

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Schwaber D., Meinecke E. Energy absorption in polymeric foams. II. Prediction of impact behavior from instron data for foams with rate-depended modulus. — J. Applied Polymer Sci., 1971, v. 15, p. 2381—2393.
2. Тарасов Б.А. Метод построения диаграмм ударного сжатия пенопласта. — Механика полимеров, 1973, № 3, с. 566—568.
3. Абашкин Б.И., Забириков И.Х., Русин В.Г. Динамическая сжимаемость пенополистирола. — Там же, 1977, № 1, с. 168—171.
4. Бодренко С.И., Крысанов Ю.А., Новиков С.А. Исследование распространения ударных волн в пенополистироле. — Прикл. мех. и техн. физика, 1979, № 6, с. 140—144.
5. Abakumov A.I., Bol'shakov A.P., Khoklov N.P. et al. Technique for obtainment of foam plastic shock deformation diagram. — In: Proc. of Russian-American Workshop «Behavior of Materials under Intense Pulse Loads». Sarov, Russia, April 14—18, 1997.
6. Henry F., Williamson C. Rigid polyurethane foam for impact and thermal protection. — In: Proc. of the 11th Intern. Conf. on the Packaging and Transportation of Radioactive Materials. Las Vegas, Nevada, 3—8 December, 1995, p. 1161—1168.
7. Орленко А.П. Поведение материалов при интенсивных динамических нагрузках. М.: Машиностроение, 1964.
8. Гилл Ф., Мюррей У., Райт М. Практическая оптимизация. М.: Мир, 1985.
9. Хохлов Н.П., Минеев В.Н., Иванов А.Г. и др. Динамический пьезомодуль керамики ЦТС-19. — Физика горения и взрыва, 1978, № 4, с. 146—149.
10. Бодренко С.И., Гердюков Н.Н., Новиков С.А. и др. Пьезоэлектрический датчик для измерения параметров ударных волн в диапазоне давлений ниже 500 МПа. — Тезисы докладов II Всес. симп. по импульсным давлениям. М., ВНИИФТРИ, 1976, с. 6—7.

Поступила в Редакцию 5.05.99

УДК 669.017.3

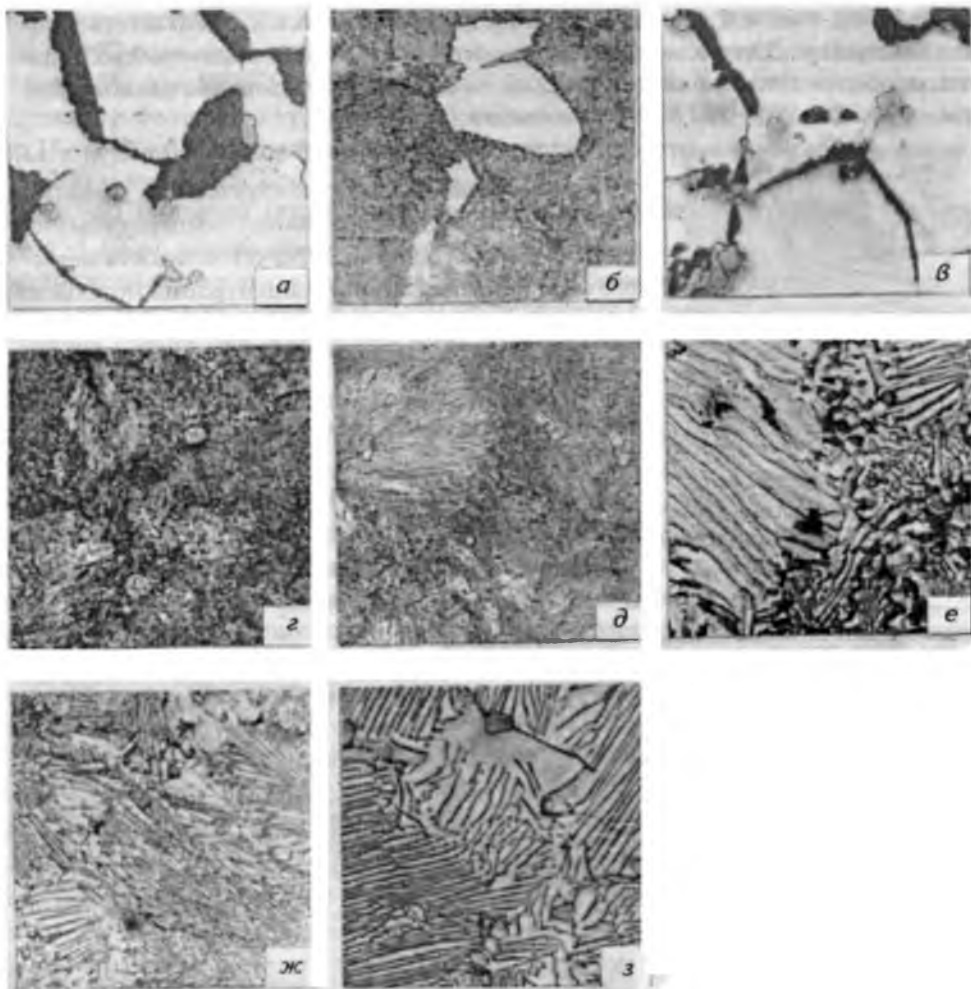
РАСПАД МЕТАСТАБИЛЬНОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СПЛАВЕ УРАН—МОЛИБДЕН

