

В. М. СОЛЁНОВ, В. А. СКУДНОВ, А. Д. СОКОЛОВ, А. Н. ГЛАДКИХ

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА ИТТРИЯ

1. Иттрий (Y)—типичный редкоземельный металл с температурой плавления 1509°С. В опытах был использован металл с чистотой 97,388 вес. % с содержанием Dy—0,8; Ca—0,02; Fe—0,1; Cu—0,007; Ta—1,5; Al—0,095; Si—0,085; Ni<0,005. В наличии имелся Y в виде слитков толщиной 8—10 мм, весом по 125 г.

Подготовка металла состояла из: 1) разрезки слитка на штабики сечением 8×8 мм; 10×10 мм; 2) получения путем резания круглых заготовок, диаметром 8 мм; 3) прессования круглых заготовок в нагретом состоянии при 700—800 в прутки определенного диаметра; 4) механической и термической обработки до получения окончательных размеров прутков.

Материал сменного прессового инструмента—сталь P18, 3X2B8. Термообработка Y (отжиг) производилась в вакуумной печи (10^{-4} — 10^{-3} мм рт. ст.) при температуре $0,5 T_{пл}$ (К). После этого заготовки подвергались правке, механической шлифовке, разрезке на исходные размеры; для растяжения: общая длина образца 40 мм, диаметр—2 мм, длина рабочей части—10 мм; и осадки: диаметр—3 мм, высота—4,5 мм. На образцах для растяжения (на их рабочей длине) наносились риски.

Хранение образцов производилось в стеклянной банке и керосине. Для исключения выкальзывания образцов при растяжении из захватов, в качестве которых служили конусные полуштулки, на их внутренних пазах была сделана резьба. Разрыв производился в разборном реверсоре, изготовленном из нержавеющей стали.

Размеры реверсора (диаметр 38 мм) обеспечивали возможность его размещения как в печи для нагрева до температуры 1000°, так и в стакане с низкими температурами до—196°С.

Для испытания на осадку использовалось приспособление из двух пуансонов с направляющей втулкой. Деформирование с нагревом во всех случаях производилось в среде чистого аргона, который подводился в центральную часть печи снизу через специальный канал, предусмотренный в корпусе. Подача аргона осуществлялась после включения печи в сеть через трансформатор РНО—250—2. Опыты проводились после выдержки 10—15 мин при заданной температуре.

Скорости деформации составляли: при растяжении $2 \cdot 10^{-2}$ сек; при осадке $2 \cdot 10^{-3}$; $1,5 \cdot 10^{-2}$; $1,5 \cdot 10^{-1}$ сек $^{-1}$.

Таблица 1

Кривая	Температура в °С	Скорость в сек $^{-1}$
1	796	0,002
2	796	0,015
3	796	0,150
4	617,9	0,002
5	617,9	0,015
6	617,9	0,150
7	434,9	0,002
8	434,9	0,015
9	434,9	0,150
10	261	0,002
11	261	0,015
12	261	0,150
13	83	0,002
14	83	0,015
15	83	0,150
16	-95	0,002
17	-95	0,015
18	-95	0,150

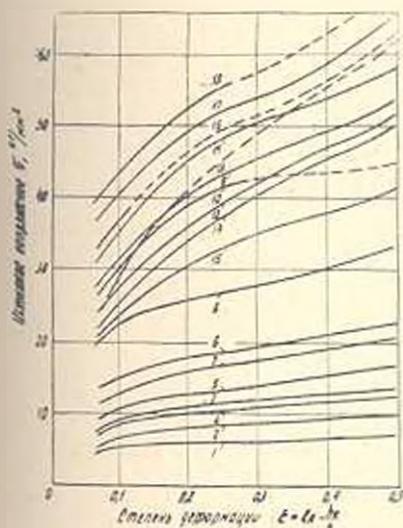


Рис. 1 Кривые зависимости истинного напряжения иттрия от степени деформации при различных температурах и скоростях (параметры кривых даны в табл. 1)

На рис. 1 приведены кривые деформации (осадка) иттрия. С увеличением степени и скорости деформации, а также с понижением температуры истинные напряжения растут.

