

$\alpha'_a$ -мартенсита). Кинетика мартенситных превращений и морфология мартенситных  $\alpha'_b$ - и  $\alpha''_b$ -фаз в сплавах с  $\gamma$ -стабилизаторами сходна с наблюдаемыми для сплавов индий—таллий и золото—кадмий (полосчатые двойниковые структуры мартенситных фаз, полное завершение превращения, близкая температура  $M_s$  и  $M_f$ ).

Особенностью урановых сплавов с молибденом и ниобием является кинетика двухстадийного бездиффузионного превращения  $\gamma$ -фазы ( $\gamma \rightarrow \gamma^0 \rightarrow \alpha''$ ); этап  $\gamma^0 \rightarrow \alpha''$  является термоупругим, мартенситным, обратимым превращением.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Lehmann J., Hills R. Proposed nomenclature for fases in uranium alloys. — J. Nucl. Mater., 1960, v. 2, № 3, p. 261—268.
2. Duwez P. The effect of the rate of cooling on the allotropic transformation temperatures of uranium. — J. Appl. Phys., 1953, v. 24, № 2, p. 152—155.
3. Сокурский Ю.Н., Стерлин Я.М., Федорченко В.А. Уран и его сплавы. М.: Атомиздат, 1971, с. 130.
4. Холден А. Физическое металловедение урана. Пер. с англ. М.: Metallurgizdat, 1962, с. 136—146.
5. Конобеёвский С.Т., Займовский А.С., Левитский Б.М. и др. Некоторые физические свойства урана, плутония и их сплавов. — В кн.: Сб. докл. сов. ученых на 2-й Межд. конф. по мирному использованию атомной энергии, т. 3. М.: Атомиздат, 1959, с. 670.
6. Blumenthal B. The transformation temperatures of high-purity uranium. — J. Nucl. Mater., 1960, v. 2, № 3, p. 70—72.
7. Займовский А.С., Чеботарев Н.Т., Титова В.В., Сергеев Г.Я. Металловедение урана и некоторых реакторных материалов. — В кн.: Сб. докл. сов. ученых на 2-й Межд. конф. по мирному использованию атомной энергии. М.: Атомиздат, 1959, с. 573.
8. Займовский А.С., Калашников В.В., Головин И.С. Тепло выделяющие элементы атомных реакторов. М.: Атомиздат, 1966, с. 62.
9. Lehmann J. The transformation of  $\beta \rightarrow \alpha$  in uranium. — J. Rev. Metallurg., 1959, № 5, p. 75—79.
10. Строение и свойства сплавов урана, тория и циркония. Сб. под ред. О.С. Иванова. М.: Атомиздат, 1963, с. 379.
11. Харингтон Р., Рюеле А. Технология производства урана. М.: Атомиздат, 1961, с. 586.
12. Jackson R., Larsen W. Transaction and structures in the uranium-rhenium system. 1. Metastable  $\alpha'$ ,  $\alpha''$ ,  $\gamma^0$  structures. — J. Nucl. Mater., 1961, v. 21, № 3, p. 263—276.
13. Физическое металловедение. Под ред. Р. Кана. Пер. с англ., вып. 2. М.: Мир, 1968, с. 323—329.
14. Билби Б.А., Христиан Д.В. Мартенситные превращения. — В кн.: Фазовые превращения в сталях. Пер. с англ. М.: Metallurgizdat, 1961, с. 360.
15. Рейнер Г.В. Диаграммы равновесия сплавов. Пер. с англ. М.: Metallurgizdat, 1961, с. 565.
16. Guttman L. The structures of martensitic phases in In—Ti- and Au—Cd-alloys. — J. Trans. AJME, 1950, v. 188.
17. Bowless J., Barrett C., Guttman L. Specific feature of martensitic transformation in In—Ti-alloys. — Ibid.
18. Диаграммы состояния и фазовые превращения сплавов урана. М.: Наука, 1972, с. 168—218.
19. Howlett B. Research of transformations  $\gamma$ -phase in uranium—molebdenum alloys with 6,0—12,5% at. of molebdenum. — J. Nucl. Mater., 1970, v. 35, p. 278—292.
20. Anagnostidis M., Colombie M., Monti H. The metastables phases in uranium—niobium alloys. — Ibid., 1964, v. 11, № 1, p. 67.
21. Vandermeer R. Phase transformations in a uranium+14 at.% niobium alloys. — J. Acta Metallurg., 1980, v. 28, p. 383—393.
22. Vandermeer R., Ogle J., Northcutt W. Phenomenological study of the shape memory effect in polycrystalline uranium—niobium alloys. — J. Metallurg. Transact., 1981, v. 12A, p. 733—740.

