

Исследования в области металловедения плутония, урана и их сплавов*

*А. А. Бочвар, С. Т. Конобеевский, А. С. Займовский, Г. Я. Сергеев,
В. И. Кутайцев, Н. Ф. Правдюк, Б. М. Левитский*

В статье дается краткий обзор основных направлений исследований по металловедению ядерного горючего — плутония, урана и их сплавов, проводившихся в СССР в связи с созданием и развитием атомной энергетики.

В первом разделе, наряду с краткой характеристикой свойств металлического плутония, излагаются закономерности взаимодействия плутония с другими элементами в зависимости от их положения в периодической системе Д. И. Менделеева.

Во втором разделе рассматривается ряд свойств урана, его поведение при циклической термообработке и облучении в зависимости от легирования, термической и механической обработок. Обсуждаются также методы обработки урана давлением.

Третий раздел посвящен влиянию облучения нейтронами на структуру и свойства металлов и сплавов.

Развитие в СССР атомной энергетики сделало необходимым широкое и детальное изучение основных материалов атомных реакторов и прежде всего ядерного горючего — плутония, урана и их сплавов. Потребовалось в чрезвычайно короткие сроки исследовать структуру, физические, физико-химические и механические свойства этих металлов и сплавов, изучить множество диаграмм состояния, выяснить основные закономерности взаимодействия урана, плутония и их сплавов с множеством конструкционных материалов и материалов теплоносителей при высоких температурах. Наконец, необходимо было изучить целую группу совершенно новых явлений, связанных с воздействием нейтронного потока на структуру, свойства и форму изделий из делящихся и неделящихся материалов.

ПЛУТОНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

В первый период развития работ в области металловедения плутония, когда иссле-

дователи располагали весьма малым количеством этого металла, отечественными учеными были разработаны методы металлографического, термического и дилатометрического анализов с применением малых и микроскопических образцов. Широко были использованы методы рентгеноструктурного анализа и различные другие методы определения физических и механических свойств плутония и его сплавов.

Токсические свойства плутония привели к необходимости разработать приемы безопасной работы, конструирования и изготовления специальных камер и аппаратуры.

Исследования плутония и его сплавов охватили чрезвычайно широкий круг вопросов структуры и свойств. Были определены температуры и тепловые эффекты плавления и фазовых переходов и измерены объемные изменения при этих превращениях. Была измерена теплопроводность плутония и его сплавов, имеющих различную кристаллическую структуру.

Среди физических свойств, подвергнутых определению, следует назвать электропроводность и ее температурный коэффициент, термоэлектродвижущую силу, парамагнитную восприимчивость.

*) Настоящий обзор составлен с помощью и с использованием материалов многих исследователей.

Механические свойства плутония и его сплавов были изучены в широком диапазоне температур.

Металлический плутоний

По своей структуре и свойствам металлический плутоний сильно отличается от многих других металлов. Металлический плутоний обладает шестью аллотропическими модификациями, устойчивыми в следующих температурных интервалах:

α -фаза	ниже 119° С,
β -фаза	119—218° С,
γ -фаза	218—310° С,
δ -фаза	310—450° С,
η -фаза	450—472° С,
ϵ -фаза	472—точка плавления 640° С.

Структура модификаций δ , η и ϵ была определена советскими исследователями. Полученные результаты совпадают с данными, опубликованными в иностранной печати. Структура α - и γ -фаз определена иностранными учеными, структура β -фазы до сих пор остается нерасшифрованной.

Из указанных шести модификаций одна лишь ϵ -фаза обладает свойствами, присущими простым металлам. Три нижние модификации: α , β и γ — имеют сложную кристаллическую структуру, свидетельствующую о частичной потере металлических свойств плутония по мере понижения температуры.

Сложный характер сил межатомных связей в плутонии находит яркое выражение в значении коэффициентов термического расширения. Фазы α , β и γ обладают сильно выраженной анизотропией термического расширения. Можно отметить, например, что коэффициент термического расширения γ -фазы имеет по отдельным осям значения от значительного отрицательного до большого положительного. Совершенно необычным для металлов является наличие отрицательного значения коэффициента термического расширения δ -плутония. Необычный характер структуры δ -фазы проявляется также в том, что, обладая структурой компактной упаковки, дающей в обычных металлах максимальную плотность, эта фаза имеет наименьшую плотность из всех модификаций плутония.

Переход одной кристаллической модификации плутония в другую сопровождается объемными эффектами, которым соответствуют определенные величины изменения теплосодержания. Так, например, переход $\alpha \rightarrow \beta$ сопровождается объемным изменением на 11% и тепловым эффектом 3,2 кал/г, а переход $\delta \rightarrow \eta$ — практически нулевыми объемными и тепловыми эффектами. Значительная величина объемного эффекта при переходе $\alpha \rightarrow \beta$ и сравнительно низкая температура этого превращения при сравнительно малой пластичности обеих модификаций, особенно α -фазы, приводит к появлению в металле напряжений и микротрещин, а также к соответствующему уменьшению плотности, особенно если фазовые переходы совершаются многократно (циклическая термообработка).

Установлено, что при циклической термообработке с переходом $\alpha \rightleftharpoons \beta$ наряду с общим увеличением объема происходит значительное изменение формы образца (удлинение или укорочение в зависимости от условий нагрева и охлаждения).

Существенное внимание уделялось определению основных констант механических свойств. Установлено, что низкотемпературная модификация плутония обладает высокой прочностью и малой пластичностью. При нагреве плутония в области α -фазы твердость снижается до 170 кг/мм², а в высокотемпературных фазах значение твердости и прочности резко падает. Модуль Юнга для плутония равен $8,9 \cdot 10^{11}$ дин/см², модуль сдвига — $3,7 \cdot 10^4$ дин/см² и коэффициент Пуассона — 0,21.

Результаты определения магнитных свойств показали, что плутоний принадлежит к числу парамагнетиков с магнитной восприимчивостью $2,4 \div 2,5 \cdot 10^{-6}$. При переходе от одной модификации к другой наблюдаются заметные скачки в магнитной восприимчивости (например, +4,8% при переходе $\alpha \rightarrow \beta$). Изменение магнитной восприимчивости при фазовых переходах было использовано как один из методов изучения фазовых превращений в чистом металле и его сплавах.

Существование большого количества модификаций, значительные объемные изменения при фазовых переходах и малая пластичность плутония при низких температурах усложняют технологию его обработки. В соответствии с этим при изготовлении тех или иных изделий проблема легирования,

играющая, как известно, весьма важную роль в черной и цветной металлургии, приобретает для плутония исключительное значение.

Сплавы плутония

К настоящему времени в СССР изучен характер взаимодействия плутония с большим количеством элементов периодической системы Д. И. Менделеева.

Часть изученных диаграмм состояния уже была опубликована*). При изучении сплавов плутония были установлены определенные закономерности, связанные с положением элементов в периодической системе. Так, например, при взаимодействии плутония с переходными элементами четвертого периода способность к образованию химических соединений возрастает по мере увеличения порядкового номера элемента. В то время как с ванадием и хромом плутоний не дает химических соединений, с марганцем и элементами железной группы плутоний образует ряд химических соединений, число которых возрастает от 1 у марганца до 5 у никеля. Плутоний растворяет в твердом состоянии элементы III и IV группы, причем растворимость элементов зависит от порядкового номера. Широкие области твердых растворов с различными модификациями плутония образуются в сплавах с элементами актинидной группы, в частности с торием и ураном.

Ввиду невозможности дать полный анализ характера взаимодействия плутония со многими элементами периодической системы в дальнейшем будут рассмотрены характерные примеры диаграмм состояния плутония.

Сплавы с металлами I группы. В твердом состоянии плутоний не вступает во взаимодействие со щелочными металлами. Эти элементы являются активными восстановителями соединений плутония. С медью и ее аналогами плутоний образует ряд соединений, например, с медью — PuCu_2 , PuCu_4 и PuCu_6 .

Сплавы с металлами II группы. С щелочноземельными металлами — бериллием и магнием плутоний образует химические соедине-

ния остальные же элементы в твердом состоянии с плутонием не взаимодействуют.

В качестве примера на рис. 1 приведена диаграмма состояния плутоний — бериллий. В этой системе существует одно химическое соединение состава PuBe_{13} , обладающее кубической структурой типа NaZn_{13} с перио-

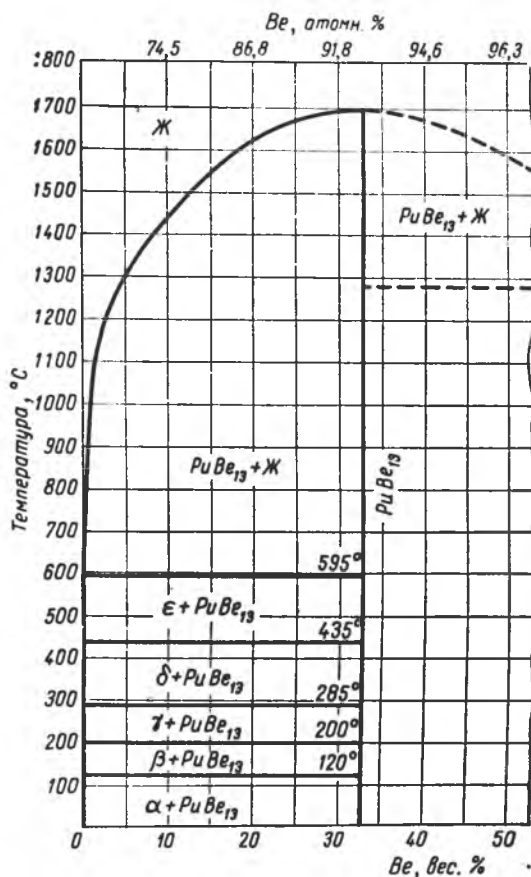


Рис. 1. Диаграмма состояния плутоний—бериллий.

