

Влияние температуры и нейтронного облучения на пластическую деформацию монокристаллов α -урана

Ф. П. Бутра, З. Ф. Евкина, О. Л. Фуфаева,
И. А. Коробейников, Л. М. Лебедев

Изучалась пластическая деформация монокристаллов α -урана при различной кристаллографической ориентации и различной температуре. Дано объяснение вида кривых растяжения в зависимости от действия основных систем пластической деформации. Монокристаллы облучали нейтронами в реакторе при температурах до 100°C интегральными потоками до $5,5 \cdot 10^{17}$ нейтр/см и потоком $4 \cdot 10^{20}$ нейтр/см². Показано, что облучение в 3—5 раз повышает критическое скальвающее напряжение скольжения в плоскости (010), уменьшает относительное удлинение и область «легкого скольжения». Отжиг монокристаллов, облученных потоками до $5,5 \cdot 10^{17}$ нейтр/см², приводит к восстановлению механических характеристик.

Испытания на сжатие и растяжение монокристаллов и крупнозернистых образцов показали, что α -уран в зависимости от кристаллографического направления внешней силы деформируется скольжением, двойникованием, образованием полос деформации и сброса [1—6]. Во время испытаний на сжатие при -196°C [4] наблюдалось значительное повышение сопротивления скольжению в плоскости (010). В работе [7] в испытаниях на растяжение несовершенных монокристаллов при -196°C наблюдались те же системы пластической деформации, что и при комнатной температуре, за исключением полос деформации. Удлинение до разрыва в этих опытах не превышало 2%. Диаграммы растяжения и сжатия в работах [1—7] не приводятся.

Нейтронное облучение поликристаллического α -урана повышает электросопротивление [8, 9]. Облучение потоками, близкими к 10^{20} нейтр/см², приводит к полной потере пластичности (удлинение падает до нуля [10]).

Влияние нейтронного облучения на радиационный рост монокристаллов α -урана было рассмотрено ранее [11], тогда как сведений о пластической деформации облученных монокристаллов α -урана нет.

В настоящей работе приводятся диаграммы растяжения и данные о пластической деформации необлученных монокристаллов α -урана, испытанных на растяжение в интервале температур от 20 до -196°C . Деформация растяжением монокристаллов, облученных и отож-

женных после облучения, проводилась при комнатной температуре.

МЕТОДИКА РАБОТЫ

Монокристаллы готовили из урана, очищенного электролитически до 99,99%. Слитки раскатывали в медной оболочке при 600°C в пластины толщиной 0,6—0,8 мм, которые в холодном состоянии доводили до 0,5—0,4 мм. Из пластинок размером $100 \times 5 \times (0,4-0,5)$ мм штамповкой готовили образцы для растяжения. Длина их рабочей части 9 мм, ширина 1,5 мм. В таких образцах монокристаллы выращивались методом фазовой $\beta \rightarrow \alpha$ -перекристаллизации [6].

Растяжение монокристаллов проводилось на лабораторной установке со скоростью около 3 мм/ч, а также на машине ММ-150В. Для растяжения образцов при низких температурах использовалось устройство в виде металлической коробки, разделенной перегородкой на две секции. Одна секция, в которой находился образец, во время испытаний при температурах до -110°C заполнялась этиловым спиртом, при температурах от -130 до -160°C — изопентаном и при -196°C — жидким азотом. В другую секцию наливали жидкий азот. Охлаждали спирт и изопентан через перегородку и медные пластины, проходившие из одной секции в другую. Нужная температура образца достигалась путем дозировки жидкого азота во второй секции. Температуру измеряли термпарой, приваренной к верхней головке образца в точке, которая в течение всего опыта находилась в охлаждающей жидкости.

Монокристаллы, полученные $\beta \rightarrow \alpha$ -превращением, облучали в реакторе в герметизированных алюминиевых капсулах при температурах, не превышавших 100°C . Растяжение образцов, облученных потоками до $1,6 \times 10^{16}$ нейтр/см², проводили с местной свинцовой защитой на лабораторной установке. Монокристаллы, облученные потоками $2,5 \cdot 10^{16}$ нейтр/см² и выше, деформировали растяжением на машине ММ-150В с дистан-

ционным управлением и автоматической фото-записью диаграммы растяжения. К сожалению, на этой машине нельзя было получить удлинение свыше 70%.

Системы пластической деформации определяли по микрофотографиям и лауэграммам обратной съемки. Кривые напряжение — деформация строили по точкам с истинным напряжением по оси ординат.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

1. Необлученные монокристаллы

Деформации при комнатной температуре. На рис. 1 показаны ориентации осей растяжения всех монокристаллов и приведены типичные кривые растяжения в осях напряжение — деформация.

Как установлено в работе [12], монокристаллы области А (см. рис. 1) начинают деформироваться двойникованием $\{130\} - \langle 310 \rangle$ с последующим скольжением $(010) - [100]$ в сдвойникованных участках. С увеличением угла между $[100]$ и осью растяжения скольжение по (010) в сдвойникованных участках все более затрудняется из-за неблагоприятной ориентации (кривые 3, 5).

Монокристаллы области В до больших удлинений деформируются под действием малых

напряжений, и на кривых растяжения появляются значительные участки с малым упрочнением (кривые 15, 23). С наступлением интенсивного двойникования $\{130\}$ материал сильно упрочняется, на кривых растяжения появляется крутой подъем.

