

УДК 538.945:539.214

PACS: 83.50.- v Деформация и течение материалов

83.60.Wc Нестабильность течения

Параметры скачкообразной деформации сплава Al- 3% Mg в интервале температур (210- 350) К

С.В. Лебедев, С.В. Савич

Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, Украина

sergey.v.lebedev@mail.ru

Неустойчивость пластического течения поликристаллического сплав Al- 3%Mg изучена в интервале температур (210 - 350) К. Показано, что на ресурс пластичности сплава влияет степень неоднородности пластического течения за счет скачкообразной деформации. Определены зависимости амплитуды и концентрации скачков от степени относительного удлинения и температуры деформирования.

Ключевые слова: скачок деформирующего напряжения, нестабильность пластического течения, деформация, примесный дефект.

Нестійкість пластичної течії полікристалічного сплаву Al- 3%Mg вивчена в інтервалі температур (210 - 350) К. Показано, що на ресурс плинності сплаву впливає ступінь неоднорідності пластичної течії за рахунок стрибкоподібної деформації. Визначені залежності амплітуди і концентрації стрибків від ступеня відносного подовження і температури деформування.

Ключові слова: стрибок деформуючого напруження, нестабільність пластичного плинну, деформація, домішковий дефект.

Instability of Al- 3%Mg polycrystal alloy has been studied in temperature range (210 - 350) K. It have been shown that degree of heterogeneity of plastic flow because due to jumplike deformation influence on plasticity resource. Dependence of amplitude and concentration of jumps by elongation degree and deformation temperature have been determined.

Keywords: deformation stress drop, instability of plastic flow, deformation, impurity defect.

Введение

Приложение к твердому телу внешнего усилия сопровождается обратимым (упругая деформация) и необратимым (пластическая деформация) изменением его размеров и формы. В отличие от упругой составляющей пластическая деформация всегда дискретна на микроскопическом уровне (за счет линейных и ротационных дефектов и др.), а при определенных параметрах твердого тела и условиях эксперимента и на макро- уровне [1,2]. В последнем случае дискретность пластического течения проявляется в виде скачков деформирующего напряжения на кривой упрочнения моно- и поликристаллических материалов [3]. В случае металлических объектов для широкого температурного интервала проявление скачкообразной деформации может быть связано с эффектом Портевена - Ле Шателье, деформационным двойникованием, фазовыми переходами, трещинообразованием, особенностями низкотемпературной динамики дислокаций и др. [3].

Неоднородность пластического течения на макро- уровне обычно развивается с локализацией деформации в достаточно больших объемах твердого

тела [4]. Наиболее выразительно такая неустойчивость (коэффициент деформационного упрочнения $d\sigma/d\varepsilon < 0$) проявляется у различных металлов с добавлением в них определенного сорта чужеродных атомов примеси [1,2].

Так, в сплавах системы Al - Mg с концентрацией второго элемента до 10 % скачкообразная деформация проявляется как в области гелиевых, так и при комнатных (эффект Портевена - Ле Шателье) температурах [1,2]. Хотя для сплавов этой системы при комнатных температурах изучены некоторые механические характеристики скачкообразной деформации [5] и ее статистика, остается не определенной по температуре нижняя и верхняя граница неустойчивости пластического течения.

В связи с этим в данной работе определен температурный интервал проявления неустойчивости и изучен ряд параметров скачкообразной деформации сплава Al- 3% Mg.

Методика эксперимента

Объектом исследований являлся промышленный поликристаллический сплав Al- 3%Mg. Образцы имели форму плоскопараллельных пластин с

размерами рабочей части (0,77x4x15) мм³ с уширениями под захваты разрывной машины. Для создания максимальной концентрации α - фазы, которая определяет структуру сплава Al- Mg в диапазоне концентрации магния до 15% [6], после приготовления образцов необходимой геометрии их отжигали на воздухе при 450° С в течение 1 ч. с последующей закалкой в воду.

Нагрузку на образце в процессе растяжения с постоянной скоростью удлинения фиксировали по величине разбаланса тензометрического моста сопротивления, связанного с динамометром. Величина разбаланса, пропорциональная величине действующей нагрузки P , после усиления фотоэлектрическим усилителем Ф- 116/1 регистрировалась в координатах P - t (время) электронным самопишущим потенциометром КСП-4 (разрешение во времени 1с) и цифровым мультиметром Sanwa PC-520М (временное разрешение 0,3с).

Относительное удлинение определяли из соотношения $\epsilon = v_{шт}/l$ ($v_{шт} = 0,5$ мкм.с⁻¹ - скорость перемещения штока нагружающего устройства, l_0 - начальная длина рабочей части образца) с погрешностью $\pm 0,1\%$, а деформирующее напряжение рассчитывали как $\sigma = P(1 + \epsilon)/S_0$ (S_0 - начальное сечение образца) с погрешностью $\pm 5 \cdot 10^{-3}$ МПа.

