного отжига при той же температуре приведены на рис. 1, 2 соответственно. Характерная гистограмма распределения пузырьков по размеру приведена на рис. 3, параметры пузырьков представлены в табл. 1, на рис. 4, 5 приведены их зависимости от атомного радиуса легирующего элемента.



Р и с. 1. Характерный вид гелиевой пузырьковой структуры в сплавах никеля с 0,2% бериллия, 9,8% вольфрама, 0,9% циркония и стали ЧС-68 (увеличение на микроснимках одинаковое)

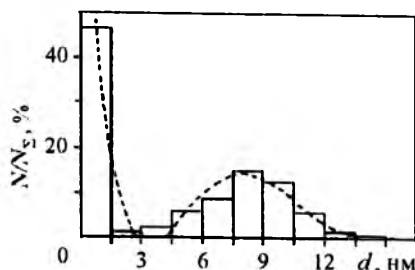
Р и с. 2. Микроструктура, сформировавшаяся при послерадиационном отжиге при 650 °С в течение 1 ч образцов, облученных He⁺ при 20 °С (увеличение на микроснимках одинаковое)

При высокотемпературном облучении характерными особенностями являются (см. табл. 1, рис. 1, 3, 4):

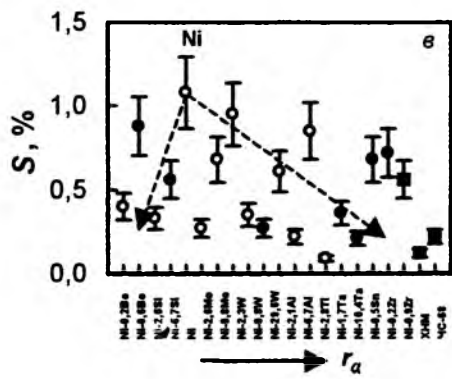
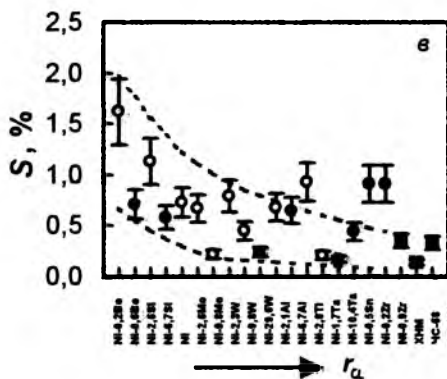
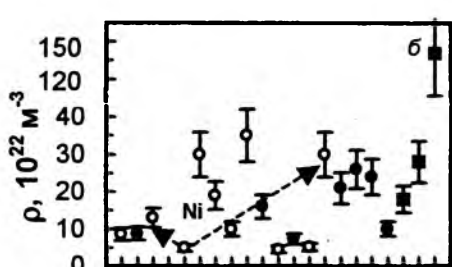
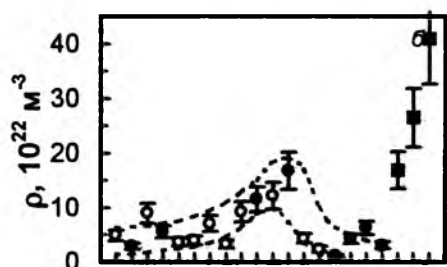
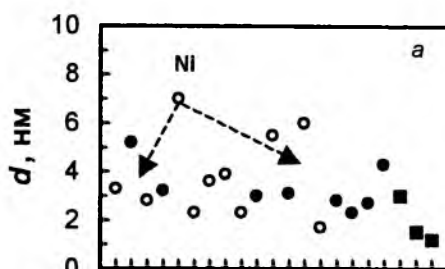
формирование в промышленных материалах мелких пузырьков ($\bar{d} \sim 2$ нм) высокой плотности ($\rho \sim 10^{23}$ м⁻³) в отличие от модельных сплавов ($\bar{d} \sim 3-9$ нм, $\rho \sim 10^{22}$ м⁻³);

образование в сплавах на фоне крупных пузырьков, по которым определены их параметры, мельчайших пузырьков ($d \leq 1$ нм, $\rho \sim 10^{24}$ м⁻³), возможно, комплексов [3], не учитываемых в расчетах;

