

кристаллизации под влиянием расплавов оксидов. Возможно, следовало бы повысить температуру обжига, что приведет также к улучшению стойкости керамики за счет снижения пористости [2], правда, при этом уменьшится термостойкость.

Варьирование макро- и микроструктурой даст возможность получить керамику оптимального типа.

Работа выполнена при финансовой поддержки МНТЦ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Акопов Ф.А., Бородина Т.И., Вальяно Г.Е. и др. Взаимодействие металлических компонентов расплава активной зоны реактора с диоксидциркониевой керамикой. — Атомная энергия, 1995, т. 79, вып. 6, с. 454—458.
2. Акопов Ф.А., Акопян А.А., Барыкин Б.М. и др. Взаимодействие компонентов расплава с диоксидциркониевой керамикой. — Там же, 1996, т. 81, вып. 6, с. 468—471.
3. Глушкова В.Б., Кравчинская М.В., Кузнецов А.К., Тихонов П.А. Диоксид гафния и его соединения с оксидами редкоземельных элементов. Л.: Наука, 1984, с. 3—4.
4. Практическая растровая электронная микроскопия. Под ред. Дж. Гоулдстейна и Х. Осковица. М.: Мир, 1978.

Поступила в Редакцию 20.06.97

УДК 539.219.3:621.039.53/54

ВЗАИМНАЯ ДИФфуЗИЯ В О.Ц.К.-ФАЗЕ СИСТЕМЫ U—Pu—Zr

Алексеев О.А. (ГНЦ РФ—ВНИИНМ им. А.А. Бочвара),
Смирнов Е.А., Шмаков А.А. (МИФИ)

Интерес к изучению сплавов системы U—Pu—Zr обусловлен перспективностью их использования в качестве ядерного топлива для быстрых реакторов [1—3]. Очевидно, что знание основных термодинамических и диффузионных характеристик рассматриваемой системы могло бы существенно облегчить решение многих важных задач, касающихся оптимизации состава топлива, прогнозирования перераспределения его компонентов в реальных условиях эксплуатации твэлов и т.д. Особо важную роль при решении указанных проблем играют характеристики взаимной диффузии, однозначно определяющие поведение многокомпонентных систем. В связи с этим целью настоящей работы являлось теоретическое и экспериментальное изучение взаимной диффузии в о.ц.к.-фазе уран-плутоний-циркониевых сплавов.

Процесс одномерной взаимной диффузии в трехкомпонентном сплаве описывается системой дифференциальных уравнений

$$\frac{\partial c_i}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\sum_{j=1}^2 \tilde{D}_{ij}^3 \frac{\partial c_j}{\partial x} \right) \quad (i = 1, 2), \quad (1)$$

прямых методов решения которой нет [4]. Поэтому экспериментальное определение матрицы из четырех независимых коэффициентов является трудоемкой задачей, решаемой лишь в рамках приближенных методов со значительной погрешностью. Развитие феноменологической теории диффузии, основанной на принципах термодинамики необратимых процессов, сделало возможным обобщить анализ Даркена на случай многокомпонентных систем. Легко показать, что с учетом эффекта Киркендалла коэффициенты $\tilde{D}_{ij}^3$ в уравнениях (1) представимы в следующем виде [4]:

$$\begin{aligned} \tilde{D}_{11}^3 &= \left[D_1^* + c_1(D_3^* - D_1^*) \right] g_{11} + c_2(D_3^* - D_2^*) g_{21}; \\ \tilde{D}_{12}^3 &= (c_1/c_2) \left\{ \left[D_1^* + c_1(D_3^* - D_1^*) \right] g_{12} + c_2(D_3^* - D_2^*) g_{22} \right\}; \end{aligned} \quad (2)$$

$$\begin{aligned}\tilde{D}_{22}^3 &= \left[D_2^* + c_2(D_3^* - D_2^*) \right] g_{22} + c_1(D_3^* - D_1^*) g_{12}; \\ \tilde{D}_{21}^3 &= (c_2/c_1) \left\{ \left[D_2^* + c_2(D_3^* - D_2^*) \right] g_{21} + c_1(D_3^* - D_1^*) g_{11} \right\},\end{aligned}$$

где D_k^* ($k = 1, 2, 3$) — коэффициенты самодиффузии (изотопной диффузии) компонентов в сплаве состава c_1, c_2, c_3 ; g_{ij} — термодинамические множители.