Орлов В.К., Теплинская В.М., Чеботарев Н.Т. (ГНЦ РФ —
ВНИИИМ им. А.А. Бочвара)

Многочисленные публикации в отечественной и зарубежной литературе, посвященные распаду пересыщенных твердых растворов при старении металлических сплавов, свидетельствуют, что, несмотря на особенности, обусловленные природой и характером взаимодействующих между собой металлов, диффузионными характеристиками компонентов сплавов, температурно-временными параметрами экспериментов и т.д., процессы распада в основном сводятся к трем типам: непрерывному, прерывистому и низкотемпературному [1].

Сплавы урана с переходными металлами, в частности, с молибденом, проявляющие склонность к образованию метастабильных фаз в результате закалки γ -твердого раствора, в этом смысле не являются исключением [2, 3]. В соответствии с современными представлениями о метастабильных состояниях при повышении содержания молибдена в сплаве на основе урана до атомной доли 32—33% в условиях закалки от температуры области γ -твердого раствора (γ -фазы с о.ц.к.-структурой) реализуется концентрационная последовательность образования метастабильных фаз $\alpha'_a - \beta - \alpha'_b - \alpha''_b - \gamma^0 - \gamma^s - \gamma$ [2—6]. В настоящей работе рассматриваются особенности структуры γ^s -фазы, образующейся в диапазоне атомной доли молибдена в уране ~12,4—23,6%, т.е. в конкретном сплаве с атомной долей молибдена 13,6 и 20%.

Как показано в работе [4], γ^s -фаза имеет кубическую структуру с 16 атомами в элементарной ячейке. Такая структура возникает в результате смещения из идеальных положений восьми центрирующих атомов удвоенной по трем осям исходной о.ц.к.-ячейки γ -фазы в направлении осей третьего порядка. Атомы урана и молибдена статистически распределяются по следующим положениям пространственной группы $\bar{I}43m$:



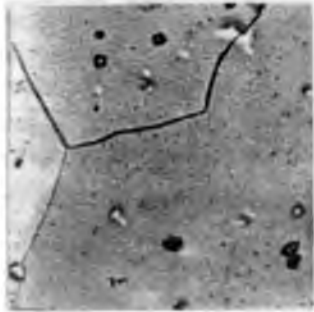
Р и с. 3. Изменение микроструктуры γ' -фазы сплава урана с атомной долей молибдена 20% в процессе распада: а, б — 400 °С, выдержка 25 и 100 ч соответственно; в, г — 450 °С, 2 и 100 ч; д, е — 500 °С, 25 и 500 ч; ж — 550 °С, 100 ч; з — 580 °С, 10 ч ($\times 1000$)

чинается на границах полиэдрических зерен, постепенно колонии высокодисперсного эвтектоида $\alpha + \gamma$ охватывают зерна. При более длительной выдержке не происходит существенных изменений характера структуры распада за исключением ее некоторого огрубления.

С-кривые, построенные по данным рентгеноструктурного анализа, характеризуют изменение фазового состава в процессе распада γ' -фазы с образованием смеси фаз $\alpha + \gamma$, в которых со временем меняется концентрация молибдена до равновесного состояния: в фазовой области $\alpha + \gamma'$ — смеси α -фазы с атомной долей молибдена менее 0,1% и фазы стехиометрического состава U_2Mo , в фазовой области $\alpha + \gamma$ — смеси α -фазы с ~0,1% молибдена и γ -фазы, в которой концентрация молибдена составляет ~21,5% [2, 3].