наличие крупных огранных пузырьков в сплавах, следовательно, можно предположить, что



Р и с. 3. Типичная гистограмма распределения пузырьков по размеру в сплаве никеля с 2,3% вольфрама, облученном при 650 °С



Р и с. 4. Зависимость параметров пузырьков от радиуса атома легирующего элемента при облучении при 650 °С: ○, ● — твердые и пересыщенные твердые растворы соответственно; — — — модельные сплавы и промышленные материалы

Р и с. 5. Зависимость параметров пузырьков от атомного радиуса легирующего элемента в случае облучения при 20 °С и отжига при 650 °С в течение 1 ч: ○, ● — твердые и пересыщенные твердые растворы соответственно

они равновесные, т.е. давление газа в них уравновешено поверхностным натяжением. Количество газа в пузырьках, рассчитанное при этом допущении по формуле [11]

$$P = 0,492 \exp(5,15 \cdot 10^{-23} N/V) = 2\gamma/r,$$

где P — давление; N — количество газа в пузырьках; V — суммарный объем пузырьков; γ — поверхностное натяжение; r — радиус пузырька, доля ограненных пузырьков в каждом сплаве и результаты расчета газа в них приведены в табл. 2. В расчетах учтено то, что в процессе ионного облучения при 650 °С захватывается лишь около 50% внедряемого гелия [6].

Т а б л и ц а 2. Процент ограненных пузырьков N_b и доля газа в них от общего количества внедренного при 650 °С гелия N/N_0 в сплавах никеля

Сплав	N_b , %	N/N_0 , %
Ni—0,2Be	100	> 100
Ni—0,6Be	100	> 100
Ni—2,6Si	~1	~16
Ni—6,7Si	Нет	—
Ni	100	> 100
Ni—2,6Mo	~12	> 100
Ni—9,8Mo	Нет	—
Ni—2,3W	~10	~76
Ni—9,8W	~1	~10
Ni—29,6W	Нет	—
Ni—2,1Al	100	> 100
Ni—6,6Al	100	> 100
Ni—2,8Ti	100	> 100
Ni—1,7Ta	~1	~2
Ni—10,4Ta	100	~50
Ni—0,5Sn	100	~90
Ni—0,2Zr	100	> 100
Ni—0,9Zr	100	> 100
ХНМ	Нет	—
ЧС-68	Нет	—
ЭП-150	~10	> 100

Как видно из табл. 2, при расчете по приведенной формуле в ограненных пузырьках должно содержаться больше гелия, чем захвачено материалом. Следовательно, при данных условиях облучения ограненные пузырьки, сформировавшиеся в сплавах, являются доравновесными. Тогда мельчайшие пузырьки сферической формы и высокой плотности являются сверхравновесными [12], т.е. давление газа в них превышает равновесное ($P \gg 2\gamma/r$), и значительное количество газа, скорее всего, находится именно в этих пузырьках.

Подобное двугорбое распределение пузырьков по размеру (см. рис. 3) наблюдали и ранее: совместное развитие мелких газовых пузырьков и крупных, преимущественно вакансионных пор, характерно для стали, облученной в быстрых реакторах при 873 К, никеля, облученного Ag^+ , стали Х16Н15МЗБ, облученной He^+ , а также при совместном облучении ионами газа и металла [1, 13—16].

Из рис. 4 видно, что молибден, вольфрам и алюминий значительно снижают средний размер и увеличивают плотность пузырьков. Цирконий в никеле способствует образованию крупных пузырьков невысокой плотности. По сравнению с чистым никелем имеющие меньший атомный радиус бериллий и кремний существенно увеличивают газовое распухание сплавов. В промышленной стали ЧС-68, ЭП-150 и сплаве ХНМ небольшой размер сформировавшихся пузырьков, несмотря на их высокую плотность, обеспечивает низкое распухание.

В целом при высокотемпературном облучении с увеличением размера атома легирующего элемента распухание облученного слоя, вызванное формированием гелиевой пористости, имеет четкую тенденцию к снижению (из общей закономерности выбиваются сплавы с цирконием). Кроме того, при увеличении концентрации легирующего элемента в каждой системе сплавов распухание также снижается, за исключением сплавов с цирконием (см. рис. 4, в).