В монокристаллах области В пластическая деформация начинается при больших напряжениях двойникованием по нескольким плоскостям [например, $(172), (176), (112)$] с образованием полос деформации и сброса. Если при образовании полос деформации или сброса участки кристалла поворачиваются в положение, благоприятное для скольжения по (010) , то деформация идет до больших удлинений. Резких границ между областями А, В и В провести нельзя.

В монокристаллах, пластическая деформация которых начинается скольжением по системе $(010) - [100]$, определено критическое скалывающее напряжение S для этой системы:

$$S = \sigma_0 \sin \chi_0 \cdot \cos \lambda_0,$$

где σ_0 — предел текучести; $\sin \chi_0 \cdot \cos \lambda_0$ — ориентационный фактор, связывающий направление оси растяжения с плоскостью скольжения и направлением скольжения в ней [13]. Величина S зависит от совершенства структуры: в монокристаллах, полученных рекри-

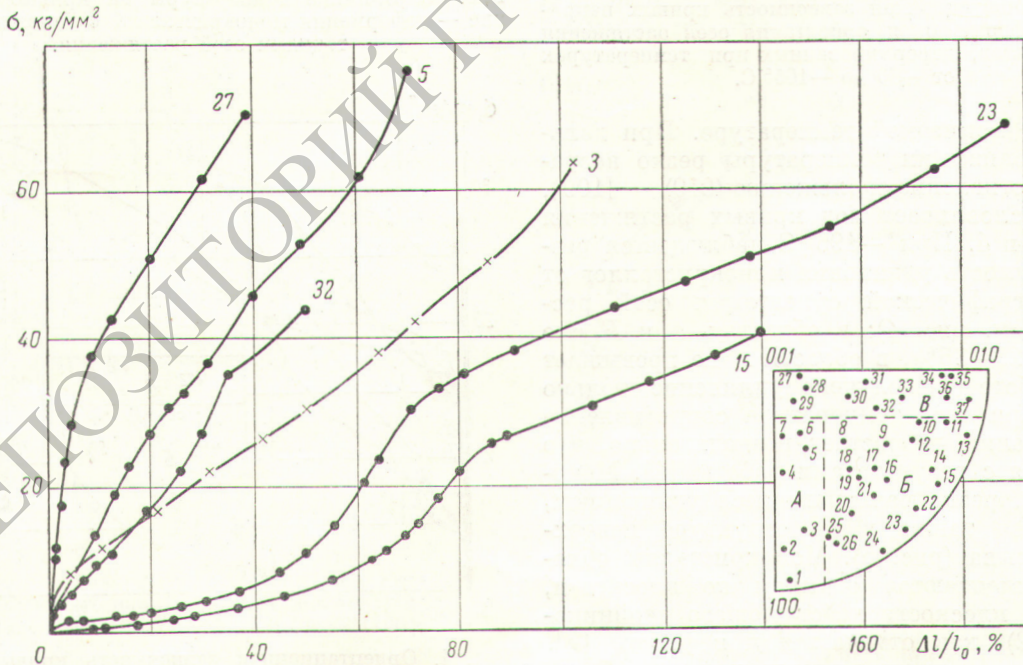


Рис. 1. Ориентационная зависимость кривых напряжение — деформация и ориентации осей растяжения монокристаллов, деформированных при комнатной температуре.

сталлизацией в α -фазе, она равна $0,280 \pm 0,03$ кг/мм², в полученных $\beta \rightarrow \alpha$ -превращением монокристаллах с разориентировкой блоков до $2-3^\circ S$ достигает значения 0,5—1,0 кг/мм².

Деформация при низких температурах. Снижение температуры до -100°C не вносит существенных изменений в ход кривых растяжения (рис. 2). Металлографические и рентгенографические данные показывают, что системы деформации при этих температурах те же,

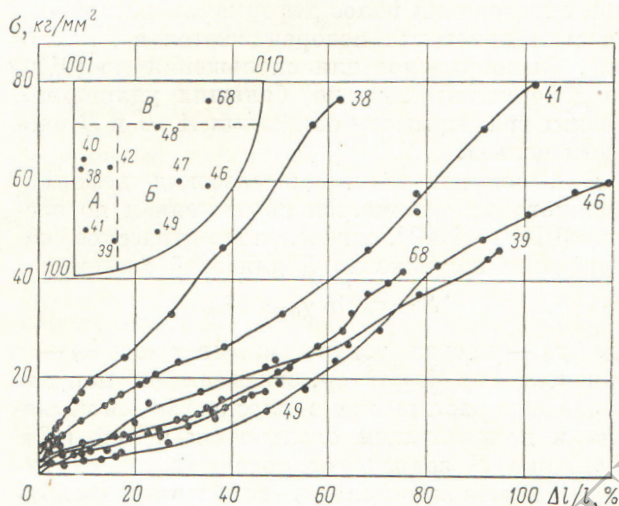


Рис. 2. Ориентационная зависимость кривых напряжение — деформация и ориентация осей растяжения монокристаллов, деформированных при температурах от -80 до -105°C .

