

что двойникование необходимо для уменьшения напряжений роста [1]. Учитывая рассмотренный выше характер напряженного состояния  $\alpha$ -кристалла, следует ожидать, что  $\alpha$ -пластины, ориентированные осью [010] в направлении внешних растягивающих сил, подвергнутся двойникованию в меньшей степени, чем ориентированные по другому. Очевидно, что и в этом случае влияние внешних сил на текстуру закалки будет тем же, что и в рассмотренных выше случаях.

Обычно при закалке изделий из урана в них возникают значительные термические и структурные напряжения (напряжения первого рода), обусловленные условиями охлаждения изделия, формой фронта фаз и т. п.

На основании вышеизложенного следует ожидать, что эти напряжения должны способствовать возникновению в урановых изделиях текстуры закалки. При этом характер текстуры будет определяться величиной и типом напряжений, существовавших в образцах при закалке. Этим, по-видимому, следует объяснить установленное в настоящей работе различие

в величине текстуры закалки сплошных образцов и трубок, а также образцов, отличающихся друг от друга способом закалки. Подробнее эти вопросы будут рассмотрены нами позже.

Поступила в Редакцию 22/VII 1968 г.  
В окончательной редакции 25/XII 1968 г.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. А. Н. Холден. Физическое металловедение урана. М., Metallurgizdat, 1962.
2. J. Gittus et al. Radiation Damage in Solids and Reactor Materials. Vol. 4. Vienna, 1963, p. 109.
3. И. В. Батенин, Б. В. Шаров. «Атомная энергия», 16, 372 (1964).
4. J. Burke, P. Dixon. J. Nucl. Mat., 7, No. 1, 38 (1962).
5. J. Stobo, W. Pawelski. J. Nucl. Mat., 4, 109 (1961).
6. А. Б. Мак-Интosh, Т. Дж. Хил. В кн. «Гр. Второй международной конференции по мирному использованию атомной энергии. Избр. докл. иностр. ученых». Т. 6, М., Атомиздат, 1959, стр. 187.
7. W. Lomer. The Beta-Alpha Transformation in Uranium-1,4 atomic per Cent Chromium Alloy. Inst. Metals, London Monograph and Rept. Ser., 18, 243 (1955).
8. Transformation in Metals, 1956, p. 229.

## Восстановление изделий из окиси бериллия, облученных в реакторе

В. И. КЛИМЕНКОВ, А. В. ХУДЯКОВ, Н. В. СУДАКОВА, Г. С. БАЛАНДИН

УДК 621.039.532.5:621.039.553

Одним из главных недостатков окиси бериллия при использовании ее в реакторах является слабая радиационная стойкость изделий при низких температурах. Окись бериллия при облучении при температуре около  $100^\circ\text{C}$  растрескивается и разрушается под действием внутренних напряжений, возникающих вследствие анизотропного расширения кристаллической решетки. Так, в работах [1, 2] установлено, что в холоднопрессованной  $\text{BeO}$  после облучения интегральным потоком нейтронов \* выше  $5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$  развиваются микротрещины. В образцах, получивших дозы  $7 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$ , почти полностью теряется связь между зернами, и образцы легко разрушаются в порошок при небольших механических нагрузках.

В связи с этим исследовалось заживающее воздействие термической обработки на микроструктуру облученной  $\text{BeO}$  с целью развития

представлений о диффузионных явлениях и отыскания пути для повторного использования деталей из  $\text{BeO}$ , облучавшихся при низких температурах.

**Образцы, методы исследований.** Исследовали окись бериллия, изготовленную холодным прессованием с последующим спеканием при температуре  $1800^\circ\text{C}$  в течение 6 ч (плотность  $2,8 \text{ г/см}^3$ , средний размер зерна  $\sim 35 \text{ мк}$ ) [1, 2]. Образцы приготовлены из одного блока  $\text{BeO}$ , облучавшегося в реакторе СМ-2 при температуре  $50-70^\circ\text{C}$  до интегрального потока  $7 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$ . Все образцы имели совершенно одинаковое исходное состояние.

Отжиг образцов проводили при температурах  $1050, 1200, 1400, 1500^\circ\text{C}$  в течение 2 мин 45 сек \*\* в вакуумной печи со скоростью нагрева и охлаждения  $100^\circ\text{C}$  в 1 мин. Применялся также отжиг при температуре  $1500^\circ\text{C}$  в течение 1 ч.

