

Аппроксимируя  $C(\alpha_x)$  первыми членами ряда Тэйлора при аргументе  $(\ln \alpha_x / \alpha_\infty \ln \alpha_\infty)$  в окрестности  $\alpha_x = 1$ , получаем

$$C(\alpha_x) \cong C_x(1 - \varepsilon_x \ln \alpha_x) \approx C_x \alpha_x^{-\varepsilon_x}, \text{ где } \varepsilon_x \approx \frac{1}{\ln \alpha_\infty}. \quad (16)$$

Здесь под  $C_x$  понимается значение  $(I_x/I_f)_{\alpha_x=1}$ , т. е. при  $N_f = N_x$ . Величина  $\alpha_\infty$  соответствует такому разбавлению горючего, когда  $k_\infty = 1$ , поэтому  $\varepsilon_x$  достаточно мало (0,05—0,07). Очевидно,  $C_x$  и  $\varepsilon_x$  могут быть рассчитаны или измерены. Теперь формула (15) примет вид

$$q(N_f, \alpha_x) = \frac{q_0 N_f^0}{N_f(1 + C_x \alpha_x^{1-\varepsilon_x})}. \quad (17)$$

К аналогичному виду можно привести эмпирические корреляционные соотношения [10], хорошо согласующиеся с результатами многогрупповых численных расчетов [7] и обобщающие многочисленные экспериментальные данные по гомогенным реакторам на  $U^{235}$  с такими разбавителями, как  $H_2O$ ,  $Be$ ,  $C$  и др. в диапазоне  $\alpha_x = 0 \div 10^3$ . При этом расчетные значения  $C_x$  [по формуле (17)] и эмпирические константы [10] хорошо согласуются (не хуже 1,6%): расчетные значения  $C_{H_2O} = 0,500$ ;  $C_{Be} = 0,145$ ;  $C_C = 0,117$ ; эмпирические константы  $C_{H_2O} = 0,508$ ;  $C_{Be} = 0,146$ ;  $C_C = 0,117$ .

Изложенный метод позволяет определять критические радиусы ( $\pm 1,5\%$ ) для гомогенных реакторов на основе минимума исходной информации. Наряду с обоснованием корреляционных формул работ [8, 10] приведенный метод расширяет границы их применения и позволяет выразить эмпирические коэффициенты в явном виде, допускающем их прямой расчет или измерение на простых критических сборках. Данный метод и решение аналогичных задач подробно описаны в работе [12].

## Некоторые результаты изучения поведения облученного сплава Zr—В при отжиге

Е. Ф. ДАВЫДОВ, В. В. КОЛЕСОВ

Для изучения влияния добавок бора на некоторые свойства облученного циркония при отжиге проводилось облучение тонких прокатанных пластинчатых образцов с содержанием  $\sim 0,002 \text{ в/см}^3$  ( $\sim 0,03$  вес.%) изотопа  $B^{10}$ .

Образцы облучались в непосредственном контакте с водой при  $300\text{—}350^\circ \text{C}$  до накопления за счет  $(n \rightarrow \alpha)$ -реакции  $\sim 3,4 \text{ в/см}^3$   $He$  на  $1 \text{ см}^3$  объема циркония. Интегральный поток и суммарное выгорание бора оценивалось расчетным путем. После окончания облучения проводилось исследование структуры и измерение плотности образцов до и после отжига при  $600, 700, 800$  и  $1000^\circ \text{C}$ , а также определялось распределение газа между закрытыми и открытыми порами путем изучения процесса газовой выделении при нагревании в вакууме.

**Результаты экспериментов.** До отжига (рис. 1) обнаруживаются многочисленные включения интерметаллида  $ZrB_2$  в цирконии. Эти включения различны по форме и величине и ориентированы преимущественно в направлении прокатки. Пор и трещин при данном увеличении не наблюдалось.

В микроструктуре образцов, отожженных при  $800^\circ \text{C}$  (рис. 2), заметны существенные изменения: увеличились

Авторы письма признательны А. И. Лейпунскому, В. В. Орлову, В. А. Кузнецову, В. Я. Пупко и В. М. Дмитриеву за ценные замечания.

Поступило в Редакцию 20/XII 1968 г.