что и при комнатной температуре. При дальнейшем понижении температуры резко возрастает сопротивление скольжению (010) — [100], что и обуславливает ход кривых растяжения на рис. 3 и 4. При -196°C наблюдается резкая зависимость удлинения монокристаллов от кристаллографической ориентации осей растяжения (см. рис. 4): в областях А и В оно достигает 25—35%, в области В не превышает 2%. В работе [7] получено удлинение только до 2%. При этой температуре сопротивление двойникованию возрастает незначительно, что согласуется с результатами работы [4]. Монокристаллы, резко различающиеся удлинением, различаются также и по структуре поверхности разрыва (рис. 5). Монокристаллы области В разрушаются отрывом по плоскости, близкой к плоскости действующего двойникования (172), как отмечается и в работе [7]. Поверхности разрыва монокристаллов с большим удлинением имеют ступенчато-пластинчатое

строение (см. рис. 5, а), и поэтому им невозможно приписать определенные индексы. Большие удлинения при -196°C наблюдаются только в тех монокристаллах, которые деформируются сочетанием двух систем: скольжения (010) — [100] и двойникования $\{130\} - \{310\}$. В этом случае локальные перенапряжения, возникающие при двойниковании, релаксируют за счет скольжения по плоскости (010), а корот-

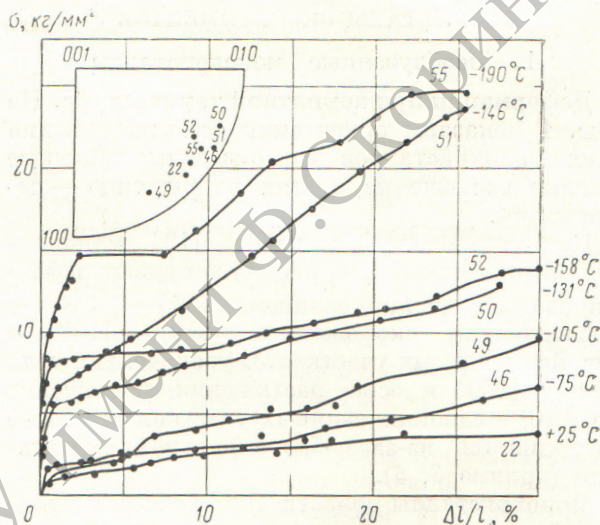


Рис. 3. Влияние температуры на кривые напряжение — деформация монокристаллов с близкими ориентациями осей растяжения.

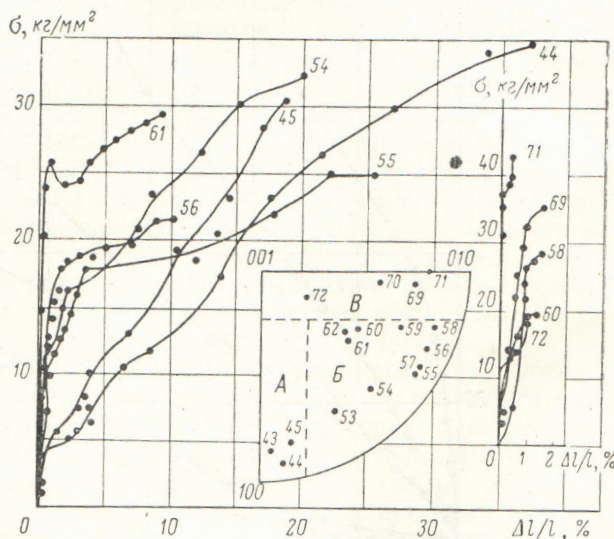


Рис. 4. Ориентационная зависимость кривых напряжение — деформация и ориентация осей растяжения монокристаллов, деформированных при -196°C .

кие и частые двойники (130) препятствуют развитию трещин в плоскости скольжения [14].

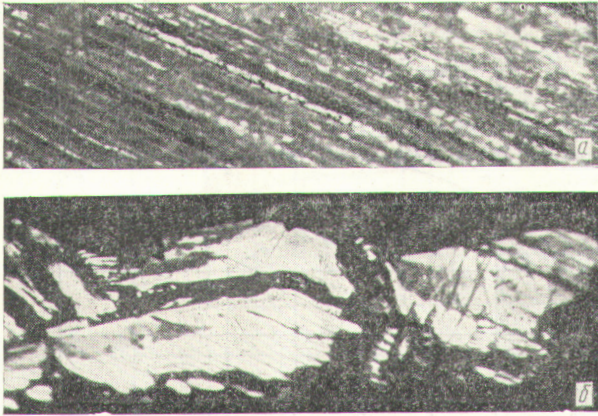


Рис. 5. Микрофотографии поверхностей разрыва монокристаллов, деформированных при -196°C ($\times 70$): а — образец 54; б — образец 69.

В тех же образцах, в которых деформация начинается двойникованием (172), для скольжения по (010) потребовалось бы усилие, превышающее предел прочности такого монокристалла.