Поступила в Редакцию 4.12.98

УДК 669.017.3

#### ОБРАЗОВАНИЕ ПОЛИГОНИЗОВАННЫХ СТРУКТУР ПРИ ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В УРАНЕ

Орлов В.К., Теплинская В.М. (ГНЦ РФ — ВНИИНМ им. А.А. Бочвара)

В процессе полигонизации при нагреве деформированных металлов, особенно высокочистых по примесям, образуется субструктура с малоугловыми границами, являющимися местами выхода дислокаций из своих плоскостей скольжения, взаимодей-

ствия дислокаций между собой, образования их сплетений. Структура, возникшая в процессе полигонизации, принадлежит к числу устойчивых метастабильных и в некоторых случаях может считаться альтернативой структуре после рекристаллизации [1].

Исследования полиморфных металлов, в частности, железа, титана, циркония показали возможность создания полигонизованных структур в результате полиморфного превращения, так как напряжения и деформации, возникающие при фазовом превращении в условиях повышенной температуры, способствуют перераспределению дислокаций, иначе говоря, образованию дислокационных структур [1].

Была экспериментально установлена зависимость эффекта полигонизации от скорости охлаждения — оптимальной является некоторая средняя скорость, с увеличением скорости охлаждения возрастают напряжения и плотность дислокаций, однако ухудшаются условия для диффузионного подвода вакансий, необходимого для переползания дислокаций. В то же время при очень медленном охлаждении создаются условия диффузии, но плотность дислокаций недостаточна.

Электронно-микроскопическими исследованиями титана методом тонких фольг [1] установлено, что субграницы полигонизации состоят из дислокаций, декорированных частицами примесей (рис. 1, а, б, в). В результате  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения железа образуется ячеистая структура (рис. 1, г, д)

При сравнении полигонизации титана и железа становится ясным, что условия полигонизации титана легче, чем железа. Объемный эффект  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в случае железа (~ 3%) существенно больше наблюдаемого у титана (0,13%), в связи с чем в железе возникают более высокие напряжения и более сложные дислокационные образования. Кроме того, температурные условия  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения титана более благоприятны для полигонизации.

Полигонизованные структуры достаточно стабильны, поскольку искажения, вызываемые дислокациями, локализуются вблизи ядер дислокаций на границах субзерен. Устойчивость полигональных образований возрастает благодаря взаимодействию границ субзерен с примесными атомами и дисперсными частицами. Отмечается, что примесные частицы блокируют дислокации [1].

В настоящей статье рассматриваются особенности полиморфных превращений урана в связи с образованием структур полигонизации и влияния «наследственных» полигонизованных структур на свойства  $\alpha$ -урана.

В таблице приведены кристаллические структуры  $\alpha$ -,  $\beta$ -,  $\gamma$ -урана, объемные эффекты полиморфных превращений  $\gamma \rightarrow \beta$  и  $\beta \rightarrow \alpha$ , равновесная температура превращений при охлаждении и некоторые другие характеристики наряду с аналогичными данными для железа, циркония и титана.