\* Интегральные потоки приводятся для нейтронов с энергией  $\geq 1 \text{ Мэв}$ .

\*\* Эффективное время, учитывающее процесс нагрева и охлаждения печи [3].

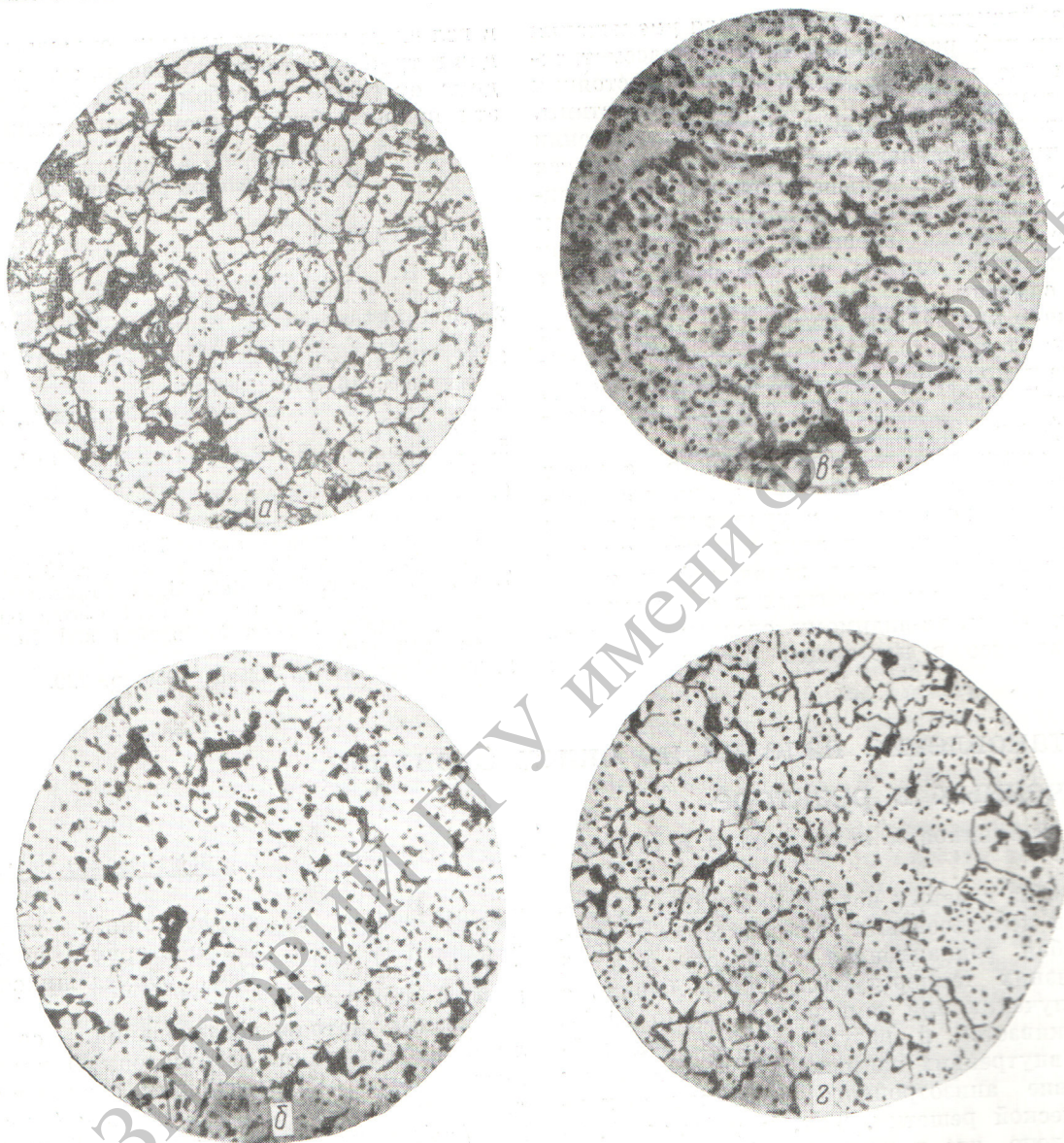


Рис. 1. Микроструктура BeO, облученной до  $7 \cdot 10^{20}$  см<sup>-2</sup> ( $\times 115$ ):  
 а — неотожженная; б — отоженная при температуре 1400° С в течение 2 мин 45 сек; в — отоженная при температуре 1500° С в течение 2 мин 45 сек; г — отоженная при температуре 1500° С в течение 1 ч.

