

2. П. И. Алешенков и др. «Атомная энергия», 16, 489 (1964).
3. В. В. Бондаренко и др. Доклад, представленный на конференцию по реакторам на тепловых нейтронах (Лондон, 1967).
4. В. Г. Дубовский и др. Exponential and Critical Experiments. Vienna, IAEA, Vol. 1, 1964.

5. В. И. Алексеев и др. «Атомная энергия», 20, 273 (1966).
6. А. Д. Галанин. Теория ядерных реакторов на тепловых нейтронах. М., Атомиздат, 1959.
7. C. Carter. Nucl. Energy, 15, No. 2 (1961).

Радиационный рост урана при малых выгораниях

С. Т. КОНОБЕЕВСКИЙ, Л. Д. ПАНТЕЛЕЕВ, Б. М. ЛЕВИТСКИЙ,
И. А. НАСКИДАШВИЛИ

УДК 620.193.539.1.04

По вопросу о радиационном росте урана до настоящего времени нет единой точки зрения, удовлетворительно объясняющей экспериментальные данные.

Проведенные исследования закономерностей низкотемпературного роста урана во многом противоречивы. Так, снижение температуры облучения до 77° К в одних случаях приводит к значительному увеличению скорости радиационного роста [1, 2], в других случаях радиационного роста не наблюдается [3, 4]. В некоторых экспериментах видна резкая зависимость скорости роста от исходного состояния урана [2], в других — это влияние не обнаруживается [1].

Измеренные коэффициенты роста урана G_{010} облучаемого при температуре $\sim 100^\circ \text{C}$, составляют от 450 [5] до приблизительно 4000 [2]. Если в работах [2, 6] наблюдалась сильная зависимость скорости роста от исходного структурного состояния урана (коэффициент G_{010} для холоднодеформированного образца составлял 7200, а для рекристаллизованного при 600°C только 450 [2]), то, по данным Бакли [7], нет существенного различия между скоростями роста отдельных монокристаллов и зерен в сильно текстурированном поликристаллическом материале, облученном при температуре $\sim 200^\circ \text{C}$.

В настоящей работе исследовался радиационный рост урана при двух температурах облучения: 1) 150°C , когда термическая активация возникающих при облучении дефектов существенно снижена; 2) 160°C , когда термическая активация весьма значительна. Для исследования использовался уран в различном исходном состоянии: 1) холоднодеформированный (80% деформации); 2) легкоотожженный при температуре 250°C ; 3) среднеотожженный при температурах 400 и 450°C ; 4) высокоотожженный (рекристаллизованный) при температурах 500 и 620°C . При этом полагали, что именно малые дозы облучения, соответствующие стадии формирования зародышей роста, имеют

наиболее существенное значение для понимания механизма направленного формоизменения урана под воздействием нейтронного облучения.

Экспериментальная методика

Разработан специальный метод непрерывного измерения деформаций облучаемых образцов в интервале от 10^{-5} до $(3 \div 4) \cdot 10^{-4}$, основанный на использовании биизотопной урановой пластины, состоящей из двух равных по толщине и прочно сцепленных путем горячей прокатки слоев из естественного урана и урана, слегка обогащенного до 1,5 вес.% U^{235} *. Так как скорость удлинения слоев во время облучения должна быть пропорциональна концентрации делящегося материала (при условии одинаковой текстуры), то линейную деформацию пластины можно определить по величине прогиба ψ (рис. 1).

Для малых значений прогиба ($\Delta l \ll l$) можно использовать выражение

$$\psi = \frac{l^2}{2\rho + \psi} \approx \frac{l^2}{2\rho}. \quad (1)$$

Кривизна упруго изогнутой биластины связана с линейными деформациями [8] следующим образом:

$$\frac{1}{\rho} = -1,5 \frac{\delta_B - \delta_A}{a}, \quad (2)$$

где δ_B и δ_A — линейные деформации слоев А и В. Для выбранных значений a и l находим

$$\varepsilon \approx 1,5 \cdot 10^{-4} \psi, \quad (3)$$

где ψ выражено в миллиметрах.