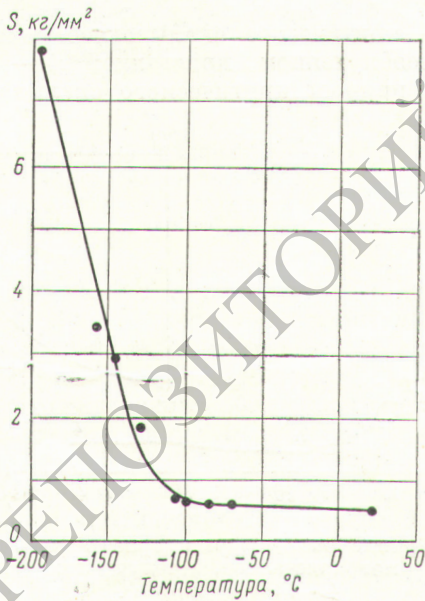


Рис. 6. Зависимость критического сдвигающего напряжения от температуры для системы скольжения (010) — [100].

Результаты растяжения при различных температурах для монокристаллов, деформация

которых начинается скольжением по плоскости (010), позволяют построить график зависимости усредненных значений критического сдвигающего напряжения от температуры для системы скольжения (010) — [100] (рис. 6).

2. Облученные монокристаллы

Рентгенографические и металлографические исследования показали, что облучение потоками до $1,6 \cdot 10^{16}$ нейтр/см² не изменяет систем пластической деформации. Но в облученных монокристаллах начало растяжения проходит менее однородно по сравнению с началом растяжения в необлученных монокристаллах. Линии на поверхности образца, появляющиеся в результате выхода полос скольжения, становятся более редкими и грубыми.

В облученных монокристаллах, деформация которых начинается скольжением по системе (010) — [100], предел текучести быстро возрастает при малых потоках и стремится к насыщению при потоках, близких к 10^{17} нейтр/см². На рис. 7 приведены начальные участки кривых напряжение — деформация для монокристаллов, которые деформировались до больших удлинений скольжением вследствие благоприятной ориентации осей растяжения для деформации по системе (010) — [100]. На кривых растяжения облученных монокристаллов также имеются участки, соответствующие легкому

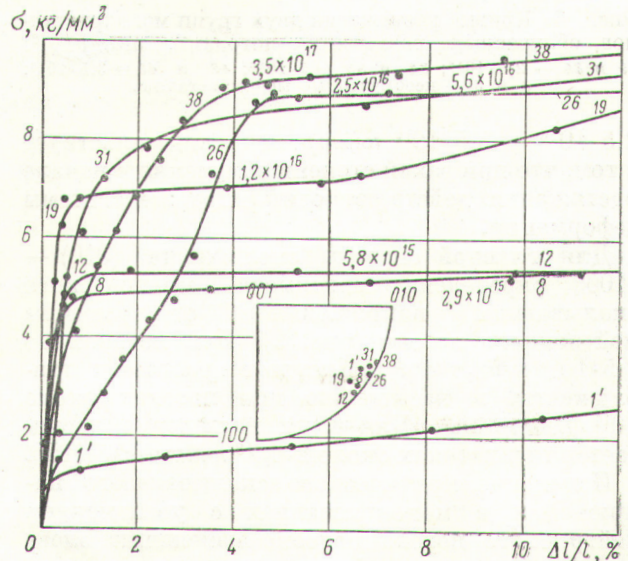


Рис. 7. Начальные участки кривых напряжение — деформация монокристаллов, облученных различными потоками в нейтр/см² (1' — необлученный монокристалл).

скольжению, однако величина их меньше, чем на кривых растяжения необлученных кристаллов. На записанных на машине кривых растяжения облученных монокристаллов ярко выражен «зуб текучести», который на кривых растяжения необлученных монокристаллов либо отсутствует, либо проявляется очень слабо (рис. 8). Вид записанных на машине кривых растяжения для необлученных монокристаллов и для монокристаллов, облученных потоками

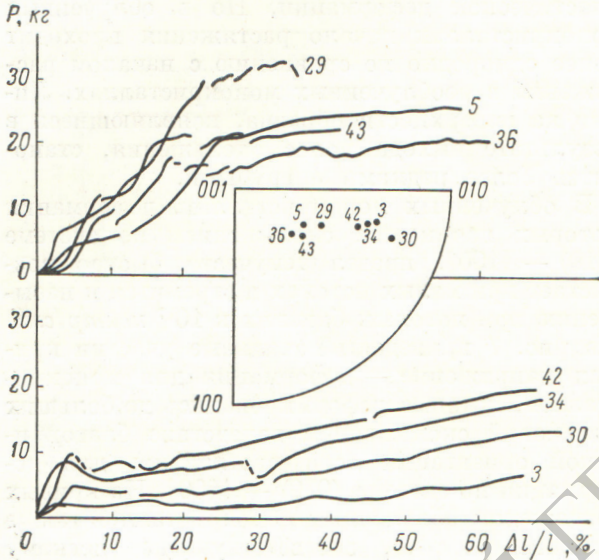


Рис. 8. Кривые растяжения двух групп монокристаллов, облученных различными потоками, нейтр/см²: 29 и 30 — $2,5 \cdot 10^{16}$; 34 и 36 — $5 \cdot 10^{16}$; 42 и 43 — $3,5 \cdot 10^{17}$; 3 и 5 — необлученные монокристаллы.

$2,5 \cdot 10^{16} - 5,5 \cdot 10^{17}$ нейтр/см², свидетельствует о том, что при такой степени облучения в начале растяжения действуют одни и те же системы деформации.