Зависимости распухания исследуемых сплавов от размерного несоответствия между атомами и ионами легирующего элемента и никеля носят идентичный характер: как в твердых, так и в пересыщенных твердых растворах распухание имеет минимум примерно при атомном несоответствии от +0,05 до +0,2 и ионном несоответствии от -0,1 до +0,2. Максимальное газовое распухание соответствует легированию бериллием, кремнием и цирконием.

При послерадиационном отжиге характерные особенности развития пузырьков в образцах следующие (см. табл. 1, рис. 2, 5):

большинство пузырьков в сплавах сферические, т.е. можно полагать, что они сверхравновесные. Только в никеле, как и в предыдущем случае, значительная доля крупных пузырьков имеет огранку, т.е. они равновесные или доравновесные, причем сформировались пузырьки примерно тех же параметров, что и при высокотемпературном облучении ($\bar{d} \sim 7$ нм, $\rho \sim 4 \cdot 10^{22}$ м⁻³);

во всех сплавах, включая промышленные материалы, образовались пузырьки меньшего диаметра и более высокой плотности, чем при высокотемпературном облучении;

наименьшая плотность пузырьков, максимальные диаметр и газовое распухание наблюдаются в чистом никеле. Легирование, включая элементами, имющими меньший атомный радиус (бериллий и кремний), относительно никеля уменьшает размер, увеличивает плотность пузырьков и снижает распухание. Однако в отличие от облучения при 650 °С увеличение концентрации легирующего элемента в сплавах никеля с бериллием, кремнием и цирконием приводит к возрастанию среднего размера пузырьков и распухания.

При изучении влияния легирующих элементов на поведение внедренного гелия в никель-алюминиевых и никель-титановых сплавах полагалось [6—9], что атомы алюминия и титана создают локальные области сжатия в решетке никеля, которые при низкотемпературном облучении являются местами стока радиационных вакансий. В сплавах вакансии, захватывая атомы гелия, наряду с простыми комплексами типа $He_m V_n$, формирующимися в чистом никеле, образуют термически более стабильные сложные комплексы типа $He_m Me_k V_n$, (He, Me и V — атомы гелия, легирующего элемента и вакансии соответственно). Косвенно данное предположение подтверждено [6, 9] удержанием в сплавах большего количества гелия при длительном послерадиационном отжиге, появлением более высокотемпературных пиков внутреннего трения, вызванных развалом сложных комплексов, возрастанием плотности формирующихся пузырьков при снижении их размера с увеличением концентрации легирующего элемента.

Вместе с тем приведенные в настоящей работе для новых сплавов экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что размерное несоответствие атомного радиуса, по-видимому, не является единственным фактором, влияющим на поведение гелия и формирование газовой пузырьковой структуры.

Как уже показано, в рассматриваемых условиях облучения и послерадиационного отжига молибден, вольфрам, тантал и олово с атомным радиусом большим, чем у никеля, влияют так же, как и алюминий и титан: снижают средний размер и увеличивают плотность пузырьков, причем с повышением их концентрации в сплавах эффект усиливается. Формирование более мелких пузырьков высокой плотности в сложнелегированных конструкционных материалах, содержащих хром, молибден, ниобий,

титан, алюминий, также укладывается в эту закономерность. Однако цирконий, который имеет наибольший атомный радиус среди выбранных легирующих элементов, обусловленный низкой степенью застройки внутренней d -оболочки ($4s^2 4p^6 4d^2 5s^2$), выбивается из отмеченной закономерности: при изменении его концентрации от 0,2 до 0,9% значительно увеличивается размер пузырьков при снижении плотности, что приводит к высокой степени набухания. В работе [17] также отмечено, что после облучения при 823 К протонами энергией 200 кэВ железохромоникелевых сплавов, дополнительно легированных отдельно цирконием, титаном, кремнием и ниобием, максимально набухал сплав, содержащий 0,41% по массе циркония.