Прогиб пластин измерялся специально разработанным прибором — измерителем вихревых токов (ИВТ) — и регистрировался потенциометром ЭПП. В интервале значений прогиба

* В экспериментальной части работы принимали участие А. С. Филичев и И. Ф. Григорьев.

0—0,8 мм точность измерения составляла примерно $\pm 0,02$ мм, а в интервале 1,0—2,0 мм — около $\pm 0,03$ мм.

Облучение образцов при -150°C проводили в низкотемпературной вертикальной петле реактора ИТР-2000 Института физики АН ГрузССР, а при 160°C — в вертикальном «сухом» канале реактора ИРТ-М Института атомной энергии им. И. В. Курчатова.

Время, необходимое для достижения стационарной температуры образца с датчиком, загруженного в центр активной зоны при низкотемпературном облучении, составляло 7 мин, а при «теплом» облучении — около 1 мин. Балансировка прибора ИВТ осуществлялась по истечении указанного времени, после чего приступали к измерениям. Температура каждого образца, облучаемого в низкотемпературной петле, изменялась менее чем на 2°C (хотя у разных образцов она отличалась примерно на 10°C); в случае «теплого» (160°C) облучения температура изменялась не более чем на 1°C .

В случае «холодного» облучения стационарная температура ($\sim 0^\circ\text{C}$) при выдержке без облучения устанавливалась спустя 3—4 мин, а при «теплом» облучении ($\sim 70^\circ\text{C}$) — через 2 мин.

Среднее значение интенсивности потока по тепловым нейтронам для низкотемпературного облучения было равно $\sim 0,53 \times 10^{12}$ нейтр/см²·сек, а в случае «теплого» облучения $\sim 3,1 \cdot 10^{12}$ нейтр/см²·сек, при этом разброс при измерениях составил около 5%.

Для изготовления биизотопных пластин применялся уран примерно одинаковой технической чистоты. Основные примеси (вес. %): углерод $\sim 0,07$; железо $\sim 0,03$; алюминий $\sim 0,02$; кремний $\sim 0,01$.

Диффузионная сварка слоев бипластины проводилась путем горячего осаживания в γ -фазе дисков равной толщины из естественного и слегка обогащенного урана до толщины ~ 1 мм с последующей холодной прокаткой до 0,2 мм. Из полученной ленты вырезались образцы для исследования размерами $65 \times 8 \times 0,2$ мм, причем длинная сторона образцов совпадала с направлением холодной прокатки.

Исследование текстуры проводилось путем построения обратных полюсных фигур и измерения коэффициента термического расширения пластин вдоль и поперек направления прокатки. Для количественной оценки роли текстуры определялся индекс роста $I(p)$ по данным рентгенографического [9] и дилатометрического

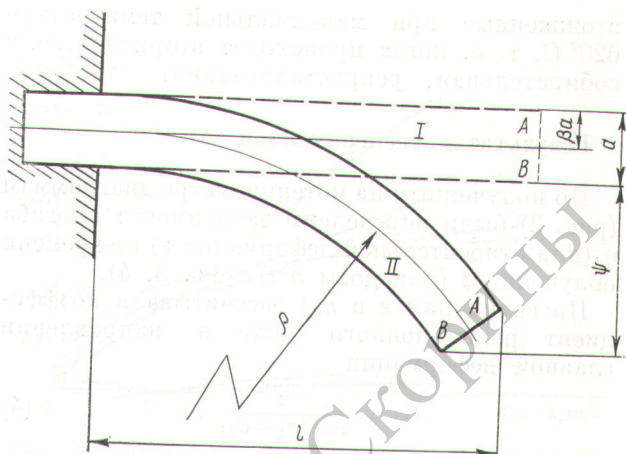


Рис. 1. Схема деформации закрепленной в датчике пластины при облучении:

A — слой, обогащенный U^{235} ; a — толщина пластины; ψ — прогиб пластины; l — длина; β — отношение толщин слоев A и B; ρ — радиус кривизны.

[2] анализом (табл. 1). Отжиг плоских образцов при температуре 250 — 450°C мало изменял характер и степень совершенства текстуры, тогда как отжиг при 500 и 600°C заметно увеличивал степень выраженности текстуры и соответственно индекс роста.