На рис. 2 представлены графики температурной зависимости истинного напряжения иттрия при степени деформации $\epsilon = 0,2$. В области низких температур на графиках обнаруживаются немонотонности в виде „горбов“ деформационного старения. Кроме того, намечается излом, разделяющий их на „за- и дорекристаллизационные“ ветви. Из графиков температурной зависимости (рис. 2) также следует, что с увеличением скорости деформации „горб“ деформационного старения смещается в область более высоких температур. Отмечено, что с увеличением степени деформации он смещается в область более низких температур.

Появление „горба“ деформационного старения и зависимость его максимума T^1 от скорости и степени деформации указывает на диффузионную природу этого явления, связанного с перемещением примесных атомов к искаженным местам решетки, в результате чего происходит образование „атмосфер“, препятствующих движению дислокаций [1].

Смещение максимума T^1 в область более высоких температур с увеличением скорости деформации обусловлено, видимо, тем, что для

более высоких скоростей деформации взаимодействие примесей и дислокаций становится возможным только при достаточно высокой температуре, обеспечивающей необходимую скорость диффузии примесных атомов.

У металлов с мелкозернистой структурой скорость диффузии примесных атомов выше [2], чем у крупнозернистых металлов за счет более низкой энергии активации диффузии примесей у первых. Так как в процессе пластической деформации происходит измельчение зерна, то степень деформации также влияет на положение максимума „горба“.

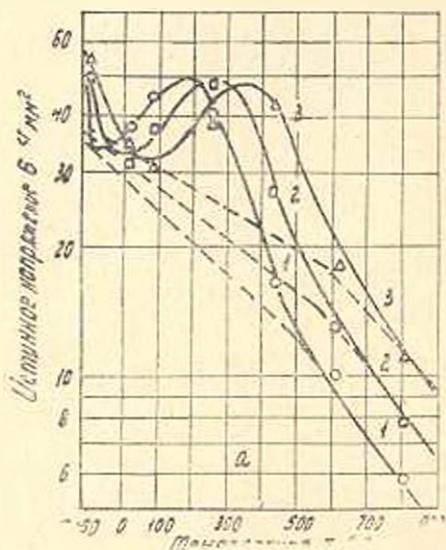


Рис. 2. Температурная зависимость истинного напряжения σ титана при степени деформации $\varepsilon = 0.2$ и скоростях (сек^{-1}): 1— $2 \cdot 10^{-2}$; 2— $1.5 \cdot 10^{-2}$; 3— $1.5 \cdot 10^{-1}$

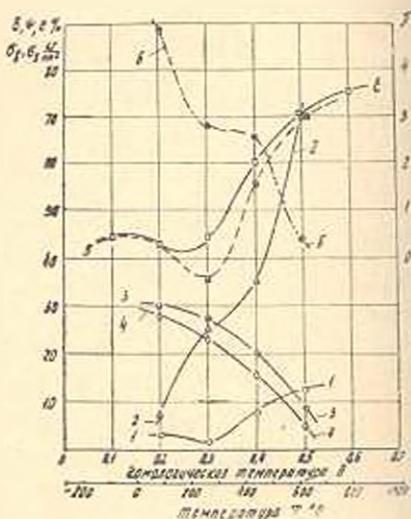


Рис. 3. Температурная зависимость механических характеристик титана: 1— σ_a ; 2— ψ ; 3— σ_a ; 4— σ_s ; 5— ε ; 6— π ; ———— $2.3 \cdot 10^{-2} \text{сек}^{-1}$; - - - $2.3 \cdot 10^{-1} \text{сек}^{-1}$

На рис. 3 приведены температурные зависимости механических характеристик γ : относительного полного удлинения (ψ); предельного сужения (ψ_s), предела прочности (σ_a) и предела текучести (σ_s) при скорости деформации $2 \cdot 10^{-2} \text{сек}^{-1}$, а также предельного относительного обжатия (ε) при осадке. Здесь же приводится график изменения показателя плинания напряженного состояния на предельную пластичность металла (π) [3]. Из рис. 3 следует, что с увеличением температуры пластичность металла монотонно увеличивается; особенно это заметно по сужению ψ_s , которое уже при 600°C достигает величины 70% , что говорит о возможности обработки γ при температуре 600°C и выше. Сравнительно высокие значения σ_a порядка 30 кг/мм^2 при обычных

условиях с увеличением температуры снижаются до $8-9 \text{ кг/мм}^2$ при 600°C ; аналогично ведет себя и предел текучести.