Выражения (2) уже использовались ранее для оценки коэффициентов взаимной диффузии в γ -фазах систем Fe—Ni—Cr [5] и U—Pu—Zr [6]. Рассчитанные для системы Fe—Ni—Cr коэффициенты оказались в хорошем соответствии с экспериментально определенными. Следует отметить, что получение надежных экспериментальных данных о взаимной диффузии в системе U—Pu—Zr сопряжено со значительными трудностями, обусловленными сложностью приготовления соответствующих однородных сплавов, свободных от стабилизированных кислородом включений α -циркония, склонностью этих сплавов к окислению и высокой радиоактивностью исследуемых образцов. Поэтому при использовании достоверных термодинамических (g_{ij}) и кинетических (D_k^*) характеристик системы расчет коэффициентов взаимной диффузии по выражениям (2) является не только более экспрессным, но и более надежным.

Если принять атомную долю компонентов 1 и 2 (c_1 и c_2) за независимые переменные ($c_3 = 1 - c_1 - c_2$), то g_{ij} можно определить из следующих соотношений:

$$g_{ij} = \frac{c_j}{RT} \frac{\partial G_i^E}{\partial c_j} + c_j \frac{\partial \ln c_j}{\partial c_j} \quad (i = 1, 2; j = 1, 2), \quad (3)$$

где R — универсальная газовая постоянная; G_i^E ($i = 1, 2$) — избыточная парциальная молярная энергия компонентов в сплаве, которая может быть представлена как

$$G_1^E = G^E + (1 - c_1) \frac{\partial G^E}{\partial c_1} - c_2 \frac{\partial G^E}{\partial c_2}; \quad (4)$$

$$G_2^E = G^E + (1 - c_2) \frac{\partial G^E}{\partial c_2} - c_1 \frac{\partial G^E}{\partial c_1};$$

G^E — избыточная молярная свободная энергия сплава.

Соотношения для расчета коэффициентов самодиффузии компонентов в тройных сплавах можно получить обобщением выражений, выведенных для бинарных систем [4, 6]:

$$\begin{aligned}D_1^*(c) &= (D_1^{*1})^{c_1} (D_1^{*2})^{c_2} (D_1^{*3})^{c_3} m; \\ D_2^*(c) &= (D_2^{*1})^{c_1} (D_2^{*2})^{c_2} (D_2^{*3})^{c_3} m; \\ D_3^*(c) &= (D_3^{*1})^{c_1} (D_3^{*2})^{c_2} (D_3^{*3})^{c_3} m,\end{aligned} \quad (5)$$

где D_i^{*i} — коэффициент самодиффузии «чистого» компонента i ($i = 1, 2, 3$); D_i^{*j} ($i \neq j$) — коэффициент примесной диффузии компонента i в компоненте (матрице) j ; $m = \exp(G^E/RT)$ — множитель, характеризующий отклонение системы от идеальности.