Начальная стадия видимого распада отмечается при 500 °С и означает минимальный инкубационный период распада γ' -фазы длительностью 2 ч. Окончание видимого распада при этой температуре достигается через 15 ч. Для достижения равновесия требуется выдержка более 500 ч. При 550 °С обнаруживаемая на рентгенограмме структура сплава $\alpha + U_2Mo(\gamma')$ формируется через 150 ч. При понижении температуры до 400—450 °С распад γ' -фазы существенно замедляется: окончание видимого распада с

образованием смеси $\alpha + \gamma$ неравновесного состава относится соответственно к 30 и 100 ч выдержки. Для достижения равновесия при этой температуре необходима значительно более длительная выдержка. В то же время образование равновесной структуры $\alpha + \gamma$ при 580—590 °С происходит за 10—12 ч.

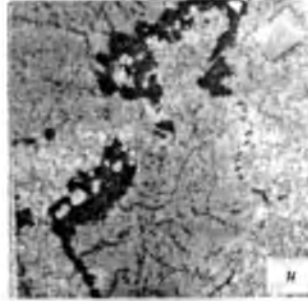
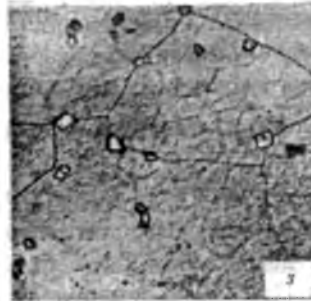
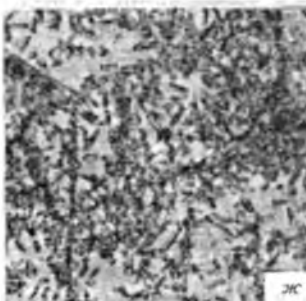
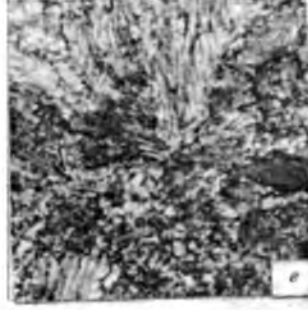
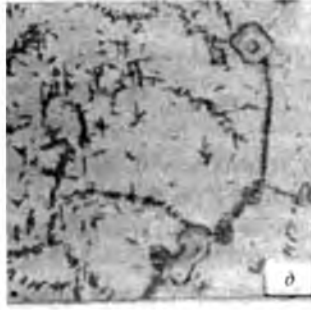
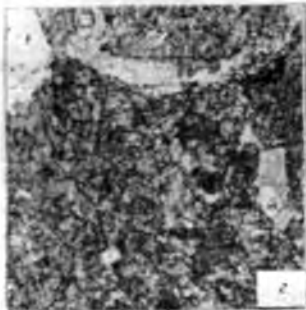
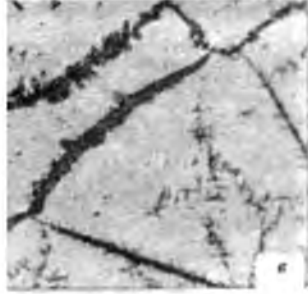
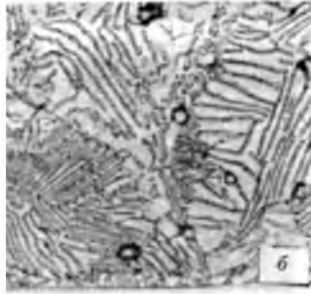


Р и с. 4. Микроструктура метастабильной γ^t -фазы сплава урана с атомной долей молибдена 13,6%, образовавшейся при закалке из γ -области ($\times 320$)

Сплав урана с атомной долей молибдена 13,6%. В этом сплаве γ^s -фаза стабилизируется при комнатной температуре только путем закалки от температуры γ -области, что указывает на более низкую устойчивость метастабильного состояния при данной концентрации молибдена в уране (рис. 4). Как и в сплаве с 20% молибдена, зерна твердого раствора имеют полиэдрическую форму с тонкими границами. Иначе говоря, структура γ^s -фазы характерна для всей области концентрации молибдена $\sim 12,4$ —23,6% (рис. 5).

Минимальный инкубационный период распада С-кри-вых составляет всего 12—15 мин.