Облученные образцы до и после отжига подвергали микроструктурному исследованию под оптическим микроскопом МИМ-8. Для просмотра изготовляли шлифы, причем образцы, требовавшие предварительного упрочнения, перед шлифовкой выдерживали в кипящей эпоксидной смоле в течение 1 ч. Дальнейший процесс приготовления шлифов проходил по обычной металлографической методике.

По фотографиям микроструктур, снятых со шлифов, проводили измерение величины трещин — их ширины и длины. На основании этих данных подсчитывали площадь, занимаемую трещинами, и ее долю по отношению ко всей исследуемой площади шлифа. Эта величина соответствует относительному объему несплошностей в материале и позволяет вычислить его плотность. Абсолютная ошибка

в определении относительного объема несплошностей равна примерно 2%.

На электронном микроскопе УЭМВ-100 просматривали угольные реплики, снятые со сколов изучаемых образцов по методике, применявшейся ранее [1].

**Результаты экспериментов.** На рис. 1 представлены типичные микроструктуры образцов. На шлифах с неотожженных образцов (рис. 1, а) видна сплошная сетка межзеренных и внутризеренных микротрещин. С увеличением температуры отжига микротрещины становятся более узкими, количество их уменьшается. Это свидетельствует о протекании процесса спекания. При температуре 1400°С (рис. 1, б) сплошная сетка микротрещин исчезает, однако еще видны отдельные микротрещины большой протяженности. Характерно, что некоторые поры расположены цепочкой. Видимо, они образовались после зарастания микротрещин.

По мере повышения температуры отжига до 1400°С объем несплошностей в материале постепенно уменьшается, однако при 1500°С он вновь возрастает. На фотографиях микроструктур (рис. 1, в) в этом случае наблюдаются микротрещины с большей шириной и протяженностью, чем при предыдущей более низкой температуре отжига. Как показало электронномикроскопическое изучение сколов, в этом

образце (рис. 2) наблюдается появление характерной пористости, связанной с выделением гелия [1]. Продолжение отжига при 1500°С менее эффективно (см. таблицу и рис. 1, г); хотя понижение объема несплошностей и проявляется, но этот процесс протекает значительно медленнее — 8% при 1500°С достигает за 1 ч вместо 2 мин 45 сек по сравнению с первым отжигом при 1400°С.

Факт спекания облученной BeO подтверждается упрочнением образцов, которое качественно отмечается по их общему состоянию. Так, образцы, отожженные при температурах 1400 и 1500°С, настолько упрочнились в результате спекания, что пропитка их эпоксидной смолой перед изготовлением шлифов оказалась ненужной.

**Обсуждение результатов и заключение.** Сравнивая полученные результаты с данными многих исследований по спеканию порошков [4—6], можно прийти к выводу, что скорость спекания в нашем случае аномально высока. Известны два фактора, влияющие на ускорение процесса спекания: создание плотной упаковки порошка до отжига и увеличение количества примесей.

В нашем случае, несмотря на почти полную потерю прочности после облучения, изучаемые образцы BeO сохраняют свою форму и целостность, хотя и состоят из разделенных узкими микротрещинами зерен [2]. Упаковка материала при этом значительно более плотная, чем в исходных изделиях из порошков BeO до отжига: обычно она находится в пре-

Результаты определения несплошностей в образцах облученной BeO до и после отжига

Время отжига	До отжига	После отжига				
		2 мин 45 сек			1 ч	
Температура, °С	—	1050	1200	1400	1500	1500
Измеряемая площадь шлифа, мм <sup>2</sup>	2,54	2,00	2,12	2,60	2,63	2,40
Площадь микротрещин, мм <sup>2</sup>	0,52	0,40	0,33	0,20	0,37	0,20
Относительный объем микротрещин, %	21,0	20,0	16,0	8,0	14,0	8,0
Плотность образца, г/см <sup>3</sup>	2,35	2,40	2,50	2,74	2,55	2,74



Рис. 2. Угольная реплика со скола BeO, облученной до  $7 \cdot 10^{20}$  см<sup>-2</sup> и отожженной при температуре 1500°С в течение 2 мин 45 сек ( $\times 10\,000$ ).