Самодиффузия γ -U, β -Zr и ϵ -Pu описывается следующими соотношениями [7, 8]:

$$D_U^* = 661 \exp \left[-\frac{65920 \pm 5780}{RT} \right] + 4,81 \cdot 10^{-4} \exp \left[-\frac{24680 \pm 7980}{RT} \right];$$

$$D_{Pu}^* = (0,020 \pm 0,005) \exp \left[-\frac{18400 \pm 300}{RT} \right]; \quad (6)$$

$$D_{Zr}^* = 2,22 \exp \left[-\frac{70150 \pm 4830}{RT} \right] + 1,76 \cdot 10^{-3} \exp \left[-\frac{38640 \pm 2300}{RT} \right] +$$

$$+ 8,68 \cdot 10^{-7} \exp \left[-\frac{16470 \pm 2300}{RT} \right].$$

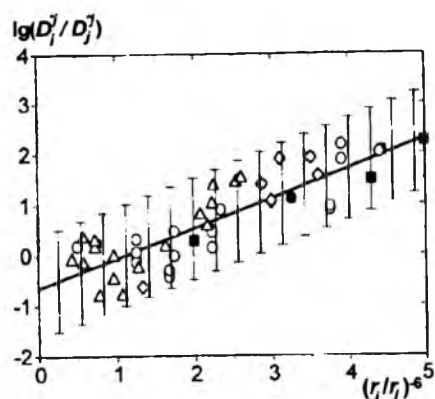
В соотношениях (6) и далее размерность активационной энергии — кал/моль, предэкспоненциальных множителей — см²/с.

Эмпирическое выражение для расчета коэффициентов D_i^{*j} ($i \neq j$) получено в работе [6] по аналогии с [9] обобщением данных о диффузии примесей в γ -U, ϵ -Pu, β -Zr, β -Th и β -Ti [10, 11]:

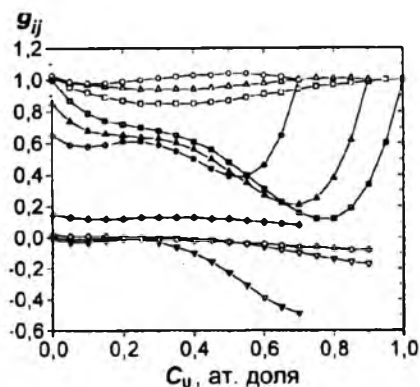
$$\lg \left(\frac{D_i^{*j}}{D_j^{*j}} \right) = (-0,497 \pm 0,006) - (0,14 \pm 0,054) \left[\frac{T_{пл}^j}{T} \right] +$$

$$+ \left[(0,309 \pm 0,006) + (0,252 \pm 0,005) \right] \left[\frac{T_{пл}^j}{T} \right] \left(\frac{r_i}{r_j} \right)^{-6}, \quad (7)$$

где D_i^{*j} — коэффициент самодиффузии матрицы j [7, 8]; $T_{пл}^j$ — температура плавления матрицы j [12]; r_i, r_j — эквивалентный атомный радиус примеси i и матрицы j при 298 K [13].



Р и с. 1. Диффузия примесей в о.ц.к.-фазе Ti (Δ), Zr ($\circ$), Th ($\blacksquare$), U ($\diamond$), Pu ($\bullet$) при $T = 0,9 T_{пл}^j$; — — аппроксимация



Фрагмент анализа для $T = 0,9 T_{пл}^j$ представлен на рис. 1. Следует отметить, что погрешность теоретических оценок D_i^* посредством уравнений (5)—(7) не превышает погрешности соответствующих экспериментов.

Избыточная молярная свободная энергия Гиббса сплавов о.ц.к.-фазы системы U—Pu—Zr рассчитана на основе термодинамических данных для систем Pu—Zr [14], U—Zr [15], Pu—U [16] методом Колера [17]:

$$G^E = (1 - c_{Pu})^2 G_{U/Zr}^E +$$

$$+ (1 - c_U)^2 G_{Zr/Pu}^E + (1 - c_{Zr})^2 G_{U/Pu}^E, \quad (8)$$

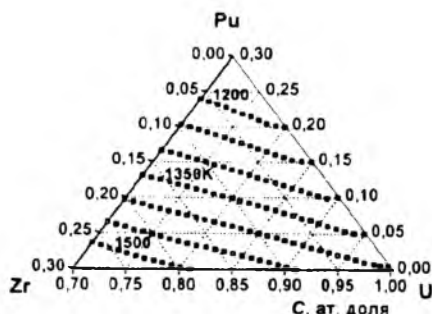
согласно которому G^E тройного сплава (c_U, c_{Pu}, c_{Zr}) может быть определена по $G_{U/Zr}^E, G_{Zr/Pu}^E, G_{U/Pu}^E$ бинарных сплавов с аналогичными отношениями концентрации: $c_{U/Zr}, c_{Zr/Pu}, c_{U/Pu}$. Концентрационные зависимости термодинамических множителей g_{ij} , полученные с помощью выражений (3), (4), (8), приведены на рис. 2 и показы-

Р и с. 2. Термодинамические множители сплавов системы U—Pu—Zr при 1073 K: g_{11} — Pu 0 ($\blacksquare$), 0,1 ($\blacktriangle$), 0,3 ($\bullet$); g_{22} — Zr 0 ($\square$), 0,1 ($\triangle$), 0,3 ($\circ$); g_{12} — Pu 0,1 (∇), 0,3 ($\blacktriangledown$); g_{21} — Zr 0,1 ($\diamond$), 0,3 ($\blacklozenge$)

вают значительные отклонения термодинамических свойств системы от идеальности, особенно наглядно наблюдающиеся для квазибинарных сечений с постоянным содержанием плутония. Отмеченный факт согласуется с результатами термодинамического анализа системы U—Zr [18].

Литературные данные о теплоте плавления урана $\Delta H^0[\text{U}(\gamma \rightarrow 1)]$ суммированы в работах [14—16], в которых отмечено, что $\Delta H^0[\text{U}(\gamma \rightarrow 1)] = 2185$ кал/моль не соответствует экспериментальным данным [19]. Таким образом, возможно, что температура солидусов (T_S), рассчитанная [14] для уран-плутоний-циркониевых сплавов с небольшим содержанием циркония, немного завышена. В настоящей работе в качестве $\Delta H^0[\text{U}(\gamma \rightarrow 1)]$ принимается значение 3250 кал/моль, которое обеспечивает лучшее согласие рассчитанной диаграммы состояния U—Pu с известными [19, 20]. Полученные аналогично [14, 21] изолинии солидусов системы U—Pu—Zr приведены на рис. 3. Погрешность T_S для сплавов рассматриваемой концентрационной области оценивается ± 50 К.

Как и в работе [6], расчет коэффициентов взаимной диффузии проводили по выражениям (2) с учетом соотношений (3)—(8) для сплавов концентрационной области $0,7 \leq c_U \leq 0,9$; $0,05 \leq c_{\text{Pu,Zr}} \leq 0,25$ в интервале от 1073 К до T_S , где T_S — абсолютная температура солидуса соответствующего тройного сплава (табл. 1). Здесь и далее в качестве растворителя выбран уран, которому присвоен индекс 3. Индексы 1 и 2 соответствуют цирконию и плутонию.



Р и с. 3. Изолинии солидусов в системе U—Pu—Zr

Т а б л и ц а 1. Коэффициенты взаимной диффузии для $T = 1073$ К, 10^{-8} см²/с

Zr (1), ат.доля	Pu (2), ат.доля	U (3), ат.доля	$\tilde{D}_{11}^3$	$\tilde{D}_{12}^3$	$\tilde{D}_{22}^3$	$\tilde{D}_{21}^3$
0,05	0,05	0,90	0,265	-0,035	0,656	-0,031
0,10	0,05	0,85	0,156	-0,065	0,652	-0,021
0,15	0,05	0,80	0,094	-0,083	0,638	-0,011
0,20	0,05	0,75	0,068	-0,092	0,613	-0,003
0,25	0,05	0,70	0,067	-0,091	0,582	0,005
0,05	0,10	0,85	0,373	-0,050	0,912	-0,081
0,10	0,10	0,80	0,227	-0,089	0,906	-0,052
0,15	0,10	0,75	0,147	-0,115	0,884	-0,025
0,20	0,10	0,70	0,117	-0,125	0,850	-0,002
0,05	0,15	0,80	0,525	-0,069	1,262	-0,155
0,10	0,15	0,75	0,331	-0,124	1,252	-0,094
0,15	0,15	0,70	0,229	-0,157	1,219	-0,039
0,05	0,20	0,75	0,740	-0,097	1,738	-0,262
0,10	0,20	0,70	0,482	-0,171	1,720	-0,149
0,05	0,25	0,70	1,042	-0,135	2,382	-0,411