дом решетки $a = 10,274 \text{ \AA}$. Сплавы плутоний—бериллий, обладающие нейтронным излучением, максимальная интенсивность которого составляет $67 \cdot 10^6 \text{ нейтр} \cdot \text{кг/сек}$, применяются в качестве материала для изготовления нейтронных источников. Высокая хрупкость химического соединения PuBe_{13} обусловливает технологические приемы изготовления источников методом прессования измельченного порошка.

С цинком и его аналогами плутоний образует ряд химических соединений.

*) С. Т. Конобесовский. Сессии АН СССР по мирному использованию атомной энергии (засед. отд. хим. наук). Изд. АН СССР, 1955, стр. 362.

Сплавы с элементами III группы. Характерным примером взаимодействия плутония с элементами III группы является система плутоний — алюминий. Диаграмма состояния плутоний — алюминий характеризуется наличием 5 химических соединений: Pu_3Al , $PuAl$ (состав условный), $PuAl_2$, $PuAl_3$ и $PuAl_4$. Данные о структуре указанных соединений и их микротвердости приведены в табл. 1.

Со стороны плутония диаграмма характеризуется наличием ограниченных областей твердых растворов. При комнатной тем-

пературе химическому соединению Pu_3Zr и имеет ромбическую решетку с периодами: $a=10,39 \text{ \AA}$, $b=10,44 \text{ \AA}$, $c=11,18 \text{ \AA}$. В одной элементарной ячейке 8 формульных единиц (молекул), рентгенографическая плотность — $16,7 \text{ г/см}^3$. Образование этой фазы сопровождается повышением твердости сплавов от 50—70 до 230 кг/мм^2 .

Сплавы с переходными элементами V—VIII групп. Как уже упоминалось, с переходными элементами 4-го периода — ванадием и хромом — плутоний дает диаграммы

Таблица 1

Структура и микротвердость соединений плутония с алюминием

Фаза	Элементарная ячейка			Рентгено- графическая плотность г/см ³	Микротвер- дость кг/мм ²
	тип решетки	параметры, $\text{\AA}$	число фор- мульных еди- ниц в ячейке		
Pu_3Al	Тетрагональная	$a=4,499$ $c=4,536$	1	13,45	215
$PuAl$	Сложная кубическая	$a=10,76$			
$PuAl_2$	Кубическая типа $MgCu_2$	$a=7,838$	8	8,09	410
$PuAl_3$	Гексагональная	$a=6,084$ $c=14,427$	6	6,89	535
$PuAl_4$	Ромбическая типа UAl_4	$a=4,387$ $b=6,262$ $c=13,714$			
			4	6,11	325

пературе равновесному состоянию распавшихся сплавов соответствует структура $\alpha + Pu_3Al$. Сплавы плутония с алюминием являются слабыми излучателями нейтронов.

Сплавы с переходными элементами IV группы. С переходными элементами IV группы плутоний дает наиболее широкие области твердых растворов на основе решеток ϵ - и δ -фаз плутония.

Типичным примером такого характера взаимодействия является диаграмма состояния плутония с цирконием. Между ϵ -фазой плутония и β -фазой циркония образуется непрерывный ряд твердых растворов на основе объемно-центрированной кубической решетки. При более низкой температуре существуют ограниченные области твердых растворов на основе плутония или циркония.

В интервале 5—9 вес. % циркония δ -фаза при температуре ниже 350°C испытывает превращение в новую фазу со сложной кристаллической структурой. Эта фаза соот-

стояния простого эвтектического типа. В качестве примера на рис. 2 приведена диаграмма состояния плутоний — ванадий. С остальными металлами этого ряда диаграммы состояния характеризуются наличием нескольких химических соединений. При этом соединение типа PuX_2 во всех случаях, кроме никеля, образуется из жидкого состояния с открытым максимумом. Остальные соединения образуются по перитектическим реакциям. В качестве типичной диаграммы этих сплавов на рис. 3 приведена диаграмма состояния плутоний — железо.

Аналогичные закономерности наблюдаются и в случае взаимодействия плутония с переходными элементами 5 и 6-го периодов. Примером сложной диаграммы состояния может служить система плутоний — осмий (рис. 4).

Сплавы плутония с металлами актинидной группы. Диаграммы состояния с элементами актинидной группы характеризуются наличием широких областей гомогенности

как на основе кристаллических решеток исходных компонентов, так и на основе новых сложных кристаллических решеток,

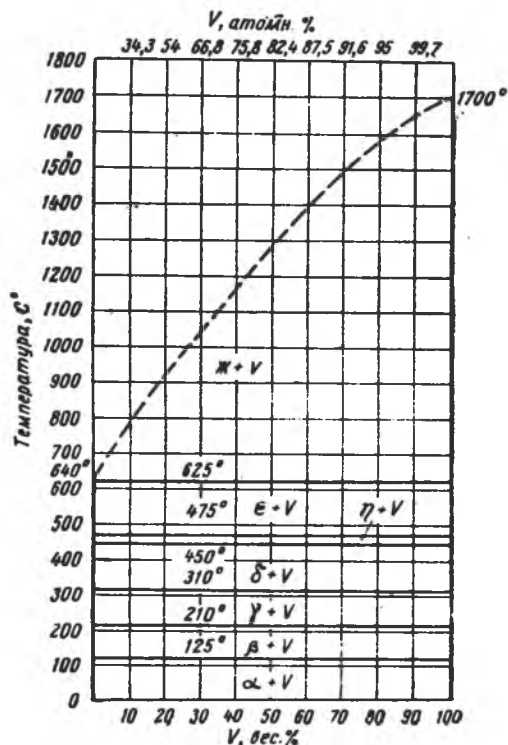


Рис. 2. Диаграмма состояния плутоний — ванадий.

образующихся в определенных интервалах концентраций. Такой характер взаимодействия является следствием близкой химической природы этих металлов, принадлежащих, как известно, к группе 5f элементов и обладающих сходным строением внешней части электронного облака. Особенно интересной является диаграмма уран—плутоний.

УРАН И ЕГО СПЛАВЫ

Ввиду легкой окисляемости урана требовались специальные условия, устройства и методы для исследования его физических и механических свойств. Советскими инженерами разработаны специальные индукционные печи для вакуумной плавки и вакуумной разливки расплавленного металла, освоены новые материалы для тиглей и форм. Сконструированы ва-

куумные печи и печи с инертной атмосферой для термической обработки. Аппаратура для определения механических свойств при повышенных температурах снабжена герметическими устройствами, предотвращающими окисление урана и его сплавов.

Тепловыделяющие элементы из металлического урана, как правило, работают в течение длительного времени при повышенных температурах в условиях значительного температурного градиента и сложно-напряженного состояния. Надежность их работы определяется прежде всего структурой, физическими и механическими свойствами урана.

Структура и физические свойства урана. Дилатометрические и термические исследования показали, что уран имеет три аллотропические модификации: α-уран, устойчивый до 662° С; β-уран, устойчивый от 662 до 769° С, и γ-уран, устойчивый от 769° С до температуры плавления, которая, по данным различных авторов, колеблется в зависимости от чистоты металла между 1129 и 1133° С.

Кристаллографические данные о фазах урана сведены в табл. 2.

Таблица 2
Структура модификаций урана

Фаза	Элементарная ячейка			Плотность, определенная методом рентгеновского анализа	Примечания
	тип решетки	параметры А	число атомов в ячейке		
α	Ромбическая	$a=2,852$ $b=5,865$ $c=4,945$	4	19,12	При 720° С
β	Тетрагональная	$a=10,759 \pm 0,001$ $c=5,656 \pm 0,001$			
γ	Объемноцентрированная, кубическая	$a=3,524$	2	18,06	При 805° С

Ромбическая решетка α-урана, весьма редкая среди металлов, может быть представлена в виде «гофрированных» атомных слоев, параллельных плоскости (010). Рас-

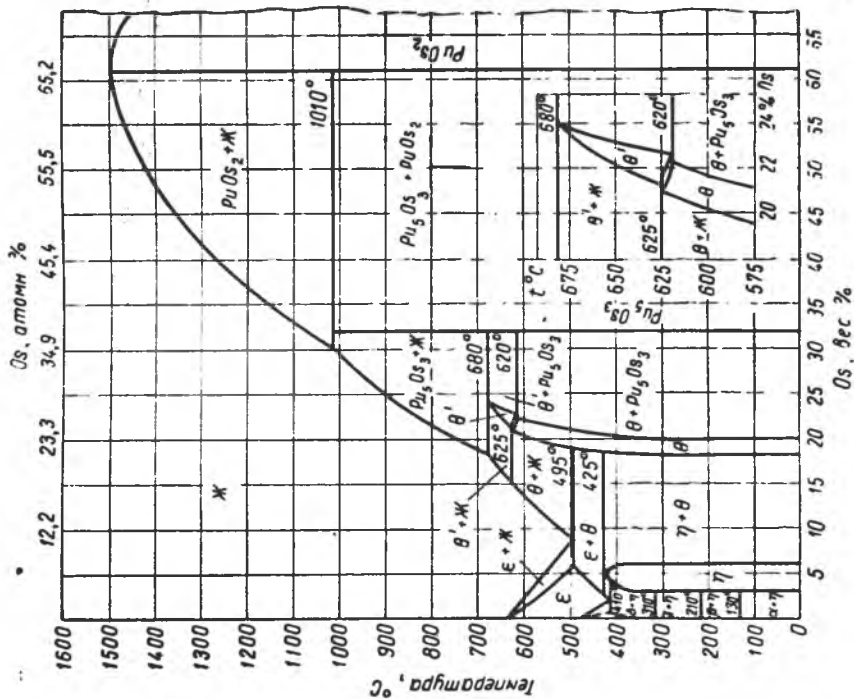


Рис. 4. Диаграмма состояния плутоний — осмий.