### ЛИТЕРАТУРА

1. В. Я. Пупко. В сб. «Физика и теплотехника реакторов». М., Атомиздат, 1958, стр. 44.
2. Э. А. Стумбур. «Атомная энергия», 23, 255 (1967).
3. Э. А. Стумбур. «Атомная энергия», 25, 522 (1968).
4. Л. Н. Усачев. В сб. «Реакторостроение и теория реакторов». М., Изд-во АН СССР, 1955, стр. 251.
5. А. И. Могильнер и др. «Атомная энергия», 24, 42 (1968).
6. А. А. Абагян и др. Доклад № 364, представленный СССР на Третью международную конференцию по мирному использованию атомной энергии (Женева, 1964).
7. Г. И. Марчук. Методы расчета ядерных реакторов. М., Атомиздат, 1962.
8. Дж. Хансен. Доклад № 592, представленный США на Вторую международную конференцию по мирному использованию атомной энергии (Женева, 1958).
9. G. A. Graves, H. C. Raxton. Nucleonics, 15, 90 (1957).
10. В. А. Кузнецов. В сб. «Физика ядерных реакторов». Т. III. М., Изд. ФЭИ, 1966, стр. 137.
11. Б. Г. Дубовский и др. Критические параметры систем с делящимися веществами и ядерная безопасность. М., Атомиздат, 1966.
12. Э. А. Стумбур. Препринт ФЭИ-142, 1968.

УДК 621.039.5

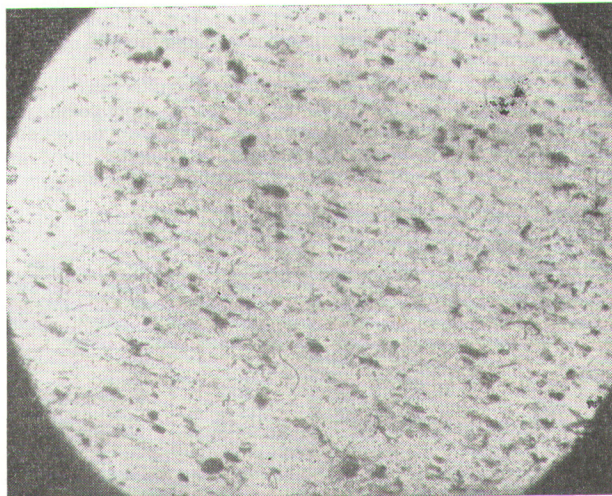
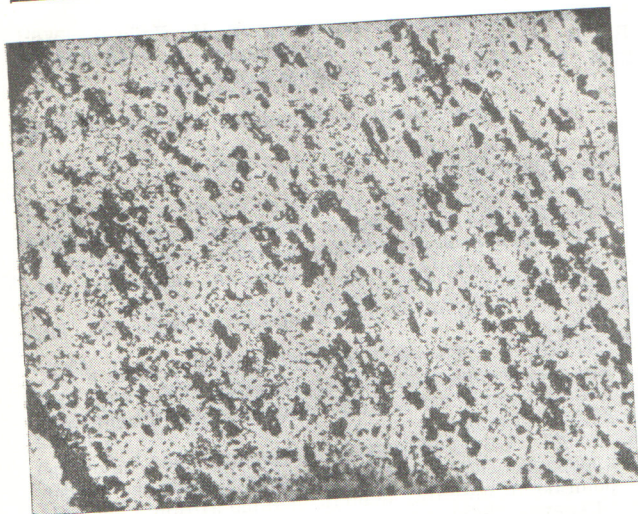
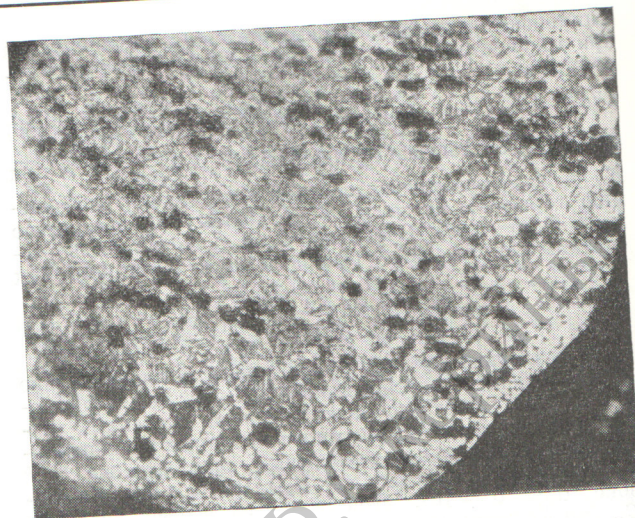


Рис. 1. Микроструктура образца облученного сплава Zr—В до отжига ( $\times 200$ ).





Р и с. 2. Микроструктура образца облученного сплава Zr — В после отжига в течение 2 ч при 800° С (×200).



Р и с. 3. Микроструктура образца облученного сплава Zr — В после отжига в течение 2 ч при 1000° С (×200).

размеры и овальность включений, появилось большое количество весьма мелких выделений, имеющих как овальную, так и мозаичную форму. При этом выросшие включения имели прежнюю ориентировку, а вновь возникшие выделения были ориентированы беспорядочно.