Видимый распад γ^s -фазы при 550 и 600 °С развивается по диффузионному механизму с образованием структуры



Р и с. 5. Изменение микроструктуры γ^s -фазы сплава урана с атомной долей молибдена 13,6% в процессе распада: а, б — 600 °С, выдержка 15 мин, 12 ч соответственно; в, г — 550 °С, 10 мин и 2 ч; д, е — 550 °С, 30 мин и 25 ч; ж — 450 °С, 30 ч; з ($\times 320$), и — 400 °С, 30 мин и 25 ч ($\times 1000$)

эвтектоидного типа $\alpha + \gamma$ и заканчивается соответственно за 2 и 12 ч. Это означает, что при 600 °С равновесие достигается за то же время, что и в сплаве с атомной долей молибдена 20% при 580—590 °С. При 550 °С процесс идет быстрее. Однако содержание молибдена в γ -фазе структуры $\alpha + \gamma$, образовавшейся при 550 °С за 2 ч, составляет только 18—20%. Линии равновесной γ' -фазы на рентгенограммах не обнаруживаются и после 200 ч выдержки при 550 °С

Ниже 550 °С первой стадией процесса является образование субграниц в зернах исходной γ^s -фазы, возникающих в результате полигонизации за счет снятия закалочного напряжения и последующего выделения по субграницам и внутри субзерен дисперсных пластин пересыщенной α -фазы (переменного состава во времени). Эта кратковременная стадия при 500 °С (~5 мин) по мере снижения температуры изотермической выдержки расширяется: при 450 °С длится примерно 40 мин, при 400 °С — в течение 25 ч, когда отмечается начало эвтектоидного распада от границ полиэдрических исходных γ^s -зерен.

При 400—450 °С процесс эвтектоидного распада развивается вяло: после 200 ч выдержки эвтектоидная структура составляет менее 20% объема сплава. При 500 °С видимый распад по эвтектоидному типу заканчивается примерно через 20—25 ч. При этом в образовавшейся микроструктуре на фоне чередующихся пластин в эвтектоидных колониях почти неразличимы выделения, возникающие на первой стадии процесса распада (рис. 6). На рентгенограмме, снятой после 200 ч выдержки при 500 °С, не отмечаются линии равновесной γ' -фазы.

Ввиду того, что разница концентрации молибдена между исходной γ^s - (13,6%) и равновесной фазой γ' (U_2Mo) в данном случае существенно больше, чем в сплаве с 20% молибдена, для достижения равновесного состояния сплава с 13,6% молибдена в фазовой области ($\alpha + \gamma'$) при 500—550 °С требуется значительно более длительная выдержка, чем для сплава с 20%.

Закключение. Характер распада метастабильной γ^s -фазы в сплаве уран—молибден с атомной долей молибдена ~12,4—23,6%, исследованный на примере сплава с 13,6 и 20% молибдена, определяется особенностями структуры этой фазы и степенью устойчивости метастабильного состояния. Длительность процесса достижения равновесия при температуре фазовой области ($\alpha + \gamma'$) в основном определяется разницей концентрации молибдена в исходной γ^s -фазе и равновесной фазе стехиометрического состава U_2Mo . При температуре 580—600 °С, соответствующей фазовой области $\alpha + \gamma$ на диаграмме состояния уран—молибден, процесс распада γ^s -фазы сплава с 13,6 и 20% молибдена заканчивается за 10—12 ч с образованием пластинчатой эвтектоидной структуры $\alpha + \gamma$ равновесного состава по молибдену. В исследованном интервале температуры, относящемся к фазовой области $\alpha + \gamma'$, процесс распада γ^s -фазы сплава с 20% молибдена проходит в две стадии:

видимый эвтектоидный распад по диффузионному механизму с образованием структуры $\alpha + \gamma$ -фаз неравновесного и переменного состава;

изменение состава фаз α и γ по молибдену до образования структуры $\alpha + \gamma'$ (U_2Mo) без существенных изменений морфологии микроструктуры, образовавшейся на первой стадии. В области температуры минимальной устойчивости метастабильной γ^s -фазы (500—550 °С) для достижения равновесной структуры сплава с 20% молибдена требуются сотни часов.