Для главной системы скольжения (010) — [100] определена зависимость критического скальвающего напряжения S от величины нейтронного потока (рис. 9). При потоках до $2,5 \cdot 10^{16}$ нейтр/см² S быстро возрастает и приближается к насыщению при потоках около 10^{17} нейтр/см². Для меди насыщение достигается при потоках около $2 \cdot 10^{18}$ нейтр/см² [15].

Изменение критического скальвающего напряжения в монокристаллах с увеличением нейтронного потока подобно изменению электросопротивления облученного поликристаллического α -урана [8, 9]. Поэтому насыщение S можно также объяснить прохождением всего материала через состояние термического пика,

когда наступает динамическое равновесие при температуре облучения между появляющимися и аннигилирующими радиационными дефектами.

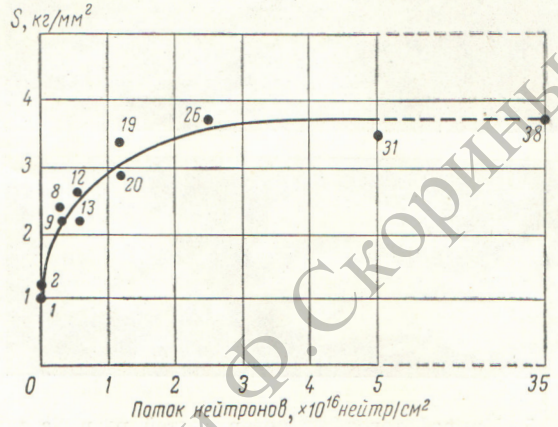


Рис. 9. Зависимость критического скальвающего напряжения от величины нейтронного потока для системы скольжения (010) — [100].

Кривая рис. 9 приближенно описывается выражением

$$S = S_0 + A(1 - e^{-vN}),$$

где S_0 — критическое скальвающее напряжение в необлученном кристалле; A — максимальный прирост критического скальвающего

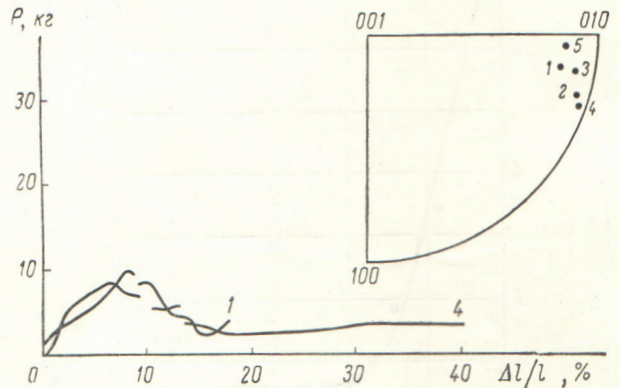


Рис. 10. Кривые растяжения и ориентация осей растяжения монокристаллов, облученных потоком $4 \cdot 10^{20}$ нейтр/см².

напряжения при облучении; v — объем термического пика; N — число делений в единице объема, пропорциональное величине нейтронного потока. В работе [8] показано, что объем термического пика в сплаве урана с 9% молиб-