Изменения в микроструктуре образцов, отожженных при 1000° С (рис. 3), сводятся не столько к появлению видманшитовой структуры циркония, образующейся при фазовом превращении при 870° С, сколько к коагуляции включений, уменьшению их количества и к увеличению размеров. Исчезает также мозаичность структуры.

В табл. 1 представлены результаты определения плотности образцов (полученные методом гидростатического взвешивания). Из данных табл. 1 следует, что до 800° С распухания циркония не происходит. Однако выше этой температуры оно развивается весьма интенсивно, и при 1000° С увеличение объема после отжига составляет уже 12%.

В табл. 2 приведены значения количества газов, выделяющихся в вакуумную полость при отжиге. Результаты получены по методике, подробно изложенной в работе [4]. Из данных табл. 2 следует, что газ начинает выделяться из циркония лишь при температу-

рах ~700° С и выше. При 1000° С в открытую пористость выходит примерно 50% образовавшегося газа. Основное количество газа в каждом эксперименте удаляется на циркония в первые 30—40 мин отжига.

**Обсуждение результатов.** Так как в структуре облученных образцов не обнаруживаются гидриды или окислы циркония, то естественно, что решающим фактором, который должен воздействовать на размерную и структурную стабильность сплава Zr — В, является образование лития и гелия. При этом может протекать несколько процессов:

- 1) изменение состава фазы ZrB;
- 2) коагуляция при достаточно высоких температурах атомов гелия на границах включений ZrB<sub>2</sub>;
- 3) повреждение решетки циркония на границе с интерметаллидом за счет действия атомов отдачи.

Первый и третий процессы вряд ли значительно могут сказаться на структуре и свойствах образцов, так как могут привести лишь к повышенной травимости зерен ZrB<sub>2</sub> и близлежащих областей [2]. В нашем случае такая повышенная травимости была заметна только после отжига при 800° С (см. рис. 2). Она, вообще говоря, соответствует изменению качества сцепления на границе Zr — ZrB<sub>2</sub> и при достаточной концентрации включений может изменить механические свойства

Зависимость плотности образцов от температуры отжига

Таблица 1

Температура отжига, °С	Плотность после отжига, г/см <sup>3</sup>	Температура отжига, °С	Плотность после отжига, г/см <sup>3</sup>
600	6,50±0,02	800	6,49±0,02
700	6,50±0,02	1000	5,70±0,02

Примечания:

1. Время отжига составляло 120 мин.
2. До отжига плотность образцов составляла 6,50±0,02 г/см<sup>3</sup>.

Зависимость выхода газов от температуры отжига (время отжига 120 мин)

Таблица 2

Температура отжига, °С	Количество выделившегося газа Q, нсм <sup>3</sup> /см <sup>3</sup>	То же, % от количества образовавшегося газа	Время выделения 80—90% Q в каждом опыте, мин
600	0	0	—
700	0,30	8,7	30
800	1,08	31,3	35
1000	1,79	51,8	40



материала [3]. Подобная нестабильность прочностных свойств обнаружена, в частности, у бористых нержавеющих сталей [4]. Таким образом, основным фактором, определяющим свойства сплава Zr — В при повышенных температурах, является, по-видимому, поведение гелия.

Считается, что подвижность атомов гелия и их коагуляция в сплавах Zr — В становится заметной при  $\sim 700^\circ\text{C}$  [5]. В нашем случае это может быть подтверждено данными о газовой выделении из образцов (8,7% от общего количества в результате отжига при  $700^\circ\text{C}$ ) и изменениями микроструктуры после отжига при  $800^\circ\text{C}$ . Следует, однако, сразу обратить внимание на различия конечных эффектов. В работе [5] изменение структуры выразилось в уменьшении плотности образцов. В нашем случае плотность после отжига осталась неизменной и наблюдался лишь свободный выход газа из образцов. Это объясняется неодинаковой исходной структурой сплава. Структура сплава, отожженного при  $800^\circ\text{C}$  (см. рис. 2), характеризуется ярко выраженной текстурой прокатки, вдоль которой ориентированы основные включения  $\text{ZrB}_2$ . Возможно, что в этом случае часть атомов гелия, диффундируя по границам зерен, может достичь поверхности. В работе [5] использовался сплав Zr — В, лишенный текстуры. По-видимому, различия в расположении включений интерметаллида приводят в первом случае к диффузии по границам зерен, а во втором — к коагуляции в зернах и набуханию.