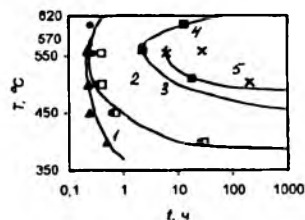


Рис. 6. С-образная диаграмма изотермического распада γ^s -фазы сплава урана с атомной долей молибдена 13,6%: 1 — γ^s — образование субзерен; 2 — $\gamma^s \rightarrow \alpha + \gamma$ эвтектоидный распад; 3 — внутризеренное выделение α -фазы; 4 — $\alpha + \gamma$; 5 — $\alpha + \gamma'$ нестехиометрического состава; ● — начало эвтектоидного распада; ■ — конец видимого распада; ▲ — образование субзерен и выделение α -фазы (данные металлографии); □ — появление линий α -фазы; × — линии γ' -фазы (рентгеновский анализ)

В сплаве с 13,6% молибдена первая стадия — видимый эвтектоидный распад γ^s -фазы реализуется только при высокой температуре $\alpha + \gamma'$ -области (550 °C и выше), при низкой температуре — частично реализуется. Ниже 550 °C стадией, предшествующей эвтектоидному распаду, является полигонизация зерен γ^s -фазы с внутризеренным выделением α -фазы неравновесного состава по молибдену (персменного во времени). Длительность этой стадии увеличивается с понижением температуры изотермической выдержки и при 400 °C составляет ~25 ч. В связи с этим процесс эвтектоидного распада развивается чрезвычайно вяло и за сотни часов не доходит до конца. Вследствие более значительной разницы концентрации молибдена в γ^s -фазе сплава с 13,6% молибдена и в равновесной фазе U_2Mo по сравнению с наблюдаемой в сплаве, содержащем 20% молибдена, для достижения равновесия при температуре минимальной устойчивости γ^s -фазы в области $\alpha + \gamma'$ потребуется значительно более длительная выдержка сплава с 13,6% молибдена.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Физическое металловедение. Вып. 2. Пер. с англ. Под ред. Р. Кана. М.: Мир, 1968.
2. Диаграммы состояния и фазовые превращения сплавов урана. Под ред. О.С. Иванова. М.: Наука, 1972.
3. Сокурский Ю.Н., Стерлин Я.М., Федорченко В.А. Уран и его сплавы. М.: Атомиздат, 1971.
4. Чеботарев Н.Т., Уткина О.Н. Кристаллическая структура γ^s -фазы в сплавах $U-Mo$, $U-Re$, $U-Nb$. — Атомная энергия, 1980, т. 48, вып. 2, с. 76—80.
5. Чеботарев Н.Т. Некоторые результаты исследования диаграмм состояния, структуры и свойств сплавов урана и плутония. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Атомное материаловедение, 1990, вып. 3(37), с. 3—10.
6. Tangri K., Williams G. Metastable phases in the uranium-molybdenum system. — J. Nucl. Mater., 1961, v. 4, № 2, p. 226—233.
7. Конобеевский С.Т., Правдюк Н.Ф., Дубровин К.П. и др. Исследование структурных изменений, происходящих в сплаве урана с молибденом под действием нейтронного облучения. — Атомная энергия, 1958, т. 4, вып. 1, с. 34—44.

Поступила в Редакцию 11.07.99

УДК 621.039.746

ТРАНСПОРТИРОВКА НА ХРАНЕНИЕ ПНЕВМАТИЧЕСКИМ ИМПУЛЬСОМ ТВЕРДЫХ ОТХОДОВ ОТ ПЕРЕРАБОТКИ ОТРАБОТАВШЕГО ТОПЛИВА АЭС

*Истомин В.Л., Рыжаков В.А. (ИГиЛ СО РАН), Ненарокомов Э.А.
(ГНЦ РФ — ВНИИНМ им. А.А. Бочвара)*

Удаление нерастворимых фрагментов отработавших ТВС на хранение после выщелачивания топлива в числе других основных факторов определяет производительность как головных переделов, так и радиохимического завода в целом. По первоначальному плану такое удаление проводилось в бидонах и было сопряжено с соблюдением жестких требований для исключения аварийных ситуаций. После 10-летнего периода эксплуатации завода удаление на хранение твердых отходов от переработки отработавших ТВС в бидонах было заменено производительным экологически безопасным импульсным пневматическим транспортированием.

Обычно куски конструкционных материалов ТВС (основная фракция от 5 до 35 мм) после выщелачивания топлива и промывки поступают в систему импульсного пневматического транспортирования влажностью не более 7%, не влияющей на передачу твердых отходов в хранилище. Однако при регенерации топлива отдельных ТВС в аппарате-растворителе образуются дополнительно мелкие нерастворимые частицы, а также труднорастворимые осадки, которые также необходимо удалять на захоронение вместе с кусками конструкционных материалов ТВС [2, 3].