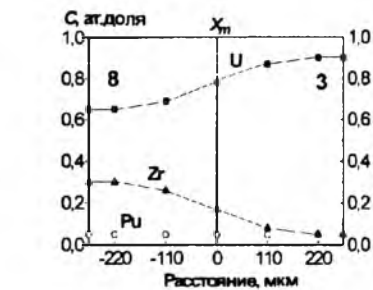
В силу обозначенных ранее трудностей экспериментального изучения процессов взаимной диффузии в уран-плутоний-циркониевых сплавах цель исследований, проведенных в рамках настоящей работы, ограничивалась получением предварительных оценок соответствующих коэффициентов.

Для решения поставленной задачи было приготовлено девять сплавов системы U—Pu—Zr, состав которых приведен в табл. 2. Сплавы готовили из U—Pu и U—Zr лигатур индукционной плавкой в вакуумной печи. Из полученных корольков горячим

прессованием изготавливали таблетки диаметром 4, толщиной 1—2 мм, которые дополнительно гомогенизировали отжигом при 1100 К. Шесть подготовленных диффузионных пар 1—9, 2—8, 3—7, 3—8, 4—7, 7—8 отжигали в вакуумной печи при 1073 К в течение 16—40 ч в условиях непрерывного нагружения усилием 100—150 Н для поддержания плотного контакта между образцами сплавов. Температуру отжига поддерживали автоматически с погрешностью 2 К. Концентрационные кривые снимали на микроанализаторе MAP-2 при ускоряющем напряжении 35 кВ и токе пучка 60 нА. Эталоны служили металлический уран, образцы оксидного топлива $\text{UO}_2\text{—PuO}_2$ и сплавы системы U—Zr . Кривые распределения компонентов в диффузионной паре 3—8 относительно плоскости Матано (x_m) приведены в качестве примера на рис. 4. Коэффициенты взаимной диффузии определяли известными методами «креста» и Матано—Больцмана.

Т а б л и ц а 2. Сплавы диффузионных пар

Номер образца	Zr, ат.доля	Pu, ат.доля	U, ат.доля
1	0	0	1
2	0	0,1	0,9
3	0,05	0,05	0,9
4	0,1	0	0,9
5	0	0,25	0,75
6	0,48	0	0,52
7	0,05	0,30	0,65
8	0,30	0,05	0,65
9	0,2	0,2	0,6



Р и с. 4. Концентрационные кривые диффузионной пары 3—8

Установлено, что полученные коэффициенты удовлетворяют требованиям, предъявляемым к ним как к элементам соответствующей матрицы $[D]$ [22]: $\text{Tr}[D] \equiv (\tilde{D}_{11}^3 + \tilde{D}_{22}^3) > 0$, $\text{Det}[D] \equiv (\tilde{D}_{11}^3 \tilde{D}_{22}^3 - \tilde{D}_{12}^3 \tilde{D}_{21}^3) > 0$, $(\text{Tr})^2 \geq 4\text{Det}$.

Рассчитанные и экспериментально определенные диагональные коэффициенты взаимной диффузии в зависимости от приведенной температуры T_S/T представлены на рис. 5 и удовлетворительно согласуются не только между собой, но и с результатами работ [23—26].