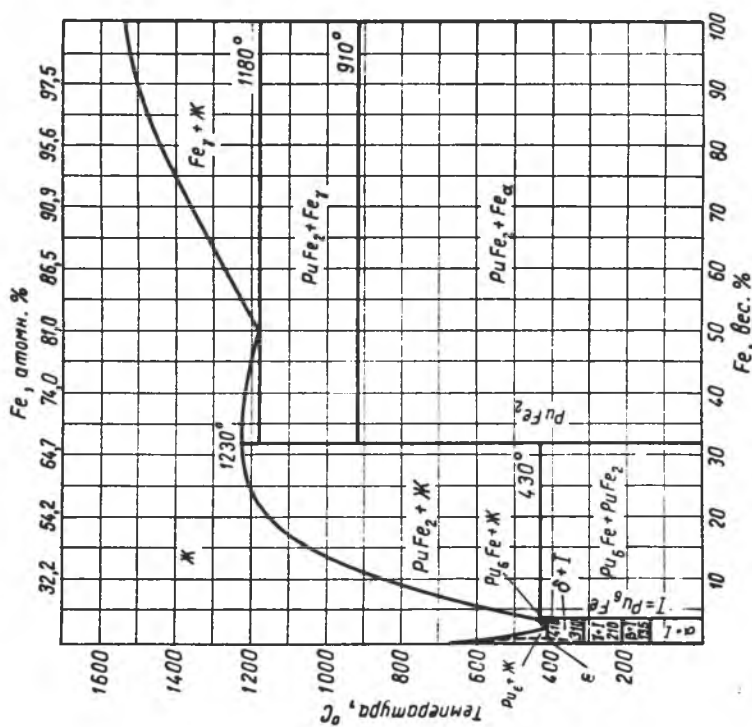


Рис. 3. Диаграмма состояния плутоний — железо.

стояние между атомами внутри слоя меньше, чем расстояние между разными слоями (соответственно 2,8 и 3,3 Å). Таким образом, α -уран имеет низкосимметричную решетку, в связи с чем одной из основных его особенностей является ярко выраженная анизотропия физических и механических свойств.

Свойства α -фазы урана представляют особый практический интерес, поскольку температурный интервал ее существования охватывает в основном область температур эксплуатации урановых тепловыделяющих элементов.

В табл. 3 приведены значения коэффициента линейного расширения урана, определенные советскими авторами по трем кристаллографическим осям.

Таблица 3

Значения коэффициента линейного расширения урана, определенные по трем кристаллографическим осям

Температурный интервал °C	К. л. р. $\cdot 10^6$ (1/°C)			$\alpha_p \cdot 10^6$	$\alpha_{\parallel} \cdot 10^6$
	a [100]	b [010]	c [001]		
20—100	$23,9 \pm 1,0$	-5,4	19,5	48,8	16,3
20—300	$28,8 \pm 1,0$	-0,4	23,5	51,7	17,2
20—500	$32,9 \pm 1,0$	-6,3	27,6	54,2	18,1
300—500	$43,0 \pm 1,0$	-16,2	63,6	63,6	21,2

Для урана характерна анизотропия физических и механических свойств. При определении твердости урана, медленно охлажденного после литья или прокатки при температурах γ -области, форма отпечатка резко искажается. На цилиндрической поверхности образцов, деформируемых растяжением или сжатием, образуются винтообразные выпуклости. На растягиваемых образцах появляется несколько шеек и искажается форма сечения разрыва.

Особенно ярко анизотропия свойств проявляется в прокатанном текстурированном уране. Так, в зависимости от направления вырезки образцов по отношению к направлению прокатки предел прочности может изменяться на 80%.

Характерно, что соотношение значений прочности по различным направлениям зависит от вида напряженного состояния текстурированного металла. При растяжении большая прочность наблюдается параллельно на-

правлению прокатки, при сжатии — перпендикулярно направлению прокатки.

Металлографическое исследование микроструктуры урана показало, что уран, медленно охлажденный после литья или прокатки в γ -области, весьма крупнозернист. Крупные зерна поперечными размерами 1,5—2,0 мм более резко отличаются друг от друга по ориентировке и состоят из субзерен размером 0,2—0,5 мм. Разница в кристаллической ориентировке между отдельными субзернами не превышает 5° и хорошо проявляется в поляризованном свете. Однако величина зерна урана и характер его субструктуры существенно зависят от скорости охлаждения и от содержания примесей, например, таких, как железо, кремний, алюминий, хром и др.

При микроскопическом исследовании в структуре урана, как правило, отмечается большое количество разнообразных по форме двойников и линий скольжения, являющихся следствием деформации под воздействием напряжений, возникающих в процессе охлаждения при фазовой перекристаллизации и вследствие анизотропии линейного расширения α -урана.

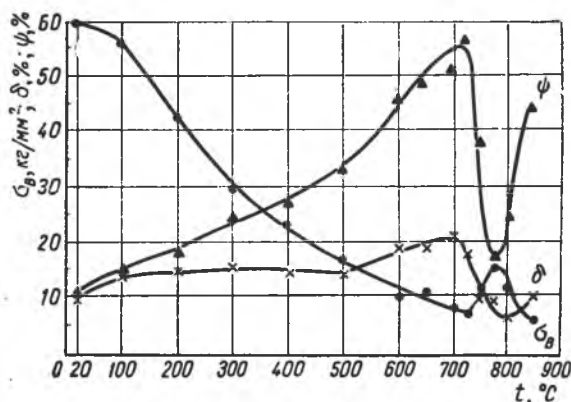


Рис. 5. Влияние температуры на механические свойства урана, прокатанного в γ -области с последующим быстрым охлаждением.

Механические свойства крупнозернистого урана. На рис. 5 показана зависимость механических свойств от температуры в интервале 20—850° C для урана, прокатанного при температурах γ -области с последующим быстрым охлаждением.

С повышением температуры в α -области характеристики прочности падают, а харак-

теристика пластичности возрастают. С переходом в β -область предел прочности вновь возрастает, а значения δ и ϕ уменьшаются, что свидетельствует о повышенной хрупкости β -фазы. После достижения γ -фазы наблюдается весьма резкое падение предела прочности и возрастание характеристик пластичности.

На механические свойства урана большое влияние оказывает содержание примесей, в частности содержание углерода. Так, при изменении содержания углерода в уране от 0,01 до 0,2% пределы прочности и текучести повышаются на 40—45%.

Поскольку изделия из урана длительно работают в условиях сложноподвиженного

облучения вызывает продольный рост и сокращение поперечника при незначительном огулении поверхности.

Как было установлено в исследованиях по закалке урана из β - или γ -фазы, шероховатость поверхности в результате облучения может быть уменьшена путем измельчения зерна, т. е. приближением к квазиизотропной структуре. При наличии текстуры более мелкому зерну соответствует более интенсивный продольный рост при облучении.

Таким образом, для обеспечения постоянства формы и размеров урана в атомных реакторах оказалось необходимым стремиться к получению мелкозернистой и одновременно квазиизотропной структуры.

Таблица 4

Результаты испытания на ползучесть урана, прокатанного в γ -области

Температура °C	Напряжение кг/мм ²	Деформация в момент нагрузки ϵ_0 %	Скорость ползучести %/час	Интервал замера скорости ползучести час.	Суммарная деформация ползучести		Примечание
					час.	ϵ_1 %	
200	15	0,34	$1,7 \cdot 10^{-5}$	360—820	820	0,45	Образец разорвался То же
400	15	0,70	$6,5 \cdot 10^{-3}$	150—375	456	—	
600	2,5	0,06	$8,7 \cdot 10^{-2}$	5—20	65	—	

состояния при повышенных температурах, значительный интерес представляло исследование ползучести урана в температурном диапазоне 20—600°С при различных напряжениях. Для этого была сконструирована специальная аппаратура. Испытания проводились в течение 700—1000 час. при повышенных температурах и свыше 3000 час. при комнатной температуре.

Уран обладает заметной скоростью ползучести уже при 20°С и при напряжении порядка 0,5 от предела текучести. Результаты отдельных испытаний приведены в табл. 4.

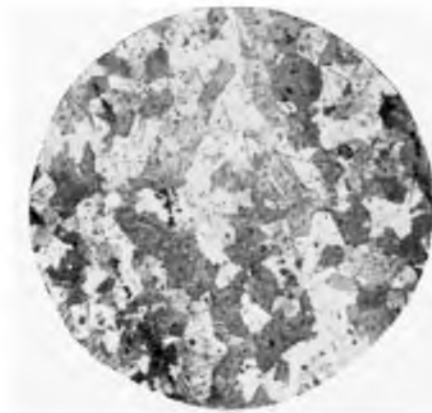
Формоизменение урана под облучением и при циклической термической обработке. Рассмотренная выше анизотропия строения, физических и механических свойств проявляется в своеобразном поведении урана в нейтронном поле при работе в атомных реакторах. Изучение показало, что поверхность урана с крупнозернистой структурой делается в результате облучения грубой, шероховатой. При наличии текстуры деформации после вытяжки в области α -фазы

Одним из основных путей создания такой структуры явилась закалка урана (см. ниже), причем для эффективного измельчения зерна при закалке уран должен содержать определенное количество легирующих элементов. Так, например, повышение содержания железа с 0,01 до 0,05% приводит к измельчению микрозерна урана в 5—10 раз (рис. 6, а, б, в). Вводя легирующие элементы в уран, можно путем термообработки получить тонкодисперсную структуру α -урана, смешанного с кристаллами интерметаллических фаз, обедненных ураном. В этом случае можно ждать особой устойчивости формы и размеров урана при облучении как за счет дисперсности урана, так и вследствие разобщенности его кристаллитами интерметаллических фаз. При введении 8 вес. % и более молибдена и некоторых других элементов фиксируется высокосимметричная кубическая γ -фаза, которая при облучении показывает высокую стабильность формы и размеров.