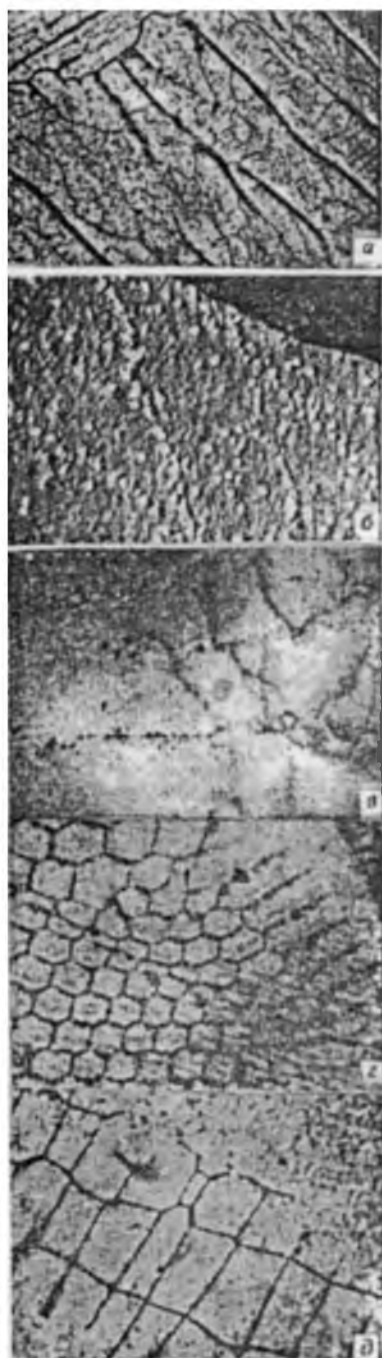


Рис. 1. Полигонизованные структуры в технически чистом титане: а — микрофотография,  $\times 450$ ; б — электронно-микроскопический снимок, реплики,  $\times 3000$ ; в — фольги,  $\times 3000$ , дислокационные сетки в субгранице нормализованного (г,  $\times 26\,600$ ) и отожженного железа (д,  $\times 28\,000$ )

Характеристики полиморфных превращений U, Ti, Zr и Fe

| Модификация | Кристаллическая структура | Равновесная температура превращения, К | Температура плавления, К | Отношение абсолютной температуры плавления и превращения $T_{пл}/T_{пр}$ | Объемное изменение при превращении, $\Delta V/V$ , % | Плотность стабильной модификации, г/см <sup>3</sup> | Температура рекристаллизации, К | Отношение абсолютной температуры превращения к температуре рекристаллизации |
|-------------|---------------------------|----------------------------------------|--------------------------|--------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------|---------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------|
| $\alpha-U$  | Ромбическая               | $\alpha \leftrightarrow \beta$ 935     | 1405                     | $T_{пл}/T_{\beta \rightarrow \alpha}$ 1,5                                | $\beta \leftrightarrow \alpha$ 1,2                   | 19,04<br>(рентгеновская)                            | 673—703                         | ~ 1,4                                                                       |
| $\beta-U$   | Тетрагональная            | $\beta \leftrightarrow \gamma$ 1043    |                          | $T_{пл}/T_{\gamma \rightarrow \beta}$ 1,3                                | $\gamma \leftrightarrow \beta$ 0,78                  |                                                     |                                 |                                                                             |
| $\gamma-U$  | О.ц.к.                    |                                        |                          |                                                                          |                                                      |                                                     |                                 |                                                                             |
| $\alpha-Ti$ | Гексагональная            | $\alpha \leftrightarrow \beta$ 1156    | 2125                     | $T_{пл}/T_{\beta \rightarrow \alpha}$ 1,6                                | $\beta \leftrightarrow \alpha$ 0,13                  | 4,51                                                | 1043                            | 1,07                                                                        |
| $\beta-Ti$  | О.ц.к.                    |                                        |                          |                                                                          |                                                      |                                                     |                                 |                                                                             |
| $\alpha-Zr$ | Гексагональная            | $\alpha \leftrightarrow \beta$ 1135    | 2133                     | $T_{пл}/T_{\beta \rightarrow \alpha}$ 1,8                                | $\beta \leftrightarrow \alpha$ 0,53                  | 6,50                                                | 748                             | 1,63                                                                        |
| $\beta-Zr$  | О.ц.к.                    |                                        |                          |                                                                          |                                                      |                                                     |                                 |                                                                             |
| $\alpha-Fe$ | О.ц.к.                    | $\alpha \leftrightarrow \gamma$ 1183   | 1807                     | $T_{пл}/T_{\gamma \rightarrow \alpha}$ 1,8                               | $\gamma \leftrightarrow \alpha$ 3,5                  | 7,87                                                | 723                             | 1,63                                                                        |
| $\gamma-Fe$ | Г.ц.к.                    |                                        |                          |                                                                          |                                                      |                                                     |                                 |                                                                             |