Обнаружено, что в пределах рассматриваемой концентрационной области, т.е. в достаточно узком интервале T_S/T , указанные зависимости определяются следующими линейными соотношениями:

$$\begin{aligned} \lg(\tilde{D}_{11}^3)_{\text{расч}} &= (-2,71 \pm 0,1) - (4,71 \pm 0,09) (T_S/T); \\ \lg(\tilde{D}_{11}^3)_{\text{эксп}} &= (-2,93 \pm 0,48) - (4,72 \pm 0,36) (T_S/T); \\ \lg(\tilde{D}_{22}^3)_{\text{расч}} &= (-3,73 \pm 0,12) - (3,38 \pm 0,1) (T_S/T); \\ \lg(\tilde{D}_{22}^3)_{\text{эксп}} &= (-4,42 \pm 0,5) - (3,22 \pm 0,4) (T_S/T). \end{aligned}$$

Температурно-концентрационные зависимости недиагональных (перекрестных) коэффициентов нетривиальны вследствие сложного термодинамического взаимодействия компонентов рассматриваемой системы.

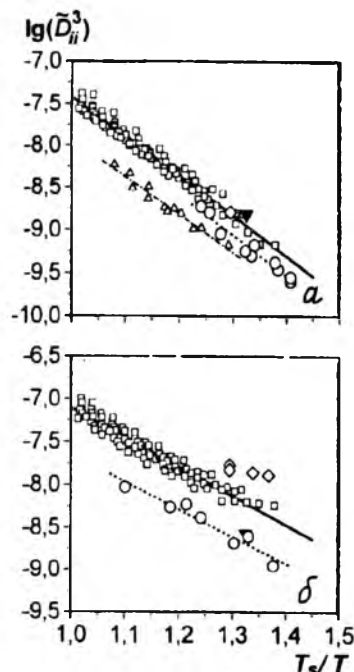
Анализ параметров уравнений Аррениуса, проведенный для сплавов в указанной области существования о.ц.к.-фазы, выявил крайне слабую концентрационную зависимость 22—25 ккал/моль активационной энергии $\bar{Q}_{22}^3$ [6]. В то же время интервал значений $\bar{Q}_{11}^3$ составил от 24,5 ккал/моль для сплава 0,7U—0,25Pu—0,05Zr до 35 ккал/моль для сплава 0,75U—0,05Pu—0,2Zr [6]. Отмечено, что максимальные значения $\bar{Q}_{11}^3$ наблюдаются на тех концентрационных участках, где максимальны отклонения термодинамических функций системы от идеальности. Легко видеть, что рассчитанные значения $\bar{Q}_{11}^3$ находятся в хорошем количественном соответствии с имеющимися для системы U—Zr экспериментальными данными 26—32 ккал/моль [25].

Необходимо отметить, что дальнейшее расширение концентрационного и температурного интервалов расчета коэффициентов взаимной диффузии ($c_U < 0,7$, $T_S > 1500$ K) ведет к значительному искривлению их логарифмических зависимостей от T_S/T , характерному для аномального диффузионного поведения компонентов: β -Zr, γ -U, ϵ -Pu [7, 8]. Однако в данном случае детальный анализ степени искривления затруднен сильным влиянием температурных зависимостей термодинамических множителей.

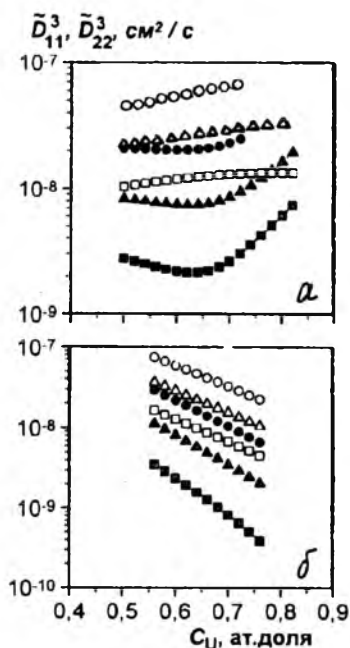
Ввиду того, что наиболее вероятным кандидатом на роль ядерного топлива в реакторах концепции IFR является сплав состава 0,61U—0,16Pu—0,23Zr [1—3], на рис. 6 приведены концентрационные зависимости диагональных коэффициентов взаимной диффузии для соответствующих квазибинарных сечений с постоянным содержанием плутония ($c_{Pu} = 0,16$, рис. 6, а) и циркония ($c_{Zr} = 0,23$, рис. 6, б).