Такое влияние циркония, а также бериллия объяснить затруднительно. Возможно, следует учитывать электронное строение атомов, особенности их растворения в никеле, высокое химическое сродство к примесям, включая и газовые. Действительно, некоторые авторы отмечают, что радиационное набухание сплавов в значительной степени может определяться электронным строением атомов легирующего элемента, в частности, набухание связывают с числом электронов, участвующих в межатомной связи в сплаве n_e [18], оно максимально при $n_e = 2, 3$ и 5 (рис. 6, а). Результаты работы [19] также подтверждают, что сплавы с $n_e > 3$ устойчивы по отношению к радиационному набуханию, при $n_e \approx 3$ склонность сплавов к набуханию возрастает

(рис. 6, б). Низкое набухание железохромоникелевых сплавов отмечено в работе [20] при $n_e < 2,58$.

Для случая облучения ионами гелия на рис. 7 приведена рассчитанная согласно данным [21] взаимосвязь набухания с числом электронов, которые могут участвовать в межатомной связи. Видно, что для исходно закаленных сплавов зависимости аналогичны как для высокотемпературного облучения, так и для послерадиационного отжига и хорошо коррелируют с данными, полученными при облучении нейтронами и тяжелыми ионами (см. рис. 6, 7) — набухание максимально при числе электронов, участвующих в межатомной связи, близком к трем. При большем и меньшем числе электронов набухание снижается. Это дает основание полагать, что относительно недорогое облучение ионами гелия может быть использовано для экспрессной оценки склонности новых разрабатываемых материалов к радиационному набуханию, а также расчета химического состава и концентрации элементов в разрабатываемом сплаве.

При высокотемпературном облучении формирование вакансионных комплексов гелия в никеле маловероятно, поскольку максимальная температура их стабильности не превышает 620–650 °С [6, 9, 22]. По-видимому, в этих условиях внедрения гелия в сплавах никеля с бериллием и кремнием, как и в чистом никеле, вакансионные комплексы гелия также не образуются, а атомы бериллия и кремния способствуют попаданию в пузырьки большего количества газа и вакансий. Возможным механизмом формирования более крупных пузырьков в закаленных никель-бериллиевых и никель-кремниевых сплавах

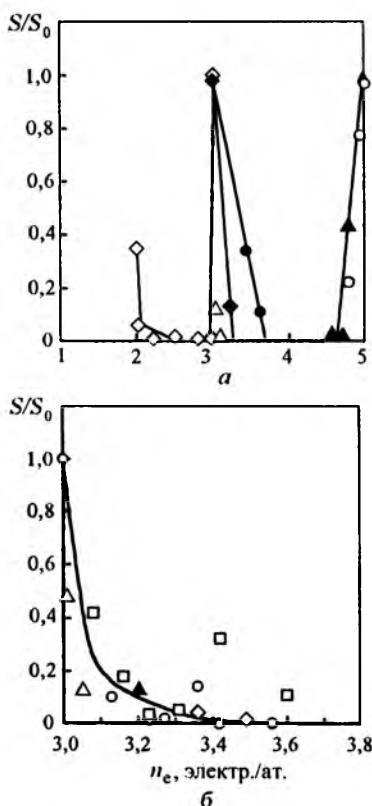
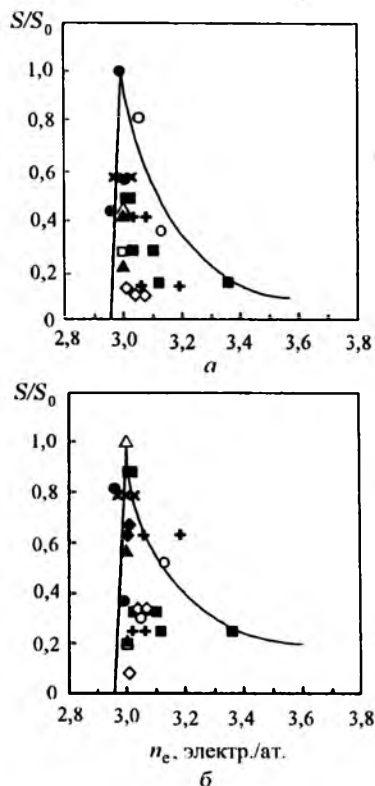


Рис. 6. Взаимосвязь набухания с числом участвующих в межатомной связи электронов по данным [18]: $\diamond$ — Ni—Cu; $\circ$ — Fe—15Cr—Y—Ni; $\bullet$ — Ni—Al; $\blacklozenge$ — Ni—Fe; $\triangle$ — Ni—Si; $\blacktriangle$ — Fe—X—Cr—35Ni (а) и [19]: $\circ$ — Ni—Al; $\triangle$ — Ni—Si; $\square$ — Ni—Cr; $\blacktriangle$ — Ni—Fe; $\diamond$ — Ni—Ti (б)

является создание атомами бериллия и кремния в кристаллической решетке никеля локальных областей растяжения, которые являются местами притяжения межузельных атомов. Остающиеся свободными вакансии, включая радиационные, стекают в растущие пузырьки.