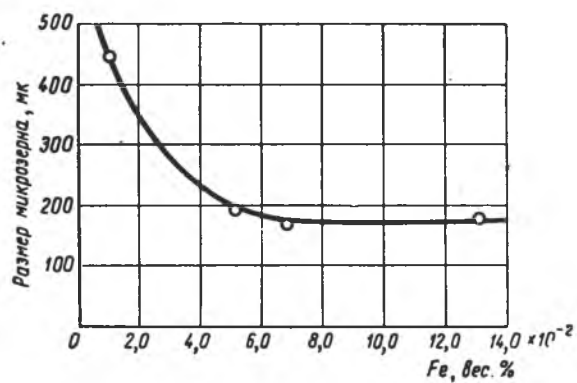
Другим направлением создания мелкозернистой квазиизотропной структуры является металлокерамика.



a



б



в

Рис. 6. Влияние железа на величину микрозерна закаленного урана.
a — микроструктура урана с 0,01% Fe ($\times 120$), *б* — микроструктура урана с 0,05% Fe ($\times 120$),
в — зависимость величины микрозерна урана от содержания железа.

Природа радиационного формоизменения урана весьма сложна, и ни одна теория, предложенная до настоящего времени, не может считаться полностью удовлетворительной. Надежной проверке теоретических представлений мешает исключительная сложность радиационных экспериментов.

Советскими учеными была впервые обнаружена чрезвычайно большая ползучесть урана в процессе облучения при низких температурах, превосходящая в 50—100 раз (на 1,5—2 порядка) ползучесть урана без облучения.

Исследование формоизменения урана под облучением показало, что сморщивание его поверхности напоминает искажение поверхности сильно анизотропных металлов при переменных нагреваниях и охлаждениях. В связи с этим советскими учеными была разработана методика испытаний, позволяющая воспроизводить в лабораторных условиях при отсутствии нейтронного поля формоизменение урана, вполне аналогичное формоизменению, наблюдаемому под облучением. В этом случае образцы подвергаются периодическим многократным нагревам и охлаждениям в температурном диапазоне α -области — циклической термической обработке. Такая обработка, так же как и воздействие облучения, приводит к шероховатости, т. е. огрублению поверхности медленно охлажденного литого и прокатанного в γ -области урана и к направленному росту текстурированного урана. При этом установлено, что характер и величина формоизменения урана зависит как от факторов, относящихся к структуре металла, так и от параметров облучения или циклической термической обработки.

Из числа факторов, относящихся к структуре металла, особое значение имеют преимущественная ориентировка и величина зерна, поскольку именно они определяют степень квазиизотропии изделия в целом. Так, например, если крупнозернистый литой металл под облучением и при циклической термообработке обнаруживает резкую шероховатость поверхности и увеличение эффективных размеров, то в случае измельчения зерна путем термической обработки (заковки) формоизменение резко уменьшается. В случае же измельчения зерна путем деформации и отжига при температурах α -области, т. е. в условиях возникновения текстуры, уран приобретает способность к ориентирован-

ному росту в направлении деформации, которая тем больше, чем ярче выражена текстура.

Размерные изменения как под облучением, так и при циклической термической обработке могут достигать весьма значительных величин. Так, например, на рис. 7 приведен график, отражающий зависимость изменения размеров урановых образцов, прокатан-

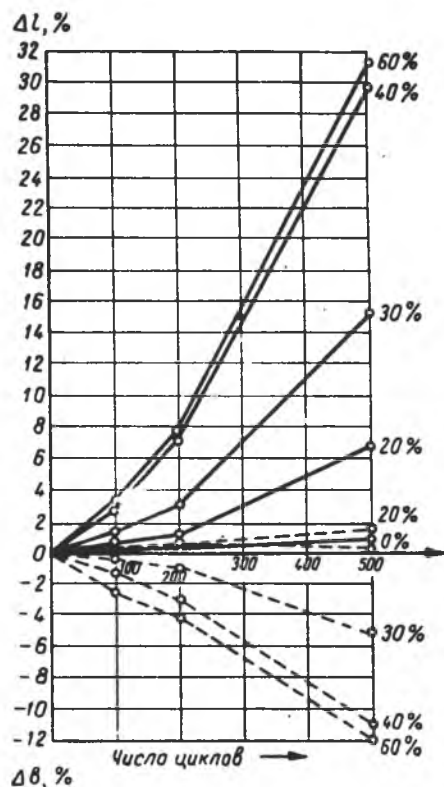


Рис. 7. Рост прокатанного в α -области урана в зависимости от числа циклов термической обработки (в интервале 20—500° С) и степени деформации.

— (Δl) и — — — (Δb) — относительные изменения размеров образцов соответственно вдоль и поперек прокатки.

ных в α -области, от степени деформации при прокатке и от числа циклов в температурном диапазоне 20—500° С.

Существенными методами изучения структуры урана, в особенности состояния границ зерен, явились методы изучения внутреннего трения и определения коэффициента самодиффузии урана.

Изменение структуры и свойств урана в результате термической обработки-заковки. Под закалкой урана подразумевается терми-

ческая обработка, заключающаяся в нагреве до температур β - или γ -фаз с последующим быстрым охлаждением. В чистом уране, как показали исследования, закалкой не удается зафиксировать высокотемпературные модификации, и увеличение скорости охлаждения вызывает лишь понижение температур фазовых превращений. Фиксация высокотемпературных фаз возможна только при введении в уран некоторых легирующих элементов. Однако закалка резко изменяет структуру и свойства урана. Было установлено, что при такой термической обработке происходит резкое (в 3—10 раз) измельчение микроструктуры, изменение характера границ и, кроме того, значительное повышение прочностных характеристик.

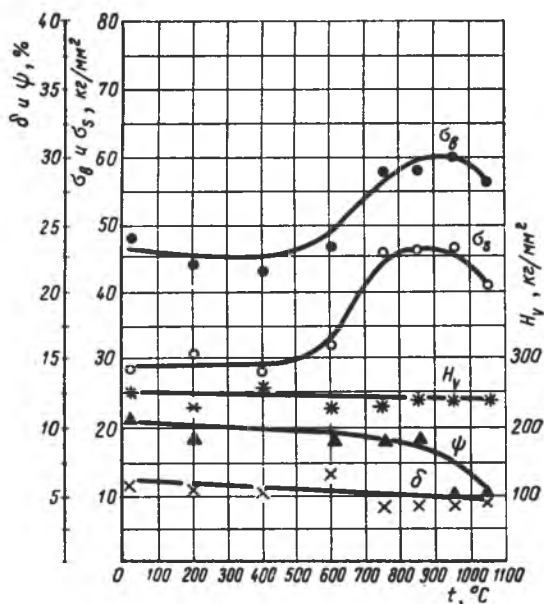


Рис. 8. Влияние температуры закалки на механические свойства литого урана.

H_v — твердость по Викерсу.

На рис. 8 показано изменение механических свойств урана, определенных при 20°C , в зависимости от температуры закалки. Скорость охлаждения существенно влияет на свойства закаленного урана. Так, уран, имевший прочность $\sim 40 \text{ кг/мм}^2$, после закалки с 950°C в воде показал $\sigma_b > 60 \text{ кг/мм}^2$, после закалки в масле $\sim 55 \text{ кг/мм}^2$, после закалки в потоке аргона — 40 кг/мм^2 .

С повышением температуры испытания значения пределов прочности и текучести постепенно уменьшаются, оставаясь, однако, при всех температурах α -области более

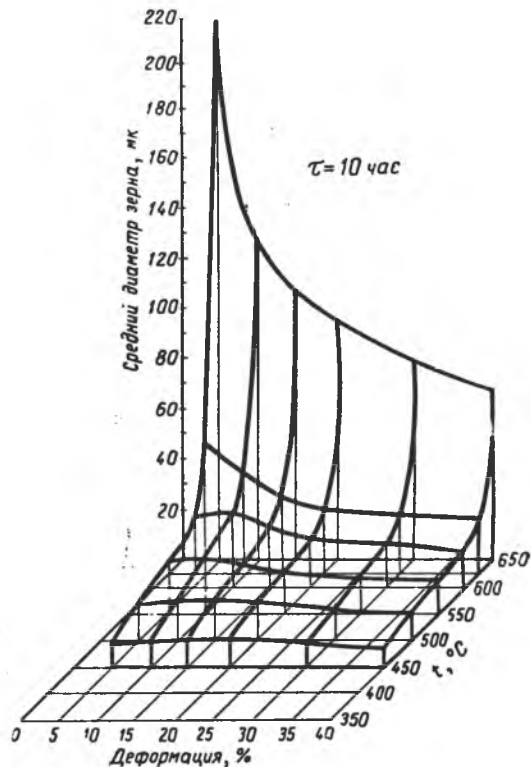


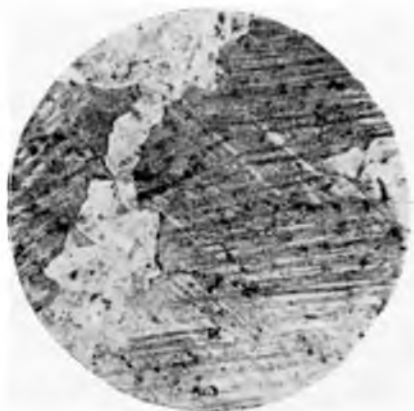
Рис. 9. Диаграмма рекристаллизации урана.