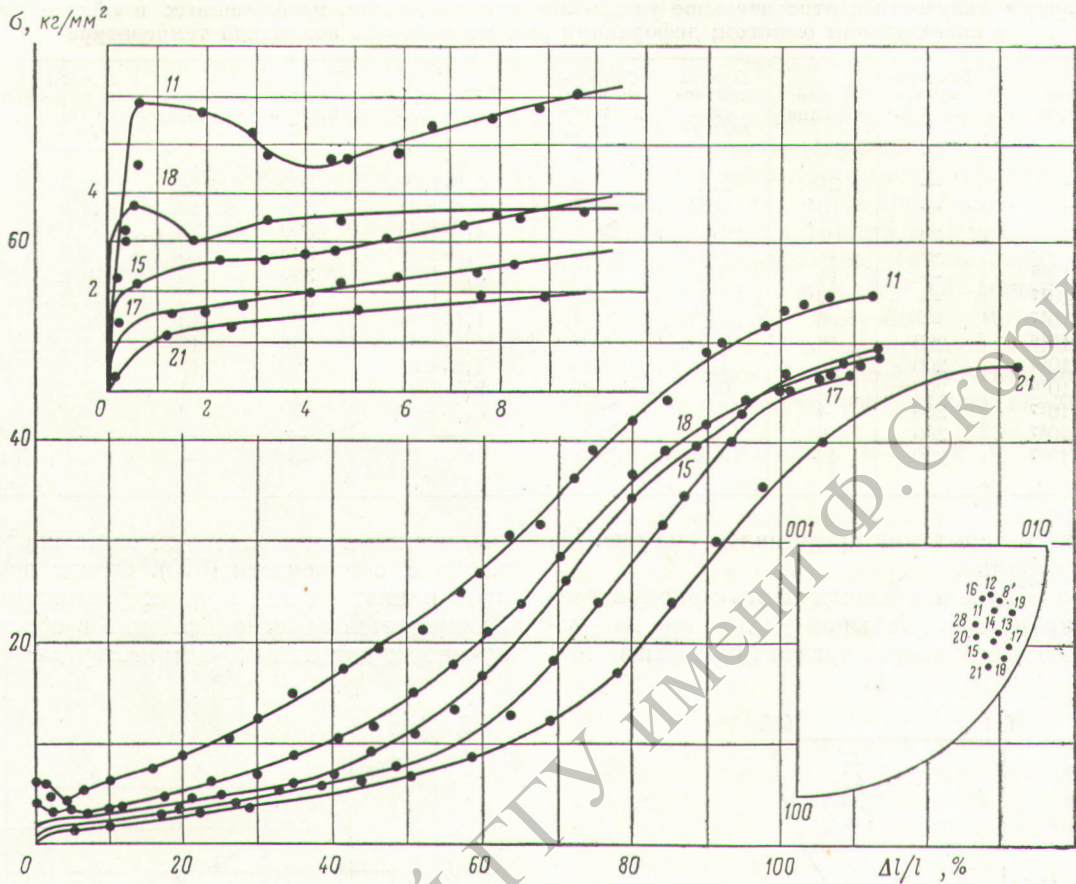


Рис. 11. Ориентация осей растяжения и кривые напряжение — деформация монокристаллов, облученных потоком $1,6 \cdot 10^{16}$ нейтр/см² и отожженных в течение 2 ч при различной температуре, °С: 18 — 200; 15 — 300; 17 — 450; 11 — без отжига; 21 — необлученный монокристалл.

дена, определенный по данным о диффузии, равен $2,38 \cdot 10^{-17} \text{ см}^3$, а согласно данным об отжиге в гомогенной фазе объем термического пика составляет $6,28 \cdot 10^{-17} \text{ см}^3$. Измерения электросопротивления облученного природного урана [9] показали, что объем термического пика равен $2 \cdot 10^{-16} \text{ см}^3$. По нашим данным, объем термического пика, определенный по изменению критического скалывающего напряжения, составляет $5,6 \cdot 10^{-16} \text{ см}^3$.

В монокристаллах, в которых начальная деформация идет скольжением по (010), после облучения потоком $4 \cdot 10^{20}$ нейтр/см² удлинение доходило до 40% (рис. 10). Следует заметить, что образцы деформировались неравномерно по всей длине, поэтому истинное относительное удлинение было еще больше. Другие монокристаллы, облученные в тех же усло-

виях, испытывались на изгиб, они выдержали до разрушения 15-кратное изгибание на 90° в одну и другую стороны. Таким образом, монокристаллы α -урана, облученные большими потоками нейтронов, обладают еще значительной пластичностью.

Влияние отжига после облучения. С целью выяснения устойчивости радиационных повреждений решетки, влияющих на механические свойства монокристаллов, при различной температуре были проведены опыты по отжигу облученных образцов.

Монокристаллы, облученные при температуре 60°С потоками $1,6 \cdot 10^{16}$ и $5,5 \cdot 10^{17}$ нейтр/см², отжигали в течение 2 ч при температурах 200, 300 и 450°С. Все монокристаллы имели близкие ориентации осей растяжения, соответствующие началу деформации скольжением по (010).

Предел текучести и относительное удлинение монокристаллов, необлученных и облученных с последующим отжигом; деформация растяжением при комнатной температуре

Поток, нейтр/см ²	Температура, отжига, °С	Номер образца	Предел текучести, кг/мм ²	Относительное удлинение, %	Поток, нейтр/см ²	Температура, отжига, °С	Номер образца	Предел текучести, кг/мм ²	Относительное удлинение, %
—	—	21	1,2	188	1,6 · 10 ¹⁶	300	15	2,5	113
—	—	8'	1,65	106	1,6 · 10 ¹⁶	300	19	3,6	132
—	—	54'	4,1	>71	1,6 · 10 ¹⁶	300	28	3,0	114
1,6 · 10 ¹⁶	—	11	5,8	113	5,5 · 10 ¹⁷	300	3	13,5	>71
1,6 · 10 ¹⁶	—	14	5,0	113	5,5 · 10 ¹⁷	300	5	9,2	>71
5,5 · 10 ¹⁷	—	7	21,3	>71	5,5 · 10 ¹⁷	300	9	14,2	>71
5,5 · 10 ¹⁷	—	8	22,1	>71	1,6 · 10 ¹⁶	450	13	1,2	109
1,6 · 10 ¹⁶	200	18	3,7	106	1,6 · 10 ¹⁶	450	16	2,2	120
1,6 · 10 ¹⁶	200	20	4,2	120	1,6 · 10 ¹⁶	450	17	1,4	110
1,6 · 10 ¹⁶	200	22	6,6	118	5,5 · 10 ¹⁷	450	1	6,2	>71
5,5 · 10 ¹⁷	200	4	11,6	>71	5,5 · 10 ¹⁷	450	2	4,8	>71
5,5 · 10 ¹⁷	200	6	15,9	>71	—	—	—	—	—
5,5 · 10 ¹⁷	200	10	13,2	>71	—	—	—	—	—

Результаты испытания представлены на рис. 11, 12 и в таблице.

После облучения пластичность монокристаллов сохранилась (большое удлинение до разрыва), но у них возрос предел текучести за счет

увеличения критического скалывающего напряжения S в плоскости (010). Отжиг при 200° С мало влияет на вид кривых растяжения, хотя S изменяется заметно, особенно в образцах, облученных потоком $5,5 \cdot 10^{17}$ нейтр/см² (рис. 13).