На температурных графиках ϵ и δ в области температур от 0,2 до 0,4 от $T_{пл}$ (К) наблюдается известная немонотонность; незначительный провал пластичности при $0,25 T_{пл}$ при $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ сек}^{-1}$ с увеличением скорости деформации на порядок смещается вправо в область температур $0,3 T_{пл}$. Это указывает на диффузионную природу этих аномалий, представляющих, видимо, указанное выше явление типа деформационного старения.

Поведение показателя влияния напряженного состояния на пластичность (π) обратно пропорционально изменению показателя ψ : если во всем интервале температур ψ с увеличением температур возрастает, то показатель π падает, причем, некоторое изменение наклона графиков $\psi(T)$ при $T = (0,3-0,4) T_{пл}$ К соответствует зеркальному отображению хода графиков $\pi(T)$.

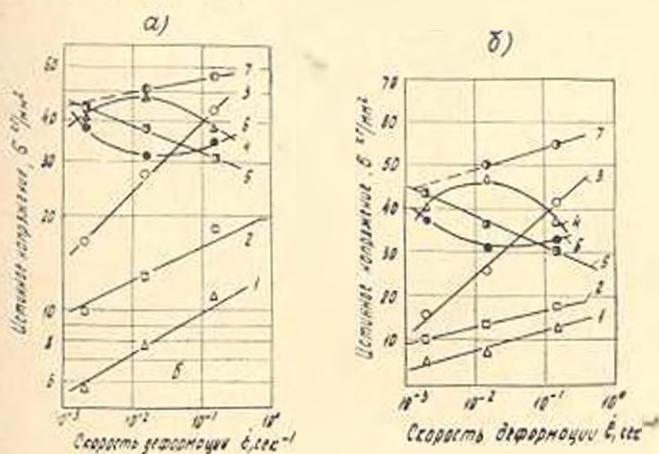


Рис. 4. Скоростная зависимость истинного напряжения для иттрия при $\nu = 0,2$ и температурах ($^\circ\text{C}$): 1—796; 2—617,9; 3—434; 4—261; 5—83; 6—20; 7—95. а—в „двойных“ логарифмических координатах; б—в „полулогарифмических“ координатах

Скоростная зависимость $\sigma(\dot{\epsilon})$ представлена на рис. 4. Для „безнормальных“ областей, связанных, как и в случае $\sigma(T)$ -зависимостей, с явлением деформационного старения, она одинаково хорошо изображается прямыми линиями как (а) в „двойных“ логарифмических ($\lg \sigma - \lg \dot{\epsilon}$), так и в „полулогарифмических“ координатах (б).

2°. Возможность представления $\sigma(T, \dot{\epsilon})$ -зависимостей в виде двух указанных вариантов обобщений—было показано в ряде работ [4, 5] и должна быть связана с участием в пластической деформации двух или более термически активируемых механизмов.

Первому варианту обобщения отвечает поперечное скольжение, наблюдающееся [6] в ГП-структурах тем чаще, чем меньше асимме-

трия σ и α их кристаллической решетки (γ Y $\sigma/\alpha=1,57$). Это естественно вызывается с активацией в этом случае внебазисного скольжения [6].

Действительно, указывается [7], что в качестве альтернативного механизма поперечное скольжение может контролировать пластическую деформацию в ГП-структурах в области средних ($0,25 - 0,5 T_{пл}$) температур.

Для этого случая зависимость $\varepsilon(\varepsilon)$ представляется [6] выражением

$$\varepsilon = A e^n e^{U/2KT}, \quad (1)$$

где A , n и U (энергия активации поперечного скольжения) — параметры, зависящие от энергии дефекта упаковки γ [8]; чем выше γ , тем больше n . Это относится к одинаковым гомологическим температурам.