При низкой температуре облучения комплексы He_mV_n и сложные комплексы $\text{He}_m\text{Me}_k\text{V}_n$, имеющие разную термическую стабильность в зависимости от вида легирующего элемента, образуются во всех облучаемых материалах. В чистом никеле в процессе послерадиационного отжига при 650 °С все комплексы He_mV_n распадаются, освобождающиеся вакансии и гелий переходят в пузырьки. Это подтверждается тем, что в обоих условиях формирования пузырьков (высокотемпературное облучение либо послерадиационный отжиг) их параметры в никеле близки (см. табл. 1). Во всех сплавах часть гелия и вакансий сохраняется в комплексах типа $\text{He}_m\text{Me}_k\text{V}_n$, что приводит к формированию пузырьков меньшего размера, чем в никеле (см. табл. 1, рис. 5, а).

Таким образом, исследования показали, что формирование пузырьковой микроструктуры при ионном внедрении гелия существенно зависит от химического состава облучаемых материалов. Сопоставление результатов по высокотемпературному облучению и послерадиационному отжигу дополнительно подтверждает, что при легировании элементами, имеющими большое положительное атомное несоответствие с никелем, образуются термически более стабильные комплексы, содержащие атом легирующего элемента, гелий и вакансии, чем простые вакансионные комплексы гелия в чистом металле. Исключением являются элементы, имеющие большое сродство к примесям внедрения, например, цирконий и, возможно, титан. Наблюдается корреляция между распуханием и числом электронов, участвующих в межатомной связи в сплавах, — оно максимально при числе электронов, близком к трем.



Р и с. 7. Распухание облученного He^+ слоя модельных сплавов никеля, облученных при 650 °С (а), облученных при 20 °С и отожженных при 650 °С в течение 1 ч (б): ● — Ni—Be; ○ — Ni—Si; ▲ — Ni—Al; ✕ — Ni—Ti; + — Ni—Mo; ■ — Ni—W; □ — Ni—Sn; ◇ — Ni—Ta; ◆ — Ni—Zr; △ — Ni

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и распухание металлов. Киев: Наукова думка, 1988. 294 с.
2. Бескорвайный Н.М., Калинин Б.А., Платонов П.А., Чернов И.И. Конструкционные материалы ядерных реакторов. М.: Энергоатомиздат, 1995. 704 с.
3. Залужный А.Г., Сокурский Ю.Н., Тебус В.Н. Гелий в реакторных материалах. М.: Энергоатомиздат, 1988. 224 с.
4. Kalin B.A., Korshunov S.N., Chernov I.I. et al. The helium induced porosity of an austenitic steel and nickel base alloy on irradiation with 40-keV He^+ ions under tension and post-irradiation creep. — J. Nucl. Mater., 1989, v. 161, p. 228—238.
5. Singh B., Trinkaus H. An analysis of the bubble formation behaviour under different experimental condition. — Ibid., 1992, v. 186, p. 153—165.
6. Калинин Б.А., Чернов И.И., Калашников А.Н., Есаулов М.Н. Особенности взаимодействия имплантированного гелия с элементами внедрения и замещения в никеле и железе. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение, 1997, вып. 1 (65)/2 (66), с. 53—79.