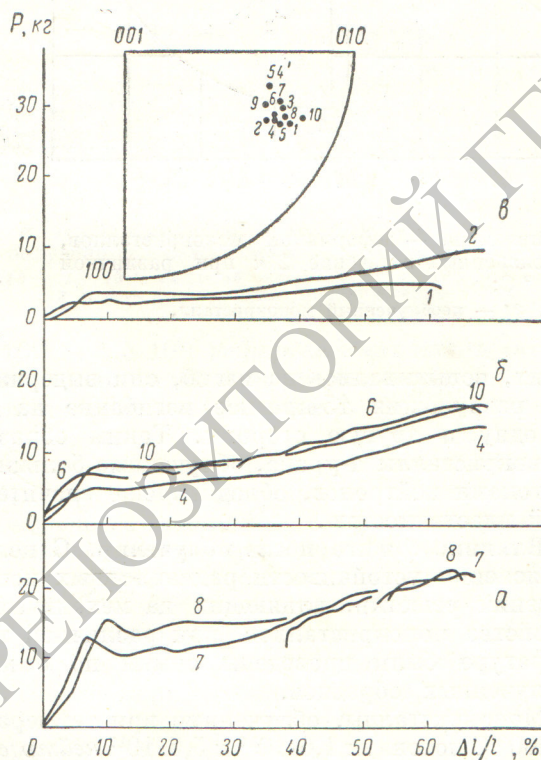


Рис. 12. Ориентация осей растяжения и кривые растяжения монокристаллов, отожженных в течение 2 ч после облучения потоком $5,5 \cdot 10^{17}$ нейтр/см²: а — без отжига; б — отжиг при 200° С; в — отжиг при 450° С.

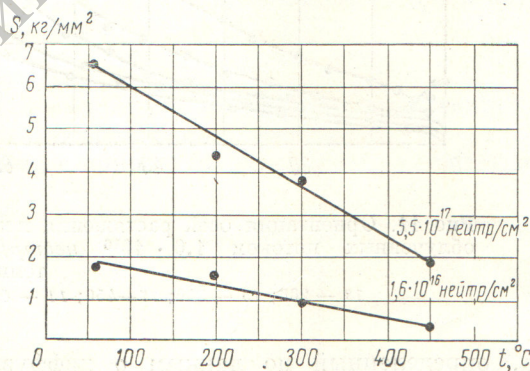


Рис. 13. Влияние температуры отжига облученных монокристаллов на критическое скалывающее напряжение системы (010) — [100].

Отжиг при 450° С после облучения потоком $1,6 \cdot 10^{16}$ нейтр/см² приводит монокристаллы в состояние, близкое к исходному (до облучения). На рис. 11 для сравнения приведена кривая растяжения необлученного кристалла. Радиационные повреждения монокристаллов, облученных потоком $5,5 \cdot 10^{17}$ нейтр/см², больше, поэтому в них зависимость S от температуры отжига (см. рис. 13) более резкая, и, по видимому, для этих образцов недостаточно двухчасового отжига при 450° С для полного разупрочнения.

При небольших степенях деформации на полированных поверхностях монокристаллов хорошо видны линии от полос скольжения. У необлученных кристаллов они тонкие и равномерно распределяются по поверхности. После

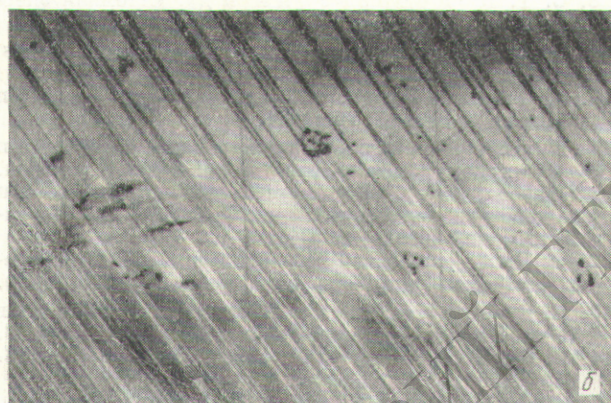


Рис. 14. Микрофотографии поверхностей монокристаллов после малых деформаций ($\times 120$):

a — необлученный монокристалл; *b* — монокристалл, облученный потоком $1,6 \cdot 10^{16}$ нейтр/см²; *в* — монокристалл, отожженный при 450°C в течение 2 ч после облучения.

облучения полосы скольжения становятся грубыми, промежутки между ними сильно различаются по величине (рис. 14). Отжиг при 200°C существенно не влияет на толщину и распределение полос скольжения на поверхности образцов. Отжиг при 450°C приводит к резким изменениям: толщина линий от полос скольжения и их распределение по поверхности становятся такими же, как и в необлученном монокристалле. Таким образом, двухчасовой отжиг при 450°C монокристаллов α -урана после облучения потоком $1,6 \times 10^{16}$ нейтр/см² ликвидирует радиационные нарушения кристаллической решетки, затрудняющие пластическую деформацию скольжением.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ И ВЫВОДЫ

Исследование растяжения монокристаллов α -урана при температурах от $+20$ до -196°C показало, что пластическая деформация как совершенных монокристаллов, полученных рекристаллизацией в α -области, так и несовершенных, полученных $\beta \rightarrow \alpha$ -превращением, идет по одним и тем же системам скольжения и двойникования. Но совершенство структуры влияет на такую механическую характеристику, как критическое скалывающее напряжение скольжения. В образцах с разориентировкой блоков в пределах $2-3^\circ$ для системы $(010) - [100]$ при комнатной температуре S равно $0,6 \pm \pm 0,3 \text{ кг/мм}^2$.