высокими, чем те же характеристики при аналогичных температурах для незакаленного урана.

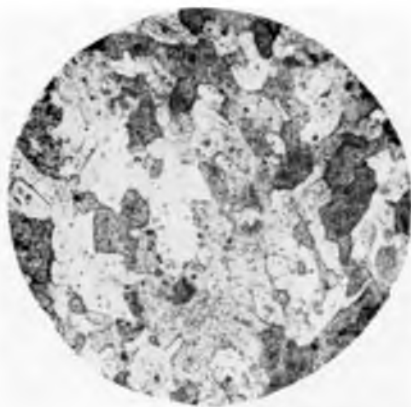
Исследование ползучести показало, что закалка из β - и γ -областей повышает сопротивление урана ползучести при температурах ниже 400°C и уменьшает ее при более высоких температурах.

Изменение строения и свойств урана в результате пластической деформации с последующим отжигом при температурах α -области. Исследования структурных изменений, происходящих в уране, прокатанном в α -области и литом уране под действием деформации и последующего отжига в α -области, позволили построить приближенные диаграммы рекристаллизации.

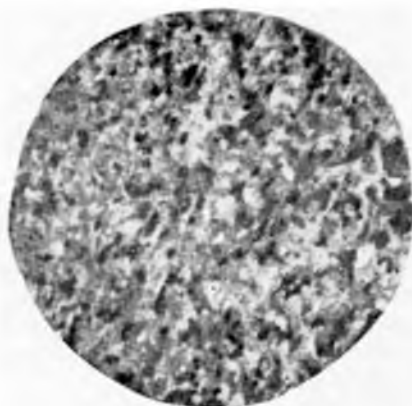
На рис. 9 в качестве примера показана диаграмма рекристаллизации урана, про-



a



б



в

Рис. 10. Микроструктура горячекатаного в γ -области крупнозернистого урана в исходном состоянии (*a*) и после прокатки в α -фазе с обжигом на 10% (*б*) и на 40% (*в*) с последующим отжигом при 600°C в течение 10 час. ($\times 134$).

катанного при 20° С с различными степенями деформации и отожженного при 450—650° С в течение 10 час. Температурный порог начала рекристаллизации соответствует 370—430° С, температура полной рекристаллизации равна 450—625° С в зависимости от степени деформации. Критическая степень деформации урана меньше 5%.

Исследование кинетики рекристаллизации показало, что интенсивная собирательная рекристаллизация наблюдается при 625—650° С.

Путем термомеханической обработки, изменяя степени деформации и температуры отжига, можно получить уран с весьма различной величиной зерна (рис. 10, а, б и в).

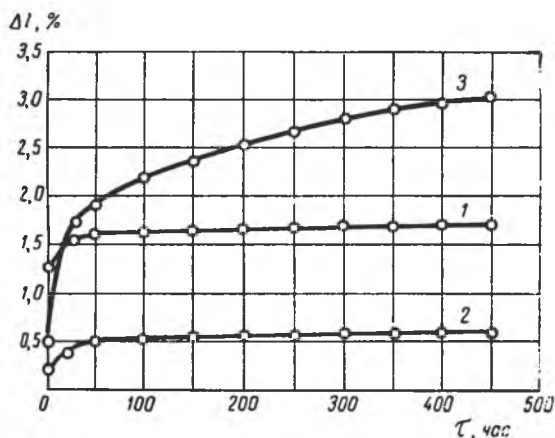


Рис. 11. Первичные кривые ползучести урана при $t=300^\circ\text{C}$ и $\sigma=22\text{ кг/мм}^2$.

1 — горячекатаный; 2 — горячекатаный + холодная подкатка, $\epsilon=60\%$; 3 — горячекатаный + холодная подкатка, $\epsilon=60\%$, + рекристаллизация при $t=600^\circ\text{C}$ в течение 2 час.

Мелкозернистый уран, изготовленный методом деформации и рекристаллизации, обладает значительно большей прочностью при той же пластичности, чем горячекатаный уран. Так, горячекатаный уран имеет $\sigma_B \approx 40\text{ кг/мм}^2$, $\sigma_s \approx 25\text{ кг/мм}^2$ и $\phi > 5\%$, а мелкозернистый рекристаллизованный — $\sigma_B = 80\text{ кг/мм}^2$, $\sigma_s > 60\text{ кг/мм}^2$ и $\phi > 5\%$.

На рис. 11 приведены первичные кривые ползучести для урана в трех состояниях (прокатанного в γ -области, деформированного в α -области со степенью деформации 60%, деформированного и рекристаллизованного), полученные при 300° С и $\sigma=22\text{ кг/мм}^2$.

Деформация и рекристаллизация резко снижают сопротивляемость ползучести. Особенно усиливается деформация в период не-

установившейся ползучести, что свидетельствует о существенном повышении текучести по границам зерен при 300° С в случае рекристаллизованного урана. Температурная область начала ускоренной ползучести для рекристаллизованного урана также примерно на 75° С ниже, чем для урана, прокатанного в γ -области.

Строение и свойства сплавов урана. Для выявления наиболее важных легирующих элементов коллективами советских ученых был построен ряд двойных и тройных диаграмм состояния урана. На основе этих данных исследовано влияние ряда легирующих элементов на структуру и свойства урана.

При легировании урана алюминием было получено значительное его упрочнение. Весьма резко возрастает сопротивляемость ползучести алюминиевых сплавов по сравнению с ураном. Так, скорость ползучести литого сплава с 0,15% алюминия в 4—5 раз меньше скорости ползучести литого урана, а деформация в момент нагружения для сплава снижается более чем в 10 раз.

Указанное количество алюминия в уране повышает температурный интервал начала ускоренной ползучести урана примерно на 50—75° С по сравнению с литым металлом и на 125—150° С по сравнению с рекристаллизованным металлом.

В сплавах урана с малыми содержаниями циркония проявляется характерное химическое родство циркония с углеродом и азотом: в структуре таких сплавов карбид и нитрид урана заменяются карбидом и нитридом циркония. При этом существенно изменяются механические свойства урана.

Было проведено также подробное исследование изменения структуры и свойств урана при легировании его молибденом и соответствующей термической обработке. Результаты исследований показали, что в сплавах урана с молибденом при закалке могут быть зафиксированы как высокотемпературные β - и γ -фазы, так и промежуточные метастабильные фазы. Это свойство сплавов уран — молибден позволило изучить характер ориентационно-размерного соответствия структур α -, β - и γ -фаз при их взаимных переходах во время фазовых превращений.

Структура и фазовый состав сплавов уран—молибден резко изменяются в зависимости от содержания молибдена и термической обработки. Эти изменения были подробно

исследованы для диапазона концентраций 0,05—12% молибдена.

Рис. 12 иллюстрирует возрастание предела прочности сплавов урана с молибденом по мере увеличения содержания молибдена до 5—6 вес. %.

Сопротивляемость ползучести сплавов также много выше сопротивляемости ползучести урана. Так, например, при температуре

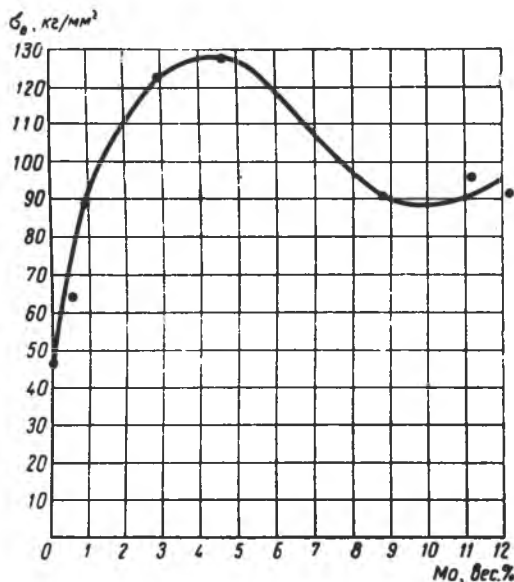


Рис. 12. Изменение предела прочности сплавов урана с молибденом в зависимости от содержания молибдена.

400° С и напряжении 12 кг/мм² скорость ползучести 9%-ного сплава в 8 раз меньше скорости ползучести урана.

Изменение структуры и свойств сплавов по мере увеличения содержания молибдена связано с изменением фазового состава.

В соответствии с диаграммой состояния системы уран—молибден для сплавов, содержащих от 1 до 12% молибдена при температурах ниже 600° С стабильным состоянием является состояние $\alpha + \gamma'$ (структура эвтектидного типа). Однако, как показали исследования*) над сплавом урана с 9% молибде-

на, при воздействии облучения наблюдается гомогенизация гетерогенной структуры по реакции $\alpha + \gamma' \rightarrow \gamma$. Таким образом, в сплавах уран—молибден с увеличением содержания молибдена уменьшается количество резко анизотропной α -фазы, особенно под воздействием облучения.

Легирование молибденом уменьшает формоизменение образцов из урана при циклической термической обработке в широком температурном диапазоне.

В некоторых случаях реакторное горючее должно обладать повышенной коррозионной стойкостью по отношению к таким средам, как, например, вода, газы, жидкие металлы. Уран, как правило, не удовлетворяет этим требованиям. Результаты исследования коррозионной стойкости термически обработанных сплавов U—Mo на воздухе при 370° С и в потоке водорода при 250° С показали, что сопротивляемость коррозии резко возрастает с увеличением содержания молибдена, особенно если в сплавах зафиксировано однофазное состояние.

Применение в качестве атомного горючего урана и его сплавов сделало необходимым широкое исследование химических взаимодействий урана с материалами оболочек тепловыделяющих элементов: алюминием, магнием, железом и сталями, цирконием и другими металлами. Для успешного проведения этих работ было необходимо определить коэффициенты диффузии большого ряда элементов в уране и характер структур их взаимодействия с ураном.