Второму варианту обобщения отвечают механизмы пересечения ле-са и неконсервативного движения ступенек в винтовых дислокациях. Оба механизма указываются в качестве контролирующих скорость деформации при низких (от 0 до $0,25 T_{пл}$) и средних (от $0,25$ до $0,5 T_{пл}$) температурах [7] и могут быть представлены [9] зависимостью вида

$$\dot{\varepsilon}^* \approx \varepsilon = \frac{U_0 + KTB \ln \frac{\sigma}{C}}{v^*}, \quad (2)$$

где σ и ε^* — внешнее напряжение и его термическая компонента; v^* — объем активации; U_0 — энергия активации самодиффузии (для механизма движения ступеньки) или энергия образования порога (для механизма пересечения); B и C — константы.

Величина v^* в случае механизма пересечения представляется как произведение вектора Бюргерса b на расстояние между пересекаемыми дислокациями l^* и ширину расщепления d , а в случае механизма движения ступенек как произведение b^2 на расстояние между ступеньками l^* .

Так как в обоих случаях для „чистых“ металлов (но не для сплавов) с увеличением энергии дефекта упаковки (γ) величины l^* и l^* уменьшаются, то зависимость $\varepsilon(\varepsilon)$ усиливается.

На основании данных по коэффициентам электронной теплоемкости [10], а также данных опытов [11] значения γ для некоторых металлов с ГП-решеткой представлены в табл. 2.

Таблица 2

Металл	Mg	Y	Cd	La
σ в с.м^2	200	~80	150	~80
Показатель n в ур. вида (1) при $\dot{\varepsilon}=0,5$	0,19	0,115	0,15	0,12

Наблюдающаяся здесь корреляция между λ и γ указывает на то, что пластическая деформация в металлах с ГП-решеткой и в частности в Υ может контролироваться релаксационными процессами, скорость которых при равных условиях обусловлена величиной энергии дефекта упаковки.

Поступило 11.XI.1970.

Վ. Մ. ՍԱՀՆՈՒՎ, Վ. Ա. ՍՈՌԻՔԵՆՎ, Է. Գ. ՍԱԿՈՒՎ, Ա. Ե. ԳԱՂԿԻ
ԻՏՐԻՈՒՄԻ ՄԻՍՀԱՎԱԾՔԻ ՊԼԱՍՏԻԿԱԿԱՆ ԴԵՖՈՐՄԱՑԻԱՆ

Ա Մ Ո Վ Ո Վ

Հոգիանում բերված են իտրիումի միահալվածքի պլաստիկական դեֆորմացիայի պրոցեսների փորձարարական հետազոտությունների արդյունքները: Հետազոտությունների համար օգտագործված է 97.388% խառնում պարունակող միահալվածք: Տրված են որոշ մեկնաբանություններ պլաստիկական դեֆորմացիայի մեխանիզմի վերաբերյալ:

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Коттрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. Металлургия, М., 1958.
2. Солёнов В. М., Соколов А. Д. Известия ВУЗ "Черная металлургия", № 7, 1967.
3. Скуднов В. А., Соколов А. Д. Известия АН СССР "Металлы", № 4, 1965.
4. Mott N. F. "Philos. Mag.", 1956, № 8, v. 1, p. 568.
5. Seeger A., Berner R., Wolf H. "Z. Physik", 1959, v. 155, s. 247.
6. Фридель Ж. Дислокации. Изд. "Мир", 1967.
7. Conrad H. "J Metals", 1964, 16, № 7, p. 582.
8. Соколов А. Д., Гладких А. Н., Скуднов В. А., Солёнов В. М., Штейнберг А. М. Некоторые вопросы теории пластической деформации. "Труды Горьковского политехнического института им. А. А. Жданова", т. XXIV, вып. 9, Горький, 1968.
9. Seeger A. "Philos. Mag.", 1955, 46, p. 1194.
10. Loupasian O. V. "Physical Review", 1962, v. 128, № 2, p. 622.
11. Наскова Н. Н., Негмонов С. А., Павлов В. А. Сб. "Свойства и применение жаропрочных сплавов", изд. "Наука", 1966.