7. Kalin B.A., Chernov I.I., Kalashnikov A.N. et al. Influence of aluminium and titanium on gas bubble microstructure formation in nickel under helium-ion irradiation. — In: Proc. of 16th Intern. Symp. Eff. of Radiat. on Mater., June 1992, Philad., USA, ASTM STR 1175, 1994, p. 838—850.
8. Kalin B.A., Chernov I.I., Kalashnikov A.N., Solov'yev B.G. Bubble microstructure evolution and helium behavior in He⁺-implanted Ni-base alloys. — In: Proc. of 17th Intern. Symp. Eff. of Radiat. on Mater., June 1994, Sun Valley, Idaho, USA, ASTM STR 1270, 1996, p. 1013—1037.
9. Chernov I.I., Kalin B.A., Kalashnikov A.N., Ananin V.M. Behavior of ion-implanted helium and structural changes in nickel-base alloys under long-time exposure at elevated temperatures. — J. Nucl. Mater., 1999, v. 271—272, p. 133—139.
10. Барабан О.М., Коваль Ю.Н. Структура и свойства металлов и сплавов. Справочник. Кристаллическая структура металлов и сплавов. Киев: Наукова думка, 1986. 600 с.
11. Donnelly S. The density and pressure of helium in bubbles in implanted metals: a critical review. — Radiat. Eff., 1985, v. 90, p. 1—47.
12. Pisarev A.A., Gurovich B.A. Radiation defects in stainless steel and high-nickel alloy at hydrogen and helium ion bombardment. — Nucl. Instrum. Meth. in Phys. Research, 1996, v. B115, p. 540—543.
13. Зеленский В.Ф., Воеводин В.Н., Матвиенко Б.В. и др. О существовании двух систем пор в никеле, облученном ионами ксенона. — Атомная энергия, 1978, т. 45, вып. 1, с. 61—62.
14. Lee W., Pells G., Jenkins M. A TEM study of heavy-ion irradiation damage in α -Al₂O₃ with and without helium doped. — J. Nucl. Mater., 1984, v. 122—123, № 1/3, p. 1303—1397.
15. Kohyama A., Ayrault G., Igata N. Microstructural evolution in dual-ion irradiated 316 SS under various helium injection schedules. — Ibid., p. 224—229.
16. Mazey D., Nelson R. Observation of void-bubble transition effects in nickel alloys. — Ibid., 1979, v. 85—86, p. 671—676.
17. Kimoto T., Shiraishi H. Dose dependence of void swelling and precipitation behavior in MC carbide dispersed austenitic Fe—Ni—Cr alloys. — Ibid., 1986, v. 141—143, p. 754—757.
18. Jones R., Atteridge D. A correlation between swelling and the number of bonding *d* electrons in some iron and nickel alloys. — Ibid., 1977, v. 66, p. 329—332.
19. Pinizotto R., Jr., Chen L. et al. Nickel and nitrogen ion irradiation-induced void swelling and defect microstructures in Ni—Al, Ni—Cr and Ni—Ti solid solutions. — Met. Trans., 1978, v. 9A, № 12, p. 1715—1727.
20. Watkin J. Dependence of void swelling on the electron vacancy concentration. — In: Proc. of Intern. Symp. Irrad. Eff. on the Microstructure and Properties of Metals, May 1976, St. Louis, USA, ASTM STR 611, Phil., 1976, p. 270—283.
21. Крэнгл Дж. Внутренние магнитные свойства переходных элементов и их сплавов. — В кн.: Электронная структура переходных металлов и химия их сплавов. Пер. с англ. В.А. Алексеева. М.: Металлургия, 1966, с. 55—70.
22. Chernikov V.N., Trinkaus H., Jung P., Ullmaier H. The formation of helium bubbles near the surface and in the bulk in nickel during post-implantation annealing. — J. Nucl. Mater., 1990, v. 170, p. 30—31.

Поступила в Редакцию 22.03.02

УДК 661.879.94

ПРИМЕНЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ГЕКСАФТОРИДА ПЛУТОНИЯ

*Дробышевский Ю.В., Ежов В.К., Лобиков Е.А., Прусаков В.Н.,
Серик В.Ф., Соколов В.Б. (РНЦ «Курчатовский ин-т»)*

Разделение гексафторидов урана и плутония и восстановление гексафторида плутония являются актуальными проблемами фторидной переработки ядерного топлива, развиваемой в настоящее время. В этой связи исследования возможностей применения новых методов воздействия на гексафториды урана и плутония, которые позволили бы обеспечить быстрое и количественное восстановление гексафторида плутония и его отделение от гексафторида урана, представляются целесообразными как с научной, так и с практической точки зрения.