Подобное объяснение может быть дополнено рассмотрением результатов после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ . Во время нагрева при  $870^\circ\text{C}$  происходит ( $\alpha \rightarrow \beta$ )-превращение в цирконии, сильно искажающее исходную структуру и уничтожающее текстуру прокатки. Таким образом, новая структура образцов позволяет атомам гелия коагулировать также внутри зерен, что из-за высокой пластичности циркония приводит к набуханию образцов. Одновременно за счет уничтожения стоков и мик-

ротрещин уменьшается доля газов, выходящих из образца. Действительно, если при нагревании от  $700$  до  $800^\circ\text{C}$  увеличение доли свободного газа составило  $\sim 24\%$ , то при нагревании от  $800$  до  $1000^\circ\text{C}$  эта доля увеличилась на  $\sim 20\%$ , т. е. в расчете на  $100^\circ\text{C}$  уменьшилась в два раза.

Можно сделать вывод о том, что в исследованных образцах наблюдаются изменения структуры и состояния газов при  $t > 700^\circ\text{C}$ . Этой температурой, по-видимому, и ограничивается область применения подобных сплавов. Следует, однако, заметить, что противоречивость сведений о радиационной стойкости сплавов Zr — В (см., например, работу [6]), вытекающая из недостатка экспериментальных данных, к тому же полученных при самых разнообразных режимах облучения, не позволяет дать в настоящее время исчерпывающих рекомендаций по использованию этого сплава.

Поступило в Редакцию 23/IV 1968 г.  
В окончательной редакции 16/IX 1968 г.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Е. Ф. Давыдов и др. «Атомная энергия», 22, 501 (1967).
2. W. Johnston, J. Noonan. KAPL-M-MVJ-4, May 12, 1958.
3. П. О. Пашков. Разрыв металлов. Л., Судпромгиз, 1960.
4. L. Prus et al. Nucl. Sci. and Engng., 4 (3), 415 (1958).
5. Поглощающие материалы для регулирования ядерных реакторов. Сокр. перев. с англ. под ред. Б. Г. Араба и В. В. Чекунова. М., Атомиздат, 1965.
6. W. Raluy et al. Nucl. Sci. and Engng., 4 (3), 386 (1958).

## Термодинамика системы плутоний — висмут

В. А. ЛЕБЕДЕВ, Л. Г. БАБИКОВ, С. К. ВАВИЛОВ, И. Ф. НИЧКОВ,  
С. П. РАСПОПИН, О. В. СКИБА

УДК 621.039.543.6:669.824:669.7

В связи с отсутствием сведений по термодинамике системы плутоний — висмут методом электродвижущих сил изучено состояние плутония в жидких висмутовых растворах и в соединении, равновесном с насыщенными растворами, а также определена растворимость плутония в висмуте.

Э.д.с. гальванических элементов  $\text{Pu(тв)} | \text{KCl} - \text{LiCl} + 3 \text{ вес. \% PuCl}_3 | \text{Pu} - \text{Bi (ж)}$  измерены при различных температурах и концентрациях плутония в жидком сплаве. Устройство электролитической ячейки, методика проведения экспериментов и обработки опытных данных описаны в работе [1]. Экспериментальные значения э.д.с. и результаты расчета коэффициента активности плутония в висмутовых растворах относительно твердого плутония представлены в табл. 1.

Величина э.д.с. закономерно возрастает с уменьшением содержания плутония в висмуте. Для активности плутония в растворах характерны чрезвычайно большие отрицательные отклонения от закона Рауля. Величина коэффициента активности плутония в пределах погрешности измерений ( $\pm 15\%$ ) остается постоянной во всем изученном интервале его концентраций. Повышение температуры приводит к заметному увеличению коэффициента активности (рис. 1). Полученные

результаты удовлетворительно укладываются на прямую линию в координатах  $\lg \gamma_{\text{Pu}} - \frac{1}{T}$ , уравнение которой имеет вид

$$\lg \gamma_{\text{Pu}} = 1,490 - \frac{8360}{T} \pm 0,059. \quad (1)$$

Для температурной зависимости коэффициента активности плутония относительно жидкого переохлажденного плутония ( $k_{\text{Pu}}$ ) расчетным путем [1] с использованием значений теплот и температур плавления и полиморфных превращений плутония [2] получено следующее выражение:

$$\lg k_{\text{Pu}} = 1,762 - \frac{8604}{T} \pm 0,059. \quad (2)$$

Изменение избыточных парциально-молярных, а также интегральных характеристик в процессе образования растворов  $\text{Pu} - \text{Bi}$  (табл. 2) определяли для температуры  $773^\circ\text{K}$ .

Температурная зависимость э.д.с. насыщенных растворов  $\text{Pu} - \text{Bi}$  относительно  $\epsilon$ -плутония приведена на рис. 2.