Все испытания в режиме активного растяжения со скоростью $1,3 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ проводили в температурном интервале $T = (210 - 350)$ К. Для получения $T > 300$ К использовали внешний нагреватель, а для создания $T < 300$ К внешний нагреватель помещали в металлический стакан, размещенный в парах над поверхностью жидкого азота (77 К). Температуру поддерживали и измеряли хромель-алюмелевой термопарой с точностью $\pm 10^{-1}$ К.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Для определения температурного диапазона проявления скачкообразной деформации сплава Al-3%Mg механические испытания в режиме активного растяжения проводили при фиксированной температуре и постоянной скорости перемещения штока нагружающего устройства. Примеры кривых нагружения в координатах нагрузка P - время t разных образцов для наиболее характерных температур испытания показаны на рис. 1.

Из анализа диаграмм нагружения $P(t)$ сплава для фиксированных температур испытания (рис. 1а) следует, что: до $T < 210$ К пластическое течение является однородным; при более высоких температурах возникает его неустойчивость в виде аperiодических и различных по амплитуде скачков нагрузки, интенсивность которой нарастает в диапазоне (230-300) К; дальнейшее повышение T от 270 К до 350 К способствует частичному или полному

подавлению скачкообразной деформации. Полное подавление скачкообразной деформации имеет место при $T > 80^\circ\text{C}$.

На вставке (рис. 1б) в увеличенном масштабе показан участок кривой нагружения $P(t)$ и обозначены параметры скачка: амплитуда $\delta P_{ск}$ и вызванное им удлинение образца $\delta l_{ск}$.

Для корректного сопоставления диаграмм нагружения в координатах $P(t)$ (скорость удлинения постоянна), соответствующих различным условиям воздействия на кристаллическую решетку металла, а также с учетом разброса начальных структурных состояний и геометрических размеров образцов, был произведен пересчет действующей нагрузки P в деформирующее напряжение σ и времени нагружения t в относительное удлинение ϵ .

В результате были получены кривые деформационного упрочнения $\sigma(\epsilon)$ сплава Al-3%Mg для всего интервала пластической деформации, начиная с макроскопического предела текучести металла σ_0 . Сопоставление прироста деформирующего напряжения ($\sigma - \sigma_0$) за счет необратимой пластической деформации ϵ (упругая часть отсутствует) (рис. 2,а - кривая 1) для различных температур испытания позволяет сделать вывод о том, что в пределах погрешности эксперимента и разброса геометрических и структурных характеристик исследуемых образцов в диапазоне (210 - 350) К деформационное упрочнение сплава Al-3%Mg не чувствительно к температуре испытания.

Пунктирная линия (рис. 2,а-кривая 2) соответствует нижнему уровню сбросов деформирующего напряжения за счет неустойчивости пластического течения. Как видно, скачкообразная деформация развивается на фоне общего деформационного упрочнения кристаллической решетки, что указывает на одновременность протекающих в дислокационной системе следующих процессов: взаимодействие и динамика собственных и примесного типа дефектов, а также частичное (локальное) скачкообразное разупрочнение кристаллической решетки в результате специфического поведения отдельных дислокационных групп.

В соответствии с моделью термоактивируемого движения дислокаций деформирующее напряжение поликристалла определяется двумя составляющими $\sigma(T, \epsilon) = \sigma_d + \sigma_t$ (σ_d , σ_t - соответственно уровни дальнего действующего и термической компоненты напряжения в кристаллической решетки) [1,2]. Для сплава Al-3%Mg при одинаковой степени искаженности кристаллической решетки за счет собственных и примесных дефектов уже при $T > 210$ К уровень термической активации становится достаточным для реализации условия $\sigma(T, \epsilon) \approx \sigma_d$ ($\sigma_t = 0$) (рис. 2,а).

В тоже время при единой зависимости деформационного упрочнения для разных T ресурс пластичности $\epsilon_{пл}$ сплава оказывается весьма