Обработка урана давлением. После получения урана в доступных количествах и изучения его основных свойств стали возможны систематические исследования по получению изделий из урана методами обработки давлением.

На основе успешного изучения вопросов пластической деформации урана советские предприятия освоили прокатку, выдавливание, волочение, ковку и штамповку разнообразных изделий из урана.

Нагрев заготовок перед прокаткой и выдавливанием может производиться в камерных печах с защитной атмосферой, в соляных ваннах и индукционным способом. Гамма-уран допускает практически неограниченные обжатия за проход. Альфа-уран также хорошо катается и прессуется, но пластичность его ниже, чем γ -урана.

*) С. Т. Конобеевский, В. И. Кутайцев, Н. Ф. Правдюк. Исследования в области геологии, химии и металлургии (доклады советской делегации на Международной конференции по мирному использованию атомной энергии). Изд. АН СССР, 1955, стр. 263 и 276.

Особенностью α -урана, проявляющейся при его обработке давлением, является его относительно высокий разогрев во время деформации, что связано с высоким сопротивлением деформированию и низкой теплоемкостью α -урана.

Горячая прокатка тонких полос и лент из α -урана может производиться с защитой от окисления металлической или соляной оболочкой. В этой же оболочке может вестись последующая прокатка при комнатных температурах на самые малые толщины. При разработке технологии прокатки приходится учитывать анизотропию свойств урана в деформированном состоянии, что определяет поведение его при обработке и эксплуатации.

Выдавливание α -, β - и γ -урана может производиться через инструмент, используемый для выдавливания цветных металлов с некоторыми конструктивными изменениями, в частности, с покрытиями, изолирующими уран от стали. Необходимость защиты урана от окисления обуславливает применение специальных приемов при выдавливании. Удовлетворительные результаты дает способ выдавливания α -урана в металлической защитной и смазывающей оболочке. Некоторые смазки оптимальной вязкости также обеспечивают получение удовлетворительных результатов при выдавливании без оболочки. При выдавливании γ -урана решающую роль играет выбор материала инструмента и смазки. В некоторых случаях хорошие результаты получаются при ударном выдавливании.

Волочение урановых изделий возможно при комнатных температурах, а также при нагреве вплоть до 600°C . Весьма удобным является электроконтактный метод нагрева изделий перед волочением. Применяя высокоэффективные для урана смазки, а также используя металлическую оболочку, удается получать волочением качественные изделия в виде прутков труб и тонких проволок.

Ковка и штамповка урана производятся обычными методами. Для получения проволоочной заготовки может применяться ковка на ротационно-ковочных машинах.

При обработке урана давлением следует учитывать большую разницу в величинах сопротивления деформированию при различных температурах. Для уточнения режимов обработки урана давлением было проведено изучение давления металла на валки, напря-

жения прессования и напряжения волочения урана.

Таким образом, усилиями научно-исследовательских институтов и заводов в Советском Союзе разработаны промышленные способы получения самых различных изделий из урана.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НЕЙТРОНАМИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

В Академии наук СССР была организована металлургическая «горячая» лаборатория*), в которой решались основные вопросы, связанные с изучением действия облучения на твердое тело. Нужно отметить, что дистанционное оборудование, «горячие» камеры и различные смотровые устройства — все это было спроектировано и изготовлено нашими советскими специалистами в то время, когда в периодической иностранной литературе еще не было сколько-нибудь подробных сведений, относящихся к этим вопросам.

В металлургической «горячей» лаборатории изучается изменение структуры, физических и механических свойств различных конструкционных и тепловыделяющих материалов, подвергнутых облучению в реакторе. Для изучения структурных изменений, происходящих в материалах под действием облучения, были разработаны два метода рентгеноструктурного исследования образцов, обладающих значительной радиоактивностью. По одному из них для устранения мешающего влияния «радиоактивного» фона регистрация дифракционных максимумов проводилась торцовым счетчиком после их «отражения» кристаллом монохроматором. Сущность другого метода заключалась в использовании интенсивного рентгеновского излучения от острофокусной трубки с вращающимся анодом и регистрации дифракционных максимумов ионизационной камерой при компенсации тока, вызванного радиоактивным излучением образца. Большая часть работ была выполнена по первой методике. Показано, что в холоднокатанном уране после облучения в реакторе при интеграль-

*) Н. Ф. Правдюк. Исследования в области геологии, химии и металлургии (доклады советской делегации на Международной конференции по мирному использованию атомной энергии). Изд. АН СССР, 1955, стр. 165.

ном потоке 10^{19} нейтр/см²*) и температуре, не превышающей 60° С, текстура прокатки в основном сохраняется, но происходит заметное сужение дифракционных линий. То же наблюдалось у гомогенного холоднокатанного сплава урана с 9 вес% молибдена. Существенно новым фактором явилось то, что облучение последнего сплава в гетерогенном состоянии (со структурой эвтектоида $\alpha + \gamma'$) вызывает его переход в гомогенное состояние.

Исследование внутреннего трения и модуля упругости при поперечных колебаниях позволило получить много интересных сведений о действии облучения на материалы. Как

Таблица 5

Влияние облучения на критическое напряжение $\sigma_{кр}$ металлов

Металл	до облучения	$\sigma_{кр}$, г/мм ²		
		после облучения		
		5 · 10 ¹⁸ нейтр/см ²	1,5 · 10 ¹⁹ нейтр/см ²	4 · 10 ²⁰ нейтр/см ²
Медь	20	—	2200	6800
Магний	29	340	—	—

с амплитудой напряжения, весьма сильно изменяется при облучении. Так, после облучения в интегральном потоке $1,5 \cdot 10^{19}$ нейтр/см² $\sigma_{кр}$ возрастает с 30 до 120 г/мм².

Аналогичные результаты, полученные для меди и магния, приведены в табл. 5.

Кривые зависимости внутреннего трения ($1/Q$) от амплитуды напряжения (σ), из которых получены значения критического напряжения для облученных и пластически деформированных образцов, приведены на рис. 13 и 14. Внутреннее трение измерялось при частоте 200—300 гц и нормальной температуре с точностью 4%. Деформация растяжением на 28% дает для меди значение критического напряжения $\sigma_{кр}$, равное 2000 г/мм². Величина же критического напряжения для меди, полученная после облучения в интегральном потоке $4,0 \cdot 10^{20}$ нейтр/см², равна 6800 г/мм², т. е. в три с лишним раза превышает значение $\sigma_{кр}$, полученное после деформации растяжением. Величины критического напряжения необлученных меди, алюминия и магния

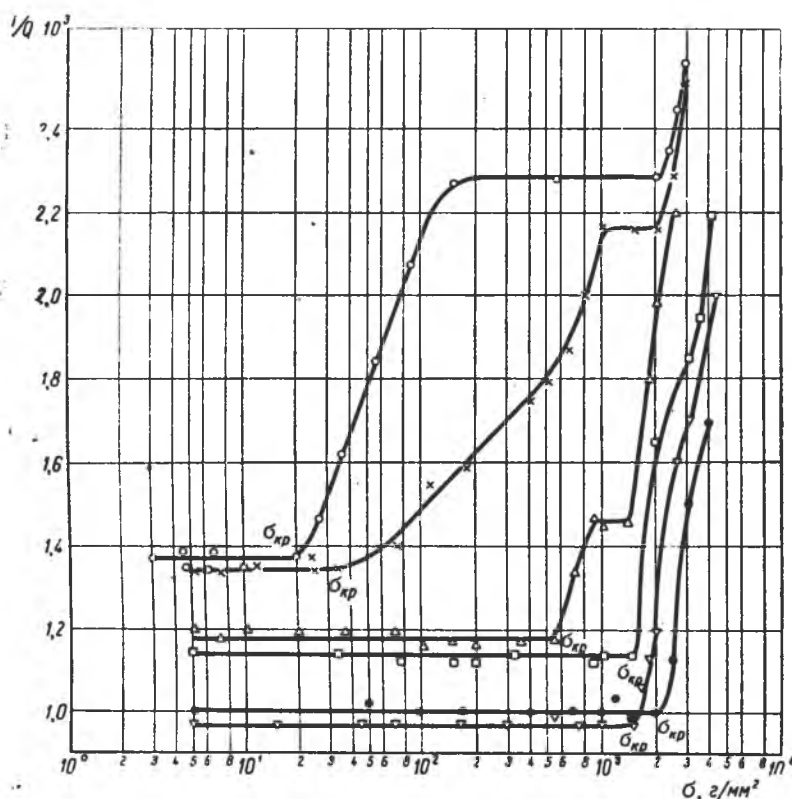


Рис. 13. Влияние пластической деформации меди на зависимость внутреннего трения от амплитуды напряжений.

Пластическая деформация составляла: ○—0%, ×—0,8%, △—4,5%, □—14%, ⊕—28%, ▽—40%.

было показано на примере облученного алюминия, критическое напряжение ($\sigma_{кр}$), определяемое по изменению внутреннего трения

одного порядка с критическим напряжением сдвига соответствующих монокристаллов. Следовательно, эти напряжения можно считать связанными с началом сдвига или с движением дислокаций в зернах, наиболее благоприятно ориентированных для деформации.