Наши опыты показали, что при соответствующей ориентации осей растяжения монокристаллы деформируются скольжением по системе $(010) - [100]$ с малым упрочнением до сравнительно больших удлинений (до 40%). Такой вид деформации называют легким скольжением. Скольжение по (010) наблюдается и при -196°C (см. рис. 3 и 4), однако повышение критического скалывающего напряжения в 10—12 раз для некоторых ориентаций осей растяжения затрудняет релаксацию локальных перенапряжений при двойниковании, что приводит к разрыву образцов при малых удлинениях.

Скольжение — простейший вид пластической деформации, и оно наиболее чувствительно к нарушениям кристаллической решетки. Поэтому влияние нейтронного облучения на пластическую деформацию наиболее четко проявилось в монокристаллах, ориентация осей растяжения которых соответствовала началу деформации скольжением по системе $(010) - [100]$. Повышение предела текучести и появление зуба текучести в таких образцах характеризует радиационное упрочнение.

В работах [16, 17] высказывается предположение, что в результате облучения быстрыми нейтронами в металлах образуются «обедненные зоны» с высокой концентрацией вакансий. Радиационное упрочнение объясняется дисперсным распределением обедненных зон и взаимодействием их с дислокациями. Путем электронномикроскопических наблюдений [18] в уране, облученном потоком тепловых нейтронов 10^{17} нейтр/см², обнаружены повреждения в виде рядов мелких точек, имеющих определенную кристаллографическую ориентацию, а также в виде петель дислокаций.

Нам точно не известна природа радиационных дефектов в облученных монокристаллах α -урана, но можно предположить, что радиационные повреждения решетки после облучения потоками до $5,5 \cdot 10^{17}$ нейтр/см² закрепляют источники генерации дислокаций и тем самым затрудняют деформацию скольжением. Сначала в области малых доз облучения повреждения решетки нарастают быстро, но по мере увеличения интегрального потока повышается роль радиационного отжига, пока не наступит динамическое равновесие между количеством появляющихся и аннигилирующих дефектов, что и приводит к насыщению критического скалывающего напряжения скольжения. После облучения большими потоками ($4 \cdot 10^{20}$ нейтр/см², выгорание 0,16%) монокристаллы обладают еще значительной пластичностью: удлинение достигает 40% при деформировании скольжением по (010).

Радиационные дефекты чувствительны к отжигу. Отжиг монокристаллов после облучения потоками до $5,5 \cdot 10^{17}$ нейтр/см² приводит к разупрочнению. После двухчасового отжига при 200° С критическое скалывающее напряжение системы (010) — [100] изменяется мало, тогда как после отжига при 450° С оно снижается и приближается к значениям для не-

облученных образцов. При температуре 450° С подвижность атомов уже значительна, что и приводит к рассасыванию комплексов радиационных дефектов, задерживающих размножение и движение дислокаций.

Поступила в Редакцию 22/II 1965 г.

ЛИТЕРАТУРА

1. R. Cah n. Acta metallurgica, 1, 49 (1953).
2. L. Lloyd, H. Chiswick. Trans. AIME, 203, 1209 (1955).
3. P. Lacombe, D. Calais, N. Simenel. J. Nucl. Materials, 4, 325 (1959).
4. R. Teeg, R. Ogilvie. J. Nucl. Materials, 3, 81 (1961).
5. L. Lloyd et al. J. Nucl. Materials, 4, 231 (1961).
6. Р. Лякомб, Д. Кале. В кн. «Труды Второй международной конференции по мирному использованию атомной энергии». Избр. докл. иностранных. Т. 6. М., Атомиздат, 1959, стр. 126.
7. A. Lemogne, P. Lacombe. J. Nucl. Materials, 8, 116 (1963).
8. С. Т. Кознобеевский и др. «Атомная энергия», 4, 34 (1958).
9. G. Queyre, F. Nakache. J. Nucl. Materials, 2, 203 (1959).
10. S. Billington, J. Crawford. Radiation Damage Solids. N.Y., 1961.
11. В кн. «Материалы Международной конференции по мирному использованию атомной энергии. (Женева, 1955). Металлургия ядерной энергетики и действие облучения на материалы». М., Металлургиздат, 1956, стр. 642.
12. Ф. П. Бутра, Э. Ф. Евкина, О. П. Фурфеева. «Физика металлов и металловед.», 15, 873 (1963).
13. Е. Шмидт, В. Боас. Пластичность кристаллов (в особенности металлических). М., ГОНТИ, 1938.
14. В. И. Рожанский. «Докл. АН СССР», 123, 648 (1958).
15. R. Jamison, T. Blewitt. Phys. Rev., 91, 237 (1953).
16. A. Seeger. Radiation Damage Solids. Vol. 1. Vienna, IAEA, 1962, p. 101.
17. J. Diehl et al. Phys. Letters, 4, 236 (1963).
18. E. Ruede, S. Amelinckx. J. Nucl. Materials, 9, 116 (1963).