Проведенный рентгенографический анализ показал, что при температурах отжига до 450°C в основном протекают процессы возврата или отдыха, заключающиеся в частичном восстановлении нормальной структуры холоднодеформированного урана. При температурах отжига выше 450°C наблюдаются более радикальные изменения структуры, заключающиеся в образовании и росте кристаллов с неискаженной структурой, — рекристаллизация. Наиболее совершенной структурой обладают образцы,

Значение индекса роста $I(p)$

Таблица 1

Состояние образцов	Метод измерения	
	рентгенографический	дилатометрический (вдоль направления прокатки)
Холоднодеформированный	0,39	0,50
После отжига, 250°C , 3 ч	—	0,47
После отжига, 320°C , 10 ч	—	0,44
После отжига, 400°C , 3 ч	—	0,42
После отжига, 450°C , 3 ч	—	0,42
После отжига, 500°C , 3 ч	0,43	0,60
После отжига, 620°C , 3 ч	0,46	0,68

отожженные при максимальной температуре 620°C , т. е. когда происходит вторичная, или собирательная, рекристаллизация.

Результаты экспериментов

По полученным на потенциометре диаграммам (рис. 2) были определены зависимости прогиба ψ (или относительной деформации ϵ) от времени облучения t (или дозы nvt) (рис. 3, 4).

По величинам ϵ и nvt рассчитывали коэффициент радиационного роста в направлении главной деформации

$$G_{\Delta} = \frac{\epsilon}{nvt(\sigma_1 - \sigma_2)}, \quad (4)$$

где $(\sigma_1 - \sigma_2)$ — разница в сечении деления слоев биластины, равная $\sim 4 \cdot 10^{-24} \text{ см}^2$. По величине G_{Δ} индексу роста $I(p)$ (определенного по dilatометрическим данным) вычисляли осевой коэффициент радиационного роста G_{010} . Изменение длины образца холодnodeформированного урана (см. рис. 3, кривая 1) при низкотемпературном облучении происходит приблизительно пропорционально дозе облучения. Коэффициент радиационного роста G_{010} для всего интервала облучения составил 18 500.

У образца, предварительно отожженного при $T = 250^\circ\text{C}$ (см. рис. 3, кривая 2) в начальной стадии облучения (до дозы $\sim 3 \cdot 10^{14} \text{ нейтр/см}^2$) наблюдается ускоренное по сравнению с холодnodeформированным образцом удлинение. При дальнейшем увеличении дозы темп удлинения замедляется и при дозе $\sim 6 \cdot 10^{14} \text{ нейтр/см}^2$ скорость изменения длины устанавливается постоянной, но меньшей, чем у холодnodeформированного образца. Если несколько условно

характеризовать начальную скорость удлинения коэффициентом радиационного роста за первые 10 мин облучения $G_{010}^{\text{нач}}$, то его значение в этом случае составит около 26 300, а для линейного участка кривой — $G_{010}^{\text{лин}} \approx 10\,900$.

Предварительный отжиг урана при 400°C (см. рис. 3, кривая 3) приводит к увеличению $G_{010}^{\text{нач}}$ до 43 400, причем $G_{010}^{\text{лин}}$ уменьшается до ~ 7100 .

Для урана, отжигавшегося при 450°C (см. рис. 3, кривая 4), $G_{010}^{\text{нач}}$ принимает максимальное значение, равное $\sim 54\,500$, а $G_{010}^{\text{лин}}$ снижается до минимального значения 6100.

В случае урана, отожженного при 500°C (см. рис. 3, кривая 5), характер изменения длины образца существенно изменяется. Во-первых, резко уменьшается общее удлинение за весь период облучения ($0,15 \cdot 10^{-4}$ при дозе $\sim 5 \cdot 10^{15} \text{ нейтр/см}^2$), причем вплоть до дозы $2 \cdot 10^{15} \text{ нейтр/см}^2$ практически не наблюдается никакого удлинения и лишь затем размер образца начинает медленно возрастать. Во-вторых, отсутствует стадия ускоренного удлинения в начале облучения, хорошо выраженная у легкоотожженных образцов.

Характер изменения длины образца урана, отожженного при 620°C (см. рис. 3, кривая 6), в основном такой же, как у урана, отожженного при 500°C . При этом можно полагать, что в этом случае рост практически отсутствует (изменение прогиба около $0,035 \text{ мм}$).