*) В этом случае и во всех остальных общая доля быстрых нейтронов составляла около 30%

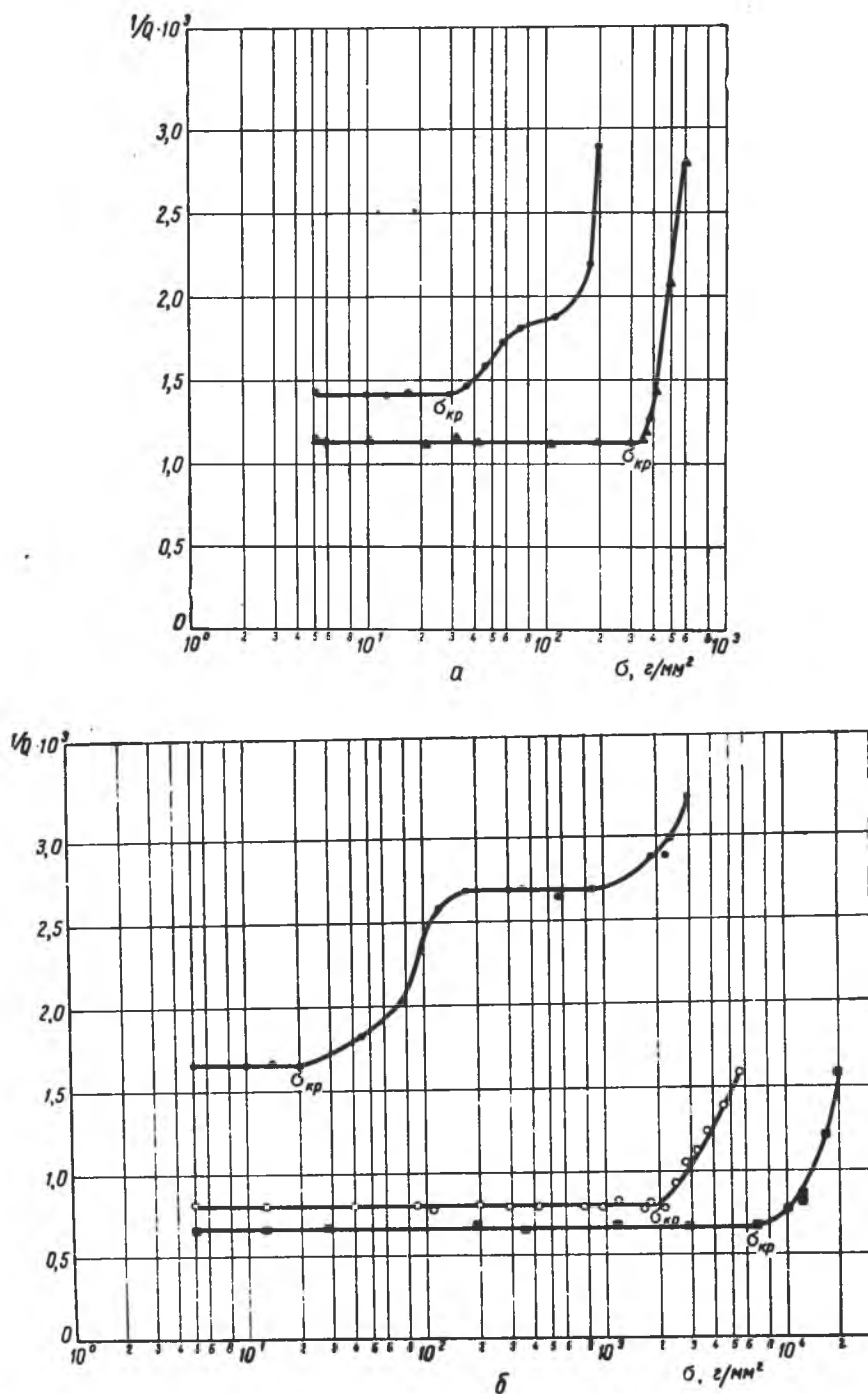


Рис. 14. Влияние облучения магния (а) и меди (б) на зависимость внутреннего трения от амплитуды напряжений.

●—до облучения; ▲—магний, облученный в потоке $5.0 \cdot 10^{18}$ нейтр/см^2 ; ○—медь, облученная в потоке $1.5 \cdot 10^{19}$ нейтр/см^2 ; ■—медь, облученная в потоке $4.0 \cdot 10^{20}$ нейтр/см^2 .

Таблица 6

Влияние облучения и последующей термообработки на механические свойства сталей и металлов

Материал, его состояние	Температура нагрева образца °С	Поток нейтронов нейтр/см ²	Температура отжига °С	Предел прочности кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Относительное удлинение %	Ударная вязкость кгм/см ²
Ст. 1Х18Н9Т, закаленная с 1100° С в воду	—	0	—	75/47*)	32/22*)	66/30*)	24
	80	3·10 ²⁰	—	100	92	43	7
	300	0	—	71	26	64	—
	300	1,4·10 ²⁰	—	90/55*)	50/35*)	62/22*)	—
	600	0	—	73	32	62	—
	600	1,5·10 ²⁰	—	81	36	55	—
Ст. 25ХЗНМ, закаленная с 890° С, отпуск при 670° С	—	0	—	74	54	22	—
	80	3·10 ¹⁹	—	117	117	1	0,8
	80	3·10 ¹⁹	200	110	108	6,4	—
	80	3·10 ¹⁹	300	100	82	16	—
	380	10 ¹⁹	—	92	72	14	3,1
	300	0	—	36	14	31	—
Никель, отожженный при 700° С	300	1,4·10 ²⁰	—	58	41	22	—
Никель, деформированный прокаткой на 90%	300	0	—	82	74	10	—
	300	1,4·10 ²⁰	—	99	94	3	—

*) Испытание произведено при температуре 300° С.

Повышение $\sigma_{кр}$ тогда может быть связано с блокированием дислокаций образующимися точечными дефектами.

Производилось также определение модуля нормальной упругости после облучения для ряда сталей. Показано в ряде случаев, что модуль уменьшается на 1—2%.

Очень чувствительной величиной к облучению, характеризующей упругие свойства материала, является модуль сдвига G . Изучение действия облучения на изменения механических свойств выявило, что чистые металлы и конструкционные стали при облучении в жестком нейтронном спектре при температуре до 80° С, как правило, сильно упрочняются с одновременным понижением в большей или меньшей степени пластичности.

Еще больший интерес представляет изменение механических свойств металлов и сталей, подвергнутых облучению при повышенных температурах. В таких условиях наряду с радиационным упрочнением происходит одновременно и отжиг, который снимает в какой-то степени эти нарушения. В табл. 6 приведено несколько примеров такого явления. Здесь же показано, как происходит восстановление свойств после нагрева при 200 и 300° С облученных при 80° С образцов. Заслуживает внимания тот факт, что в дефор-

мированном никеле облучение вызывает его существенное дальнейшее упрочнение.

Следует обратить внимание на форму кривой 2 нагрузка—деформация ($P-\Delta l$), характерную для облученных материалов (рис. 15).

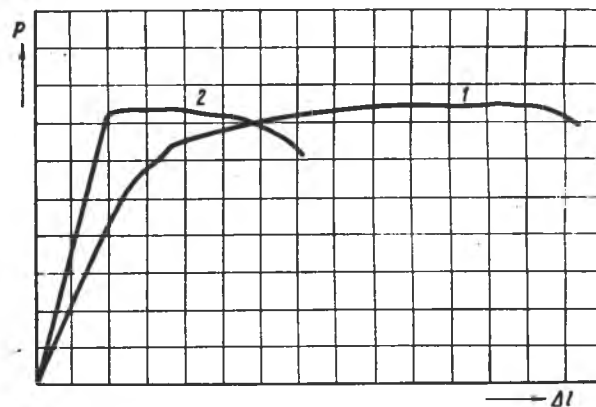


Рис. 15. Диаграммы растяжения иодидного циркония. 1—до облучения, 2—после облучения при 80° С в потоке $2,7 \cdot 10^{20}$ нейтр/см².

Кривая 1 для необлученного циркония дает обычную картину: с увеличением деформации происходит упрочнение материала с образованием остаточной деформации при сравнительно малом приложении нагрузки. Для

этого же металла после облучения максимальная нагрузка достигается почти в области упругой или малых пластических деформаций, после чего наблюдается резко выраженное течение металла. Из необычной диаграммы, напоминающей форму кося, полученной на облученном иодидном цирконии, вытекает, что в процессе растяжения облученных образцов явление упрочнения не наблюдается. Облучение создает зна-

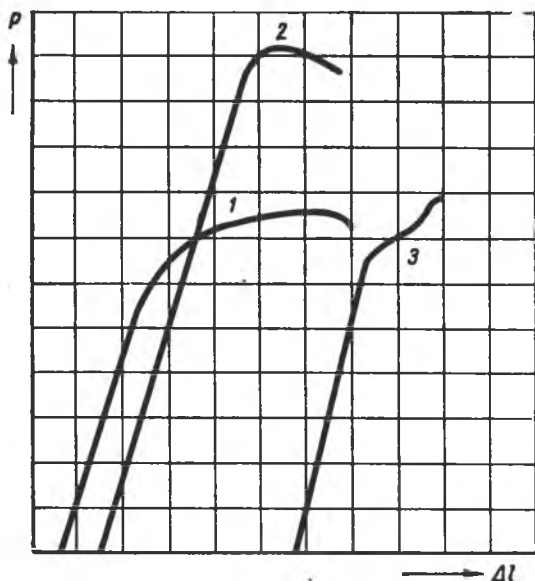


Рис. 16. Диаграммы растяжения хромо-молибдено-ниобиевой стали (14% Cr; 3,3% Mo; 1,27% Nb). 1 — до облучения, 2 — после облучения при 80°С в потоке $6,5 \cdot 10^{19}$ нейтр/см², 3 — после облучения при 300°С в потоке $8 \cdot 10^{19}$ нейтр/см².