Судя по данным [2, 3], температура  $\gamma \rightarrow \beta$ -превращения высокочистого урана при скорости охлаждения до  $\sim 0,05^\circ\text{C}/\text{с}$  не отличается от равновесной, температура  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения снижается по линейному закону в зависимости от логарифма скорости охлаждения. При ускорении охлаждения до  $10^4^\circ\text{C}/\text{с}$  переохлаждение  $\gamma \rightarrow \beta$ - и  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращений урана становится значительным; оба превращения реализуются во всем интервале скоростей охлаждения.

В некоторых полиморфных металлах, например, железе с простыми кристаллическими решетками модификаций может быть достигнута еще более высокая степень переохлаждения высокотемпературной фазы. В то же время в цирконии способность  $\beta$ -фазы к переохлаждению слаба, при увеличении скорости охлаждения до  $10^4^\circ\text{C}/\text{с}$  температура  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения снижается всего на  $15^\circ\text{C}$  [4].

Таким образом, поведение урана по сути сходно с поведением других полиморфных металлов в условиях неравновесного охлаждения. Вместе с тем в отличие от указанных полиморфных металлов  $\alpha$ - и  $\beta$ -модификации урана имеют сложные кристаллические структуры, что существенно отражается на кинетике и механизмах превращений урана.

Экспериментально установлено, что  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение в зависимости от условий охлаждения протекает как по «нормальной», так и по «мартенситной» кинетике. Как известно, развитию полиморфного превращения в металлах по нормальной кинетике способствует значительный объемный эффект превращения, а также существенная разница между температурой превращения и рекристаллизации. В работе [5] показано, что реализация  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения чистого железа, сопровождающегося увеличением объема примерно на 3% даже при высокой скорости охлаждения, проходит за счет самодиффузии с образованием полиэдрических зерен  $\alpha$ -железа. Переохлаждение ниже температуры рекристаллизации железа становится возможным лишь в условиях резкой закалки с  $1300^\circ\text{C}$ , когда образуется  $\alpha$ -модификация железа с мартенситоподобной структурой. В этом смысле  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение урана сходно с  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением железа и сопровождается уменьшением объема на 1,2%. Для реализации превращения путем сдвига необходимо переохлаждение ниже критической точки  $\sim 250\text{—}300^\circ\text{C}$  (т.е. ниже порога рекристаллизации  $400\text{—}430^\circ\text{C}$ ), что может быть осуществлено лишь при резкой закалке.

В отличие от урана и железа в титане, например, полиморфное  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение реализуется путем сдвига значительно легче, чем путем самодиффузии. Этому благоприятствует малый объемный эффект превращения и низкое отношение абсолютной температуры превращения и рекристаллизации.

Для урана, претерпевшего  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение в условиях медленного охлаждения, характерна крупнозернистая структура  $\alpha$ -фазы с неравномерными анизотропными зернами (размером  $500\text{—}1000\text{ мкм}$ ) и достаточно гладкими границами (рис. 2, а). Значительная неравномерность в размерах зерен сохраняется и после закалочного охлаждения (рис. 2, б). Особенностью микроструктуры анизотропной  $\alpha$ -фазы урана, образующейся в процессе  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращений при температуре выше температуры рекристаллизации, т.е. в условиях неупорядоченного роста за счет самодиффузии, является близкая к округлой форма зерен. К тому же проявляется раздробленность  $\alpha$ -зерен на слабо разориентированные субзерна (отличие в ориентировках не более  $1\text{—}5^\circ$ , в то время как зерна могут различаться по ориентировкам более чем на  $100^\circ$ ).