Результаты облучения образцов при повышенной температуре приведены на рис. 4. Изменение длины холодnodeформированного урана (см. рис. 4, кривая 1) пропорционально дозе облучения, при этом $G_{010} \approx 5600$. Длина образца, отожженного при 250°C (см. рис. 4, кривая 2), также увеличивается приблизительно

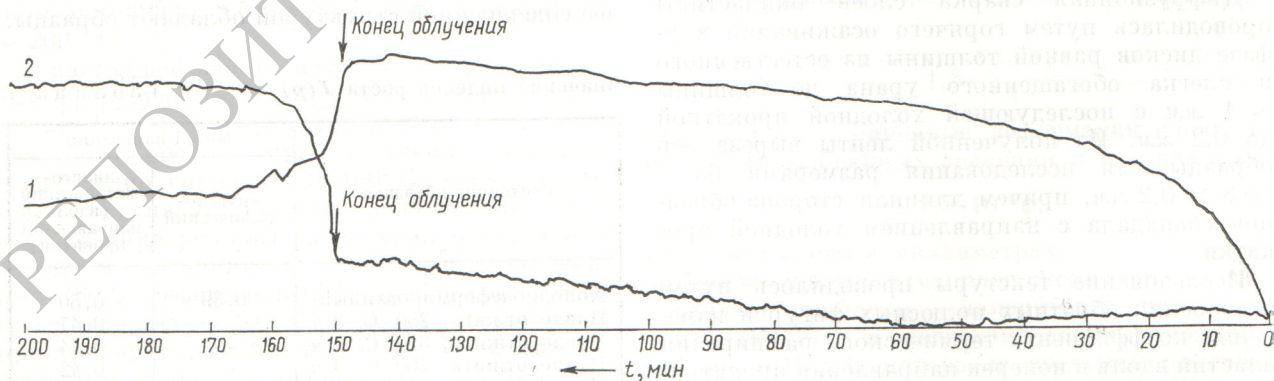


Рис. 2. Диаграмма показаний прибора ИВТ при облучении ($T_{\text{обл}} \approx -150^\circ\text{C}$) и при отжиге ($T_{\text{отж}} \approx 0^\circ\text{C}$):

1 — образец, отожженный при 450°C ; 2 — образец, отожженный при 500°C .

но линейно, однако с меньшей скоростью. Предварительный отжиг при 400 и 450° С (см. рис. 4, кривые 3 и 4) приводит к несколько ускоренному удлинению в начале облучения ($G_{010}^{нач}$ равно 7 300 и 8 200 соответственно), затем следует кратковременный период отсутствия роста и, наконец, линейное изменение удлинения в зависимости от дозы, причем $G_{010}^{лин}$ равен 3 000 и 4 400 соответственно. У образцов, облучаемых при повышенной температуре, начальная стадия ускоренного роста выражена значительно слабее, чем при низкой температуре.

У образца, предварительно отожженного при 500° С (см. рис. 4, кривая 5), характер кривой удлинения изменяется. Вначале изменение длины практически отсутствует. После инкубационного периода ($\sim 1,5 \cdot 10^{16}$ нейтр/см²) наблюдается приблизительно линейное возрастание удлинения ($G_{010} \approx 1200$). Характер изменения длины образца урана, отожженного при 620° С, в основном такой же, как на кривой 5. Однако инкубационный период увеличивается до $\sim 3 \times 10^{16}$ нейтр/см²; для линейного участка кривой $G_{010} = 1\ 300$.

В табл. 2, 3 приведены вычисленные значения G_{Δ} и G_{010} для двух температур, причем определены: 1) среднее значение за все время облучения $G_{ср}$; 2) начальное значение (за первые 10 мин облучения) $G_{нач}$; 3) значение для линейного участка $G_{лин}$. В табл. 2 приводится также отношение $G_{нач}/G_{лин}$, характеризующее нелинейность зависимости $\epsilon = f(nvt)$.

Из анализа рис. 3, 4 и табл. 2, 3 могут быть сделаны следующие выводы.

1. Понижение температуры облучения с 160 до -150° С способствует значительному увеличению скорости радиационного роста у текстурованного урана, причем скорость роста зависит от предварительного исходного состояния.