чительное предварительное упрочнение, препятствующее малым сдвигам в процессе механического деформирования, и только после достижения критических напряжений (соответствующих пределу текучести или пределу упругости) в деформируемом объеме возникают пластические деформации без дальнейшего повышения нагрузки. Для конструктивных материалов (различных сталей) вид кривых нагрузка—деформация может быть различен в зависимости от свойства сталей и интегрального потока облучения (рис. 16, 17).

Большинство сталей и других конструкционных материалов увеличивают электросопротивление в процессе нейтронного облучения на 1—5% при интегральных дозах

10^{19} — 10^{20} нейтр/см² и температуре 80°С. Такие же металлы, как молибден и вольфрам, сильно увеличивают свое электросопротивление в процессе нейтронного облучения. Так, например, молибден после облучения при 40—60°С интегральным потоком $5 \cdot 10^{19}$ нейтр/см² увеличил электросопротивление на 10%, а при облучении интегральным потоком $2 \cdot 10^{20}$ нейтр/см² это увеличение составило 18—19%. Однако наблюдались и исключения — случаи, когда электро-

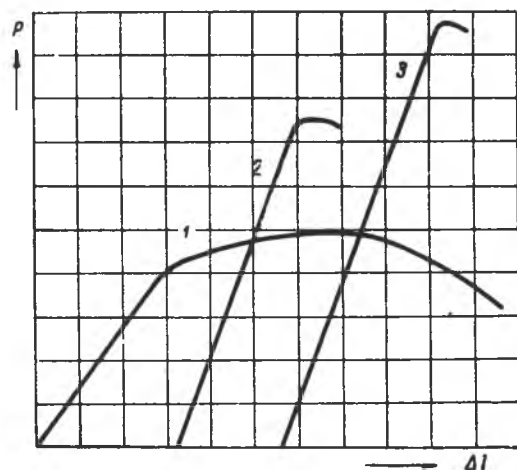


Рис. 17. Диаграммы растяжения низколегированной малоуглеродистой стали (0,1% C; 1% Cr; 2,5% Ni; 0,2% Mo).

1 — до облучения, 2 — после облучения при 80°С в потоке $3,5 \cdot 10^{19}$ нейтр/см², 3 — после облучения при 80°С в потоке $4,8 \cdot 10^{20}$ нейтр/см².

сопротивление у некоторых марок стали понижалось в процессе облучения. Следует также отметить, что не всегда можно судить об изменении теплопроводности под действием облучения по измерению электросопротивления.

Разработанные методики рентгенографирования радиоактивных материалов были с успехом использованы для сравнительного изучения структурных изменений, происходящих в уране, взятом в различных физических состояниях, как под действием облучения, так и при механической и циклической термообработке. Так, например, было показано, что в зависимости от исходного состояния в уране после облучения при невысокой температуре (50—80°С) может наблюдаться как расширение, так и сужение рентгеновских дифракционных линий. При облучении

интегральным потоком $8,7 \cdot 10^{18}$ нейтр/см² и температуре, не превышающей 80° С, у холоднокатанного (в одном направлении) урана со степенью деформации 90% ширина дифракционной линии (114) уменьшается на 38%, в то время как у аналогичных образцов урана, но отожженных перед облучением при 450° С в течение 4 час., линия (114) расширяется на 10%. Нужно отметить, что радиационный «наклеп», проявляющийся в расширении линий, увеличивается с уменьшением степени выраженности текстуры. Так, у холоднокатанных в двух взаимноперпендикулярных направлениях образцов урана с той же общей степенью деформации 90%, отожженных при 450° С в течение 4 час., линия (114) после аналогичного облучения расширяется уже на 20%. Этот вывод о влиянии совершенства текстуры образца на степень «наклепа» при облучении согласуется с данными металлографического исследования облученного урана.

Таким образом, эти результаты снимают кажущееся противоречие с данными о влиянии облучения на ширину рентгеновских дифракционных линий*).

Анализ формы рентгеновских дифракционных линий показал, что их расширение при холодной прокатке урана вызывается раздроблением зерен и появлением микронапряжений (напряжения второго рода). Сужение линий у холоднокатанного урана при облучении, когда температура образцов не превышала 80° С, вызывается релаксацией микронапряжений; величина зерна (областей когерентного рассеяния) при этом существенно не меняется.

Причиной снятия микронапряжений, вызванных холодной деформацией урана, является радиационный отжиг. С другой стороны, «рост» урана под действием облучения вызывает в поликристаллических образцах взаимную деформацию зерен (проявляющуюся в размытии рентгеновских дифракционных линий у отожженных образцов), причем тем большую, чем у них слабее выражена текстура.

Явление, аналогичное радиационному отжигу, наблюдается также при низкотемпера-

турной циклической термообработке урана в интервале температур от -180 до +200° С (нагрев 10 мин., охлаждение 5 мин.), когда образцы из-за кратковременного повышения их температуры до 200° С не успевали отжигаться. Например, ширина дифракционной линии (114), полученной от поверхности холоднокатанной с обжатием 90%-ной урановой фольги толщиной 0,1 мм, как после 100, так и после 1 цикла указанной термообработки уменьшается на 25—30%; после 100 циклов этот эффект сужения линии сохраняет свою величину по всему объему фольги.

Значительное внимание при исследованиях влияния облучения на сплавы уделялось фазовым превращениям. В качестве примера рассмотрим фазовые превращения, происходящие под действием облучения в сплавах урана с молибденом. Различными методами было показано, что облучение вызывает частичную или полную гомогенизацию гетерогенных образцов сплава урана с 9 вес.% молибдена. Теории фазовых превращений*) при нейтронном облучении делящихся материалов дала объяснение наблюдаемому явлению. Согласно этой теории переход при облучении гетерогенного состояния в гомогенное рассматривается как результат своеобразной диффузии, обусловленной перемешиванием атомов сплава в микрообъемах образца при торможении осколков деления. Из теории следует, что скорость диффузии, приводящей к гомогенизации под действием облучения в отожженных образцах, должна быть обратно пропорциональна квадрату величины зерна (периоду пластичного эвтектоида). Сопоставление теоретического значения коэффициента радиационной диффузии с экспериментальными данными по скорости гомогенизации гетерогенного сплава под действием облучения позволяет вычислить объем термического пика и величину расходуемой в нем энергии. Данные теории вполне подтвердились в дальнейших работах.

При проведении экспериментальных исследований**) сплав урана с 9 вес. % молибдена подвергался предварительной термообра-

*) С. Х. Пейн, Дж. Х. Киттел. Металлургия ядерного горючего (доклады иностранных ученых на Международной конференции по мирному использованию атомной энергии). Металлургиздат, 1956, стр. 642.

*) С. Т. Конобеевский. Атомная энергия, № 2, 63 (1956).

**) С. Т. Конобеевский, Н. Ф. Правдюк, К. П. Дубровин, Б. М. Левитский, Л. Д. Пантелесов, В. М. Голянов. Атомная энергия 4, 34 (1958).

ботке для получения образцов как в гомогенном состоянии, так и в гетерогенном—эвтектиды $\alpha + \gamma'$ с различной величиной зерна. (Рентгенографические исследования показали, что γ' —упорядоченный твердый раствор на основе γ -фазы — это интерметаллид состава U_2Mo .) При этом использовались ранее полученные данные по кинетике превращений в этом сплаве (С-образная кривая распада).

Облучение проводилось в реакторе в потоке нейтронов $2 \cdot 10^{13}$ нейтр/см²·сек от 1 часа до 35 суток, при этом температура образцов не превышала 100° С. После облучения проводилось измерение электросопротивления, а также исследовалась структура рентгенографически и микроскопически. Полученные закономерности изменения электросопротивления и структуры, которые находят объяснение на основе ранее развитой теории, позволили получить довольно детальное представление о процессах, происходящих в этом сплаве при облучении. В гетерогенных образцах в начальной стадии облучения в первые часы экспозиции под действием термических пиков происходит разупорядочение γ' -фазы и превращение ее в γ -фазу, по составу близкую к интерметаллиду U_2Mo . Этот этап сопровождается резким увеличением электросопротивления и появлением на рентгенограммах интенсивных, размытых и асимметричных линий γ -фазы, соответствующих по концентрации молибдена интерметаллиду U_2Mo ; интенсивность линий α -фазы при этом заметно не уменьшается, а линии γ -фазы почти исчезают. В гомогенных образцах сплава в первые часы облучения также происходит увеличение электросопротивления (меньшее, чем

у гетерогенных образцов), причем за это время процесс достигает насыщения. Эти закономерности получают естественное объяснение, если принять во внимание, что объем металла, в котором возникают термические пики, представляет собой зону отжига, в которой дефекты кристаллической решетки, ранее возникшие под действием облучения, частично исчезают, а упорядоченная структура переходит в неупорядоченный твердый раствор. Весь объем металла должен пройти через состояние термического пика за 2—4 часа, этого времени оказывается достаточно как для полного разупорядочения γ' -фазы, так и для достижения насыщения свойств в γ -фазе.

При дальнейшем облучении гетерогенных образцов сплава наступает более медленный процесс взаимной диффузии атомов урана и молибдена, вызываемый перемешиванием атомов в области термического пика, в результате чего происходит гомогенизация первоначально гетерогенной структуры. На рентгенограммах наблюдается ослабление интенсивности линий α -фазы и смещение линий γ -фазы к положению, отвечающему расположению линий γ -фазы у гомогенизированных закалкой образцов; одновременно с этим линии приобретают нормальную ширину и симметрию. Теоретически предсказанная зависимость скорости диффузии от квадрата периода гетерогенной структуры подтвердилась. Из экспериментальных данных были подсчитаны параметры термического пика — его объем и величина расходуемой в нем энергии, которые оказались соответственно равны $2,5 \cdot 10^{-17}$ см³ и ~ 2 Мэв.

Поступила в редакцию 18 III 1958 г.