Основываясь на полученных результатах, можно сделать вывод, что используемая в настоящей работе методика расчета позволяет получать корректные оценки коэффициентов взаимной диффузии в о.ц.к.-сплавах системы U—Pu—Zr. Однако в реальных условиях эксплуатации твэлов с уран-плутоний-циркониевыми сердечниками на характеристики взаимной диффузии и перераспределение компонентов могут оказывать существенное влияние градиент температуры по сечению сердечника [27] и радиационное ускорение диффузионных процессов [28], что требует дальнейшего детального совместного рассмотрения.

Р и с. 6. Концентрационные зависимости коэффициентов взаимной диффузии для квазибинарных сечений $c_{Pu} = 0,16$ (а) и $c_{Zr} = 0,23$ (б): $\bar{D}_{11}^3$ — 1073 (■), 1173 (▲), 1273 К (●); $\bar{D}_{22}^3$ — 1073 (□), 1173 (Δ), 1273 К (○)



Р и с. 5. Зависимость коэффициентов взаимной диффузии $\bar{D}_{11}^3$ (а) и $\bar{D}_{22}^3$ (б) от приведенной температуры: □, ○ — расчетные и экспериментальные коэффициенты взаимной диффузии, —, ... — их аппроксимация соответственно; ◇ — эксперимент [23], ▼ — расчет [24]; Δ — в системе U—Zr [25], - - - — аппроксимация; - - - — в системе U—Pu [26]



Р и с. 6. Концентрационные зависимости коэффициентов взаимной диффузии для квазибинарных сечений $c_{Pu} = 0,16$ (а) и $c_{Zr} = 0,23$ (б): $\bar{D}_{11}^3$ — 1073 (■), 1173 (▲), 1273 К (●); $\bar{D}_{22}^3$ — 1073 (□), 1173 (Δ), 1273 К (○)