2. У образцов отожженных, но не претерпевших рекристаллизации, кривая удлинения в зависимости от дозы при низкотемпературном облучении оказывается нелинейной и приближенно может быть разделена на две части: затухающую (до $\sim 0,5 \cdot 10^{15}$ нейтр/см²) и линейную. Начальная скорость роста при низкотемпературном облучении увеличивается с увеличением температуры предварительного отжига, а наклон линейной части, наоборот, уменьшается, что создает меньший общий эффект для более высокоотожженных образцов при большем времени облучения.

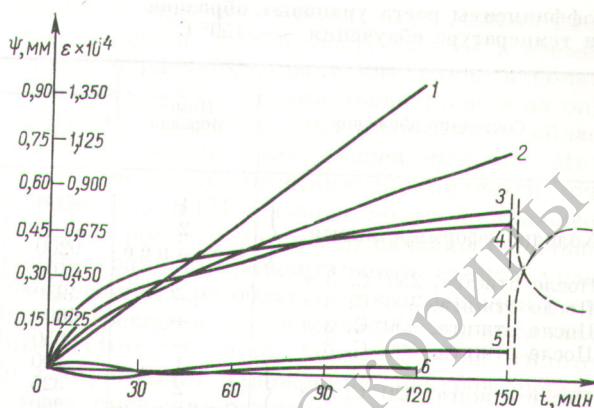


Рис. 3. Изменение прогиба ψ (деформации ϵ) в зависимости от времени при $T_{обл} \approx -150^\circ \text{C}$ для образцов:

1 — холоднодеформированного; 2 — после отжига, 250° С, 3 ч; 3 — после отжига, 400° С, 3 ч; 4 — после отжига, 450° С, 3 ч; 5 — после отжига, 500° С, 3 ч; 6 — после отжига, 620° С, 3 ч; пунктиром показано изменение прогиба при отжиге без облучения.

3. У рекристаллизованных образцов (отожженных при 500 и 620° С), облучавшихся при низкой температуре до дозы $\sim 5 \cdot 10^{15}$ нейтр/см², удлинение вообще отсутствует или весьма незначительное. Во время облучения тех же образцов при повышенной температуре рост также отсутствует, но лишь до некоторой предельной дозы.

Величина «инкубационного периода» тем больше, чем выше температура предварительного отжига. Таким образом, рекристаллизация значительно снижает скорость радиационного роста урана.

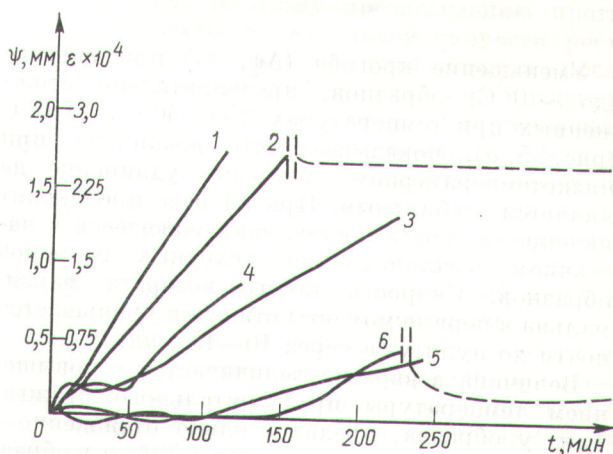


Рис. 4. Изменение прогиба ψ (деформации ϵ) в зависимости от времени облучения t при $T_{обл} \approx 160^\circ \text{C}$.

Обозначения кривых см. на рис. 3 (пунктиром показано изменение прогиба при выдержке без облучения, $T \approx 70^\circ \text{C}$).