Возникновение субзерен (полигонизация) при  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении обусловлено напряжениями от объемного эффекта превращения, а также деформациями между соседними зернами за счет анизотропии коэффициента термического расширения. Эти напряжения превышают предел упругости для данной температуры [6]. По мере ускорения охлаждения и роста степени переохлаждения  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения происходит измельчение не только  $\alpha$ -зерен, но и субзерен полигонизации.



Р и с. 2. Микроструктура  $\alpha$ -урана после  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в условиях охлаждения со скоростью 0,1—0,2 (а), 50 (б), более 1200 °С/с (в)

В условиях охлаждения со скоростью выше 1000—1200 °С/с в результате  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения по мартенситной кинетике образуется  $\alpha$ -фаза с перистой, мартенситоподобной структурой, в которой не обнаруживаются следы субструктуры полигонизации (рис. 2, в).

Представление о кинетике и механизме  $\gamma \rightarrow \beta$ -превращения, проходящего с объемным изменением  $\Delta V/V \approx 0,8\%$ , а также о морфологии структуры  $\gamma$ - и  $\beta$ -фаз, участвующих в превращении, можно получить лишь по наследственным признакам. Наблюдаемая наследственная субструктура не имеет видимого соответствия с формой, размером и расположением зерен и субзерен  $\alpha$ -фазы (рис. 3). Эта субструктура, впервые описанная в работе [6], была названа сетчатой субструктурой.

Сетчатая субструктура возникает в процессе  $\gamma \rightarrow \beta$ -превращения, т.е. представляет собой полигонизованную структуру  $\beta$ -фазы, в которой субграницы декорированы выделениями примесных частиц. Среди примесей, присутствующих даже в высокочистом уране, обнаружен углерод, кислород и азот (их суммарное содержание не превышает нескольких тысячных %), значительно растворимые в  $\gamma$ -фазе, почти не растворимые в  $\beta$ - и  $\alpha$ -фазах. Как показано в работе [6], субграницы  $\beta$ -зерен декорируют в основном карбидные частицы.

При последовательно идущем за  $\gamma \rightarrow \beta$ -превращением  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращением происходит образование зерен  $\alpha$ -фазы, на фоне которых сетчатая субструктура расположена в пределах контуров полиэдрической формы.

Исследования сплавов урана с молибденом, ниобием, рением и рутением показали, что при определенной концентрации легирующего элемента стабилизируется метастабильный  $\gamma$ -твердый раствор с о.ц.к.-решеткой. Микроструктура таких сплавов состоит из полиэдрических зерен с тонкими границами [2, 3]. На этом основано утверждение, что зерна  $\gamma$ -урана, имеющего о.ц.к.-решетку, также имеют полиэдрическую форму.

Тот факт, что сетчатая субструктура, возникшая при  $\gamma \rightarrow \beta$ -превращении, расположена в контурах полиэдрических зерен, свидетельствует о том, что образующиеся при  $\gamma \rightarrow \beta$ -превращении зерна  $\beta$ -урана также имеют полиэдрическую форму, и это в свою очередь указывает на когерентное ориентированное прохождение  $\gamma \rightarrow \beta$ -превращения.

Полигонизация образующихся  $\beta$ -зерен происходит, как и в других полиморфных металлах (железе, титане, цирконии), в условиях охлаждения, обеспечивающего необходимую плотность дислокаций за счет напряжений от объемного эффекта превращения. Оптимальная скорость охлаждения для полигонизации зерен  $\beta$ -фазы урана лежит в интервале от  $\sim 1$  до  $\sim 1000$  °С/с [6]. С увеличением скорости охлаждения возрастает переохлаждение относительно критической точки  $\gamma \rightarrow \beta$ -превращения, в результате чего уменьшаются размеры ячеек в полигонизованных  $\beta$ -зернах, а также частиц выделений в субграницах. В то же время размеры контуров полиэдрической формы остаются неизменными при условии, что охлаждение происходило с одной и той же температуры  $\gamma$ -области. Возможно, что при скорости охлаждения, соответст-

вующей образованию полигонизованной структуры  $\beta$ -фазы,  $\gamma \rightarrow \beta$ -превращение реализуется по механизму бейнитного типа. Такой тип превращения является специфической особенностью металлов и сплавов, содержащих компоненты с резко различающейся скоростью диффузии. В уране, например, диффузионная подвижность атомов углерода значительно превышает скорость самодиффузии атомов урана.