делах 1,5—4,7  $г/см^3$ , а плотность облученной BeO, как видно из рассмотрения приведенной выше таблицы, равна 2,35  $г/см^3$ . Как показали Гегузин и др. [7], узкие микротрещины могут залечиваться с большой скоростью при высокотемпературном отжиге. Видимо, именно узость микротрещин и является одной из главных причин быстрого спекания образцов.

Известно также [8], что в облученной при низкой температуре BeO происходит значительное ускорение самодиффузии в процессе отжига, что связывается с наличием в кристаллической решетке радиационных дефектов. Коэффициент диффузии при 900° С возрастает на три порядка величины. Это может быть другой причиной наблюдаемого явления.

Эффект при 1500° С, видимо, связан с выделением гелиевых пор, которые приводят к дополнительному разрушению. Более медленный ход спекания при дальнейшем отжиге при 1500° С, возможно, объясняется отсутствием радиационных дефектов, которые уже отожглись при нагревании до рассматриваемой температуры. Это соответствует представлению об активном участии радиационных дефектов в диффузии.

Из изложенного следует практический вывод: изделия из окиси бериллия, применяемые в реакторах при низких температурах и сохранившие свою внешнюю форму, но разупроченные вследствие микрорастрескивания, можно использовать повторно после соответствующей термической обработки.

Авторы приносят благодарность Н. А. Маркуевой за помощь в работе.

Поступила в Редакцию 28/X 1968 г.  
В окончательной редакции 13/I 1969 г.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. А. В. Худяков, В. Е. Островский, В. И. Клименков. «Атомная энергия», 23, 226 (1967).
2. А. В. Худяков и др. Там же, 24, 483 (1968).
3. C. Вгисс. J. Amer. Ceram. Soc., 41, 799 (1962).
4. E. Aitken. J. Amer. Ceram. Soc., 42, 627 (1960).
5. J. Quirk. J. Amer. Ceram. Soc., 42, 178 (1959).
6. М. Дж. Бэннистер. В сб. «Окись бериллия». М., Атомиздат, 1968, стр. 280.
7. Я. Е. Гегузин, Н. Н. Овчаренко, И. В. Воробьева. «Кристаллография», 10, № 3, 374 (1965).
8. H. Bruin et al. Philos. Mag., 16, No. 140, 427 (1967).

## Ускорение ионов в электронном пучке

А. А. ПЛЮТТО, К. В. СУЛАДЗЕ, С. М. ТЕМЧИН, Е. Д. КОРОП

УДК 533.9.12

При получении пучков ионов из плазмы вакуумных искр были обнаружены частицы с энергией, превышающей ускоряющее напряжение [1, 2]. Дальнейшие исследования привели к обнаружению эффективного процесса ускорения ионов до энергий  $\sim 1-10$  Мэв, развивающегося при формировании электронных пучков из плазмы [3]. В данной статье излагаются некоторые результаты исследований процесса ускорения ионов в электронных пучках при эмиссии из плазмы вакуумных искр\*.

### Экспериментальная установка и методика исследований

Схема установки приведена на рис. 1. Питание искрового источника 1 [1, 4—6] осуществляется от конденсатора  $C_1$  емкостью  $5 \cdot 10^3 - 5 \cdot 10^4$  нф, начальное напряжение 20—50 кВ. Максимальный ток искры источника  $10^3 - 10^4$  а.

Ускоряющий промежуток  $l_0$  включает в себя ограничивающий электрод источника 2 и ускоряющий электрод 3. На ускоряющий электрод могло подаваться или однополярное напряжение 0—100 кВ (см. рис. 1, А) или переменное с частотой 1—2 МГц, снимаемое с контура LC<sub>1</sub> (см. рис. 1, Б).

Состав узкого аксиального пучка ускоренных ионов и энергетический спектр ионов и электронов исследовали методом парабол. Масс-спектроскопические измерения энергии протонов контролировали при помощи алюминиевых фольг толщиной 6 и 25 мк, которые пропускали протоны с энергией соответственно  $\geq 500$  кэВ и  $\geq 1,5$  МэВ.

Количество ионов в отдельном импульсе ускорения определяли при помощи коллектора 4 (см. рис. 1), установленного на расстоянии 30 см от источника. Электронный пучок при измерении тока ионов отклонялся магнитом 5, отверстие 6 площадью  $\sim 2,2$  см<sup>2</sup> ограничивало сечение пучка ионов и электронов. Для оценки общего среднего числа уско-

\* Работа выполнена в 1960—1961 гг.