Коэффициенты роста урановых образцов при температуре облучения $\sim 150^\circ\text{C}$

Таблица 2

Состояние образцов	Номер образца	G_{Δ}			G_{010}			$\frac{G_{\text{нач}}}{G_{\text{лин}}}$
		средний	началь- ный	линей- ный	средний	началь- ный	линей- ный	
Холоднодеформированный	1	9300	9 000	9400	18 600	18 000	18 800	0,96
	2	9100	8 800	9200	18 200	17 600	18 200	0,96
	Среднее	9200	8 900	9300	18 400	17 800	18 600	0,96
	—	6400	12 350	5100	13 600	26 300	10 900	2,40
	—	4950	18 200	3000	11 800	43 400	7 150	6,08
После отжига, 250°C , 3 ч	—	4600	21 800	2450	11 400	54 500	6 150	8,9
После отжига, 400°C , 3 ч	—	650	0	—	1 100	0	—	—
После отжига, 450°C , 3 ч	—	200	0	—	300	0	—	—
После отжига, 500°C , 3 ч	—	325	0	—	480	0	—	—
После отжига, 620°C , 3 ч	—	260	0	—	390	0	—	—
После отжига, 620°C , 3 ч	1	200	0	—	300	0	—	—
После отжига, 620°C , 3 ч	2	325	0	—	480	0	—	—
После отжига, 620°C , 3 ч	Среднее	260	0	—	390	0	—	—

Коэффициенты роста урановых образцов при температуре $\sim 160^\circ\text{C}$

Таблица 3

Исходное состояние	Номер образца	G_{Δ}			G_{010}		
		средний	началь- ный	линей- ный	средний	началь- ный	линей- ный
Холоднодеформированный	1	2850	—	3000	5700	—	6100
	2	2900	—	3050	5800	—	6100
	3	2700	—	2700	5400	—	5400
	Среднее	2800	—	2900	5600	—	5850
	—	2100	—	2200	4500	—	4700
После отжига, 250°C , 3 ч	—	1150	3100	1250	2750	7300	3000
После отжига, 400°C , 3 ч	—	1350	3500	1850	—	8250	4400
После отжига, 450°C , 3 ч	—	850	0	650	600	0	1100
После отжига, 500°C , 3 ч	—	400	0	900	600	0	1250
После отжига, 620°C , 2 ч	1	300	0	850	500	0	1200
	2	350	0	850	550	0	1200
	Среднее	350	0	850	550	0	1200

Уменьшение прогиба ($\Delta\psi$, %) при нагреве (до $\sim 0^\circ\text{C}$) образцов, предварительно отожженных при температурах 250, 400 и 450°C (рис. 5, а), показывает, что возникшее при низкотемпературном облучении удлинение не является стабильным. При нагреве происходит явление «возврата роста», заключающееся в частичном восстановлении исходных размеров образцов. Скорость такого возврата максимальна в первые моменты отжига и уменьшается почти до нуля уже через 10—15 мин.

Величина возврата увеличивается с повышением температуры предварительного отжига. Так, у образца, предварительно отожженного при 250°C , возврат составляет $\sim 30\%$, а у образца, отожженного при 450°C , он равен $\sim 45\%$.

Наиболее интересным представляется воздействие нагрева на облучавшийся при низкой тем-

пературе рекристаллизованный при 500°C образец (см. рис. 5, б). Холодное облучение дозой $\sim 5 \cdot 10^{15}$ нейтр/см² вызвало весьма малое изменение размера ($\psi \approx 0,07$ мм). При легком нагреве (до 0°C) возникает значительное увеличение ψ ($\sim 0,30$ мм), причем в первые 5—10 мин выдержки, как и возврат у легкоотожженных образцов. Таким образом, в данном случае как бы реализуется радиационный рост, накопленный в течение инкубационного периода.

Последний опыт можно сопоставить с результатами, полученными ранее на монокристаллах урана [3]. Образец, облученный при 110°C (дозой $\sim 10^{17}$ нейтр/см²) и не испытывавший при этом удлинения вдоль оси [010], при повышении температуры облучения до 430°K (150°C) начинает «расти» со скоростью, намного превы-