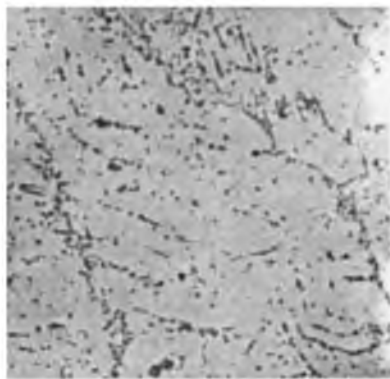
После медленного охлаждения из  $\gamma$ -области ( $< 0,1$  °C/с) в структуре высокочистого урана не обнаруживается сетчатая субструктура, так как в этих условиях превращение  $\gamma \rightarrow \beta$  (как и последовательно за ним идущее  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение) реализуется диффузионным путем с потерей когерентности между  $\gamma$ -и  $\beta$ -фазами. Характерное для этого случая расположение частиц карбидных выделений в структуре  $\alpha$ -урана представлено на рис. 4.

Как указывалось, при охлаждении из  $\gamma$ -области со скоростью  $\sim 1200$  °C/с и более  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение проходит путем сдвига с образованием мартенситоподобной (перистой) структуры  $\alpha$ -фазы. В такой структуре не наблюдается сетчатая субструктура  $\beta$ -зерен. Есть основание полагать, что при указанной высокой скорости охлаждения  $\gamma \rightarrow \beta$ -превращение (как и  $\beta \rightarrow \alpha$ ) проходит путем сдвига, условия для полигонизации  $\beta$ -зерен не создаются. К тому же присутствующие примеси углерода, кислорода и азота удерживаются в  $\beta$ -, а затем и в  $\alpha$ -твердом растворе. Полигонизованная сетчатая субструктура  $\beta$ -фазы, наблюдаемая в структуре  $\alpha$ -урана, фактически представляет собой эффект наследственности, т.е. эффект сохранения исходной (до  $\beta$ -,  $\alpha$ -превращения) структуры. С учетом того, что структура зерен  $\alpha$ -фазы также полигонизована, дефектность структуры этой стабильной модификации урана (в результате превращений  $\gamma \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$  при скорости охлаждения от 1 до 1000 °C/с) велика. Это отрицательно сказывается на характеристиках пластичности урана. В то же время дефектность структуры, т.е. увеличение числа мало и высокоугловых границ, способствует упрочнению  $\alpha$ -урана.

Таким образом, можно заключить, что при образовании полигонизованных дислокационных структур в процессе полиморфных превращений урана в целом проявляются те же закономерности урана, что и для других полиморфных металлов. Особенности и отличия связаны в первую очередь с тем, что в результате превращений  $\gamma$ -урана с простой о.ц.к.-структурой образуются последовательно  $\beta$ - и  $\alpha$ -фазы с уникальными сложными кристаллическими структурами.



Р и с. 3. Сетчатая субструктура  $\beta$ -зерен в высокочистом уране после охлаждения из  $\gamma$ -области со скоростью 2,5 (а), 50 (б), 800 °C/с (в)



Р и с. 4. Выделения карбидных частиц в структуре  $\alpha$ -урана после превращений  $\gamma \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$  в условиях непрерывного медленного охлаждения (менее 0,1 °C/с)

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бокштейн С.З. Строение и свойства металлических сплавов. М.: Металлургия, 1971, с. 195—197.
2. Сокурский Ю.Н., Стерлин Я.М., Федорченко В.А. Уран и его сплавы. М.: Атомиздат, 1971, с. 130.
3. Диаграммы состояния и фазовые превращения в сплавах урана. М.: Наука, 1972, с. 162—163.
4. Дуглас Д. Металловедение циркония. М.: Атомиздат, 1975, с. 360.
5. Энтин Р.И. Превращение аустенита в стали. М.: Металлургиздат, 1960, с. 137—138.
6. Lacombe P. Relations entre transformations allotropiques et sous structures dans l'uranium. — In: Proc. Symp. Metallurgie Speciale, Saclay, 1957, с. 7—8.