Авторы выражают признательность В.С. Курило за постоянный интерес и поддержку в проведении исследований.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Nevitt M. Fast reactor fuel alloys: retrospective and prospective views. — *J. Nucl. Mater.*, 1989, v. 165, p. 1—8.
2. Pahl R., Porter D., Lahm C., Hofman G. Experimental studies of U—Pu—Zr fast reactor fuel pins in the Experimental Breeder Reactor II. — *Metal. Trans. A*, 1990, v. 21A, p. 1863—1870.
3. Porter D., Lahm C., Pahl R. Fuel constituent redistribution during the early stages of U—Pu—Zr irradiation. — *Ibid.*, p. 1871—1876.
4. Процессы взаимной диффузии в сплавах. Под ред. К.П. Гурова. М.: Наука, 1973. 360 с.
5. Смирнов Е.А., Федорова И.Э. Прогнозирование диффузионного перераспределения компонентов в системе Fe—Ni—Cr: Препринт МИФИ 031-91, 1991. 24 с.
6. Smirnov E.A., Shmakov A.A. The calculation of thermodynamic and kinetic characteristics of component redistribution in U—Pu—Zr alloys. — In: Intern. Conf. «Plutonium Futures — The Science», Santa Fe, New Mexico, USA, 1997, p. 221—223.
7. Смирнов Е.А., Михин А.Г., Осецкий Ю.Н. Точечные дефекты и механизмы диффузионных процессов в цирконии и титане: Препринт МИФИ 003-93, 1993. 36 с.
8. Смирнов Е.А., Смирнов К.Е. Диффузионные процессы в ОЦК-фазах актинидов: Препринт МИФИ 013-92, 1992. 28 с.
9. Смирнов Е.А., Смирнов К.Е., Крылов И.Л. Закономерности диффузионных процессов в плотноупакованных фазах аномальных металлов: Препринт МИФИ 055-88, 1988. 24 с.
10. Федоров Г.Б., Смирнов Е.А. Диффузия в реакторных материалах. М.: Атомиздат, 1978. 160 с.
11. Okafor I. Diffusion and electrotransport of some transition elements in (bcc) thorium. — *Acta. Metal.*, 1987, v. 35, № 3, p. 759—764.
12. King H. Melting points of the elements. — *Bul. Alloy Phase Diagr.*, 1981, v. 2, № 1, p. 146.
13. King H. Atomic size parameters for the elements. — *Ibid.*, 1982, v. 2, № 4, p. 528.
14. Leibowitz L., Veleckis E., Blomquist R., Pelton A. Solidus and liquidus temperatures in the uranium-plutonium-zirconium system. — *J. Nucl. Mater.*, 1988, v. 154, p. 145—153.
15. Leibowitz L., Blomquist R., Pelton A. Thermodynamics of the uranium-zirconium system. — *Ibid.*, 1989, v. 167, p. 76—81.
16. Leibowitz L., Blomquist R., Pelton A. Thermodynamic modeling of the phase equilibria of the plutonium-uranium system. — *Ibid.*, 1991, v. 184, p. 59—64.
17. Ансара И. Представление термодинамических свойств многокомпонентных сплавов. — В сб.: Диаграммы фаз в сплавах. Пер. с англ. М.: Мир, 1986, с. 142—150.
18. Шевчук Ю.А., Смирнов Е.А., Федоров Г.Б. Термодинамические свойства сплавов системы уран-цирконий. — *Атомная энергия*, 1991, т. 71, вып. 2, с. 129—133.
19. Ellinger F., Elliot R., Cramer E. The plutonium—uranium system. — *J. Nucl. Mater.*, 1959, v. 3, p. 233—243.
20. Peterson D., Foltyn E. Pu—U (Plutonium-Uranium). — In: *Binary Alloy Phase Diagrams*. American Society for Metals, Metals park, 1986, p. 1938—1940.
21. Кауфман Л., Бернштейн Х. Расчет диаграмм состояния с помощью ЭВМ. Пер. с англ. М.: Мир, 1972. 328 с.
22. Kirkaldy J. Transforming the ternary D — matrix in the Gibbs triangle. — *Scripta Metal.*, 1985, v. 19, № 10, p. 1209—1212.
23. Petri M., Dayananda M. Isothermal diffusion in uranium-plutonium-zirconium alloys. — *J. Nucl. Mater.*, 1997, v. 240, p. 131—143.
24. Ishida M., Ogata T., Kinoshita M. Constituent migration model for U—Pu—Zr metallic fast reactor fuel. — *Nucl. Technol.*, 1993, v. 104, p. 37—51.
25. Adda Y., Philibert J. Etude de la diffusion uranium-zirconium en phase gamma. — *Compt. Rend. Acad. Sci.*, 1956, v. 242, № 26, p. 3081—3086.
26. Petri M., Hins A., Sanecki J., Dayananda M. Uranium-plutonium interdiffusion at 750 °C. — *J. Nucl. Mater.*, 1994, v. 211, p. 1—10.
27. Hofman G., Hayes S., Petri M. Temperature gradient driven constituent redistribution in U—Zr alloys. — *Ibid.*, 1996, v. 227, p. 277—286.
28. Smirnov E.A., Shmakov A.A. The calculation of point defects and radiation — enhanced diffusion processes in α -U and its alloys. Abstr. Second. Intern. Ural Seminar «Radiation Damage Physics of Metals and Alloys», 1997, Snezhinsk, Russia, p. 48—49.