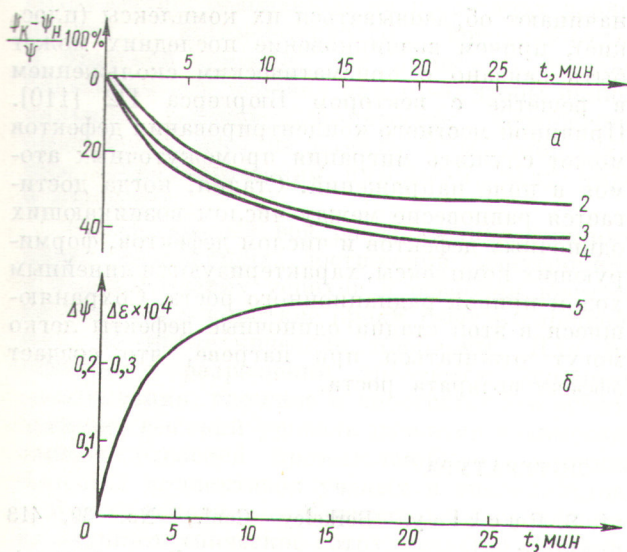


Рис. 5. Изменение прогиба $\frac{\psi_K - \psi_H}{\psi_H}$ и деформаций ϵ облученных при низкой температуре образцов в результате последующего отжига без облучения.

Обозначение кривых см. на рис. 3.

шающей нормальную скорость роста монокристалла при этой температуре облучения.

У холоднодеформированных и отожженных при низкой температуре образцов, облучавшихся при $T \approx 160^\circ \text{C}$, при выдержке их без облучения (температура выдержки $\sim 70^\circ \text{C}$), эффекта «возврата роста» практически не наблюдается. Однако у отожженных при 500 и 620°C образцов, претерпевших рост после инкубационного периода, наблюдается значительный эффект «возврата роста» во время вылеживания, и он тем больше, чем выше температура предварительного рекристаллизационного отжига (до 45% у образцов, отожженных при 620°C).

Обсуждение результатов

В настоящее время наименее изученным остается вопрос о зарождении элементов роста, в частности о происхождении тех первичных дефектов, которые наблюдаются под электронным микроскопом в виде бесструктурных образований (пятен) в уране, облученном малыми дозами и при пониженной температуре [10, 11].

Многие авторы рассматривают в качестве мест зарождения области быстрого торможения осколков деления, так называемые пики смещения или тепловые пики [1, 7, 12–15]. Согласно этой точке зрения, комплексы внедренных

атомов в виде дополнительных атомных слоев, или вакансий, вызывающих вычеты в атомных слоях, образуются сразу как целое в области пиков смещения, причем ориентировка их определяется давлением, оказываемым на область пика со стороны окружающей матрицы. Модификацией этого представления является точка зрения Бакли [7], согласно которой зарождение центров роста может быть связано с большой концентрацией промежуточных атомов урана, выброшенных из области пика смещения по каналам решетки (по направлениям, параллельным $[110]$). В свете новых фактов гипотеза о гетерогенном зарождении центров роста в пиках смещения встречает значительные трудности.

Ускорение роста при низких температурах трудно понять, если считать, что рост сводится только к аккумулярованию изменений, происходящих в пиках смещения. Необходимо принять, что образовавшиеся в пике смещения комплексы успевают значительно вырасти вследствие миграции дефектов из матрицы до того, как в данном объеме вторично возникнет пик смещения. Но если рост определяется диффузией, происходящей в период между двумя последовательными пиками смещения, то его температурная зависимость должна была бы быть обратной наблюдаемой в действительности.

Такой же малопонятной была бы и зависимость скорости роста от исходного состояния. Структура, остающаяся после пика смещения, не может существенно зависеть от «допикового» состояния в этой области. Если же считать, что рост связан с диффузией дефектов в «послепиковый» период, то этому представлению противоречит повышение начальной скорости роста при увеличении температуры отжига после холодного деформирования, так как предварительный отжиг должен был бы уменьшать скорость диффузии радиационных дефектов.

Чрезвычайно трудно подыскать какое-либо объяснение существованию «задержанного роста». Полное отсутствие роста в этот период при очевидном существовании пиков смещения в делящемся уране свидетельствует об отсутствии между ними прямой зависимости.

Авторы настоящей работы считают, что в свете новых фактов гипотеза о гетерогенном зарождении центров роста в пиках смещения встречает значительные трудности и радиационный рост в начальной стадии скорее может быть понят как результат возникновения одиночных дефектов. Эти представления [14] позволяют сделать следующие выводы.

1. Начальная стадия роста является в основном результатом возникновения одиночных дефектов, создающих анизотропную деформацию решетки α -урана во всем объеме облучаемого металла, а не в областях внутри или вблизи пиков смещения.