Поступила в Редакцию 4.12.98

УДК 539.124

# ГЕНЕРАЦИЯ ТОРМОЗНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОНАМИ СО СПЛОШНЫМ СПЕКТРОМ В ДВУХСЛОЙНЫХ МИШЕНЯХ

Костин Д.В., Шипатов Э.Т. (Ульяновский государственный университет)

Тормозное излучение, генерируемое быстрыми электронами, широко применяется в различных областях ядерной физики и энергетики. Использование пленки из легкого материала определенной толщины на подложке из тяжелых материалов позволяет смягчить электронное излучение и тем самым изменить спектр тормозных  $\gamma$ -квантов. Кроме этого, исследование трансформации энергетических спектров тормозного излучения при изменении толщины пленки в двухслойной мишени может дать полезную информацию о структуре самой мишени.

В настоящей работе исследованы зависимости интегральных и спектральных характеристик тормозного излучения, генерируемого  $\beta$ -частицами. Использовали программу моделирования прохождения электронов, позитронов и  $\gamma$ -квантов через мишени разного состава геометрии, в том числе и через многослойные мишени. В основу программы положен метод Монте-Карло, реализованный по схеме «катастрофических» соударений. Учтены следующие типы взаимодействия: упругое рассеяние электронов, образование дельта-электронов, тормозных  $\gamma$ -квантов, аннигиляция позитронов, комптоновское рассеяние  $\gamma$ -квантов, фотоэлектрическое поглощение  $\gamma$ -квантов, образование электрон-позитронных пар. Сечение испускания тормозного излучения электронами получено интегрированием дифференциального сечения [1] в пределах от порогового значения (в наших расчетах 20 кэВ) до энергии частицы. Подробнее программа описана в работе [2].

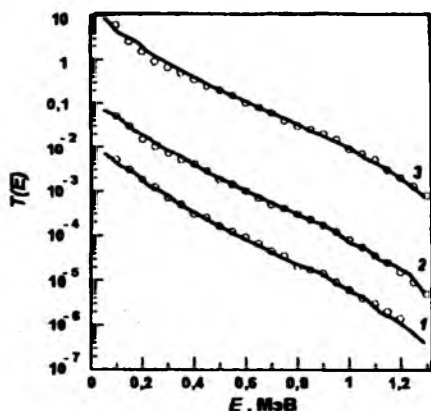


Рис. 1. Энергетические спектры тормозных  $\gamma$ -квантов, генерируемых  $\beta$ -частицами изотопа  $^{32}\text{P}$  в мишенях: 1 — Al (0,115 см); 2 — Cu (0,034 см); 3 — Pb (0,028 см); — — — расчет по программе; O — эксперимент [3] ( $T(E)$  — число  $\gamma$ -квантов энергией  $E$  в расчете на один вылетевший квант)

Корректность работы программы и заложенных в ней алгоритмов была подвергнута тщательной проверке. В качестве примера на рис. 1 сравниваются энергетические спектры, рассчитанные по нашей программе, с экспериментальными данными работы [3]. Статистическая ошибка полученных расчетов в области большой энергии спектра составила для алюминия 2,5%, меди — 5%, свинца — 13%. Согласие расчетов с экспериментом находится в пределах 12%, что с учетом 10%-ной ошибки эксперимента [3] дает основание доверять результатам.

Двухслойные мишени можно разделить на два типа: «легкая пленка на тяжелой подложке» и «тяжелая пленка на легкой подложке». Каждая мишень имеет свои особенности по отношению к генерации тормозного излучения.