За счет вакансий, возникающих при выбивании атомов осколками деления (или быстрыми нейтронами), происходит сжатие внутри зигзагообразных слоев (сеток), из которых построена решетка α -урана. Смещенные атомы могут располагаться в позициях с координационным числом пять — пирамидальные дефекты — или четыре (шесть) — октаэдрические дефекты.

Объемная и осевые деформации, создаваемые пирамидальными дефектами, намного превышают деформации при возникновении октаэдрического дефекта. В более совершенном кристалле это способствует образованию дефектов октаэдрического типа, не сопровождающегося заметным изменением макроразмеров (задержанный рост). При наличии несовершенств решетки в исходном состоянии в основном образуются пирамидальные дефекты. Предполагается, что октаэдрическая позиция внедренного атома связана с переходом в шестивалентное состояние.

2. В первой стадии роста происходит частичная рекомбинация дефектов, что снижает их общее число. В холодnodeформированном металле внедренные атомы удерживаются от рекомбинации вследствие адсорбции на различного рода несовершенствах решетки. Кроме того, последние облегчают формирование комплексов внедренных атомов, определяющих вторую стадию роста. Этим объясняется общее увеличение скорости роста у холодnodeформированных образцов урана и постепенное снижение средней скорости роста по мере увеличения степени совершенства кристалла.

3. После того как локальная концентрация дефектов достигнет достаточной величины,

начинают образовываться их комплексы (плоские), причем возникновение последних может быть связано с призматическим скольжением в решетке с вектором Бюргерса $1/2 [110]$. Причиной местного концентрирования дефектов может служить миграция промежуточных атомов в поле напряжений. Стадия, когда достигается равновесие между числом возникающих одиночных дефектов и числом дефектов, формирующих комплексы, характеризуется линейным ходом кривой радиационного роста. Сохраняющиеся в этой стадии одиночные дефекты легко могут отжигаться при нагреве, что создает эффект возврата роста.

ЛИТЕРАТУРА

1. S. Buckley. Berkeley Conf., No. 39, 413 (1961).
2. C. Weinberg. J. Quere. 6 colloque de Metallurgie CEN Saclay, 9, 35 (1962); J. Quere, J. Doulat. Compt. rend, 252, 1305 (1961).
3. B. L. Ooms et al. Appl. Phys. Letters, 5, 135 (1964).
4. А. Н. Холден. Физическое металловедение урана. М., Metallurgizdat, 1962.
5. J. Burke, A. Turkalo. USAEC Report No. TID2505.
6. С. Т. Конобеевский и др. В кн. «Материалы Международной конференции по мирному использованию атомной энергии (Женева 1955)». Т. 7. М., Госхимиздат, 1958.
7. S. Buckley. Report AERE-R5262, 1966.
8. В. В. Абрамов. Остаточные напряжения и деформации в металлах. М., Mashgiz, 1963.
9. С. Т. Конобеевский. Действие облучения на материалы. М., Атомиздат, 1967.
10. B. Hudson et al. Phil. Mag., 7, 377 (1962).
11. B. Hudson et al. Phil. Mag., 10, 949 (1964).
12. Пью. В кн. «Металлургия ядерной энергетики и действие облучения на материалы». М., Metallurgizdat, 1958, стр. 668.
13. J. Burke, A. Turkalo. USAEC Report No. 1639, 1951.
14. С. Т. Конобеевский, «Атомная энергия», 24, 311 (1968).
15. A. Cottrell. Nucl. Power, 5, 130 (1960).

Плодотворное сотрудничество на благо мира и прогресса

А. Ф. ПАНАСЕНКОВ,

заведующий отделом по использованию атомной энергии в мирных целях Секретариата СЭВ

УДК 621.039

Столетие со дня рождения В. И. Ленина отмечается в обстановке распространения ленинских идей по всему миру. С именем Ленина, его идеями и делами неразрывно связаны современная история, все крупнейшие революционные события XX века и главные из них —

Великая Октябрьская социалистическая революция и образование мировой социалистической системы.

С возникновением мировой системы социализма родился и развивается новый тип международных отношений стран социалистического