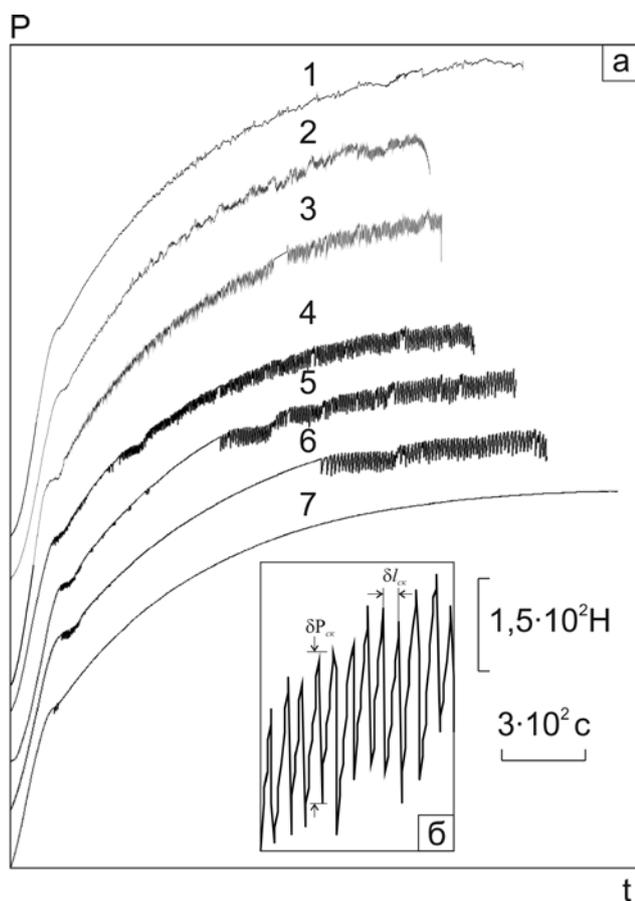


Рис.1 Вид кривых нагружения в координатах нагрузка P- время t сплава Al- 3%Mg для температур испытания T, К: 1- 230, 2- 250, 3- 273, 4- 320, 5- 330, 6- 340, 7- 350 (а). Во вставке (б) увеличенная структура скачков.

чувствительным к характеру протекания пластической деформации. С возникновением и развитием локализованной деформации при $T = (230 - 270) \text{ K}$ $\epsilon_{пл}$ снижается, а интервале $(270 - 350) \text{ K}$ неоднородность пластического течения подавляется, что приводит к росту ресурса пластичности (рис. 2,б).

Для качественного и количественного анализа скачкообразной деформации использовали такие параметры: среднюю величину скачка $\delta\sigma_{ск}$ и количество скачков $n_{ск}$ на 1 % относительного удлинения. Усреднение производилось по массиву $\sim (10 - 50)$ сбросов нагрузки на интервале $\Delta\epsilon \approx (0,5 - 0,75)\%$.

Изменение амплитуды скачка $\delta\sigma_{ск}$ (а) и концентрации скачков $n_{ск}$ (б) от степени относительного удлинения ϵ для разных температур испытания приведено на рис.3. Для приведенных температур испытания характерно нарастание $\delta\sigma_{ск}$ по линейному закону с увеличением степени деформации (диапазон изменения амплитуды скачка составляет $(0,05 - 15) \text{ МПа}$) (рис. 3,а). При этом повышение T приводит к возрастанию амплитуды скачка (например, на уровне $\epsilon = 10\%$ $\delta\sigma_{ск}(330 \text{ K}) / \delta\sigma_{ск}(250 \text{ K}) \approx 4,5$), хотя начальная деформация возникновения локальной неустойчивости пластического течения $\epsilon_{нач}$ смещается в область

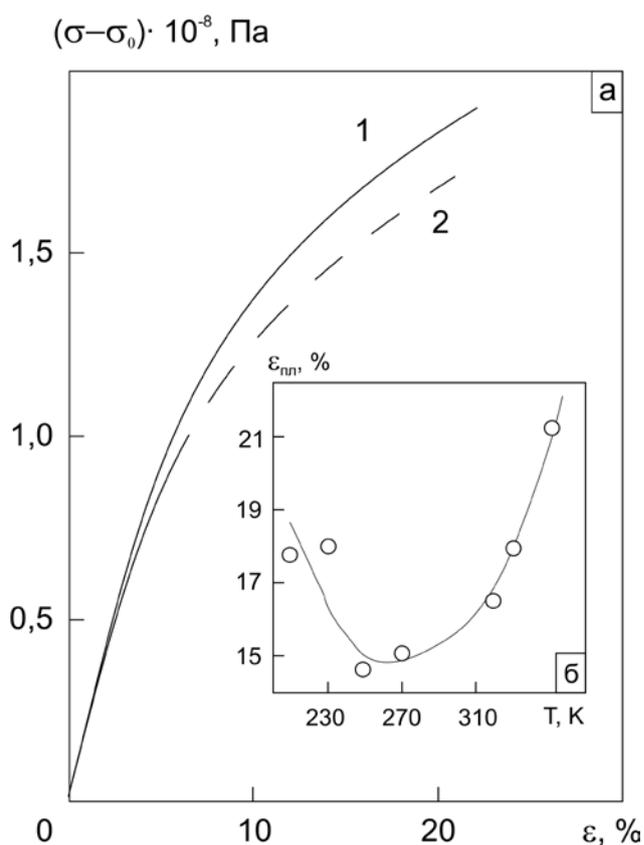


Рис.2 Деформационное упрочнение в координатах $(\sigma - \sigma_0) - \epsilon$ (а) и температурная зависимость ресурса пластичности $\epsilon_{пл}$ (б) сплава Al- 3%Mg.

больших относительных удлинений.

Для зависимости $n_{ск}(\epsilon, T)$ имеет место противоположная тенденция - повышение температуры уменьшает концентрацию скачков, а также смещает $\epsilon_{нач}$ в область больших ϵ (рис.3,б). Диапазон изменения $n_{ск}$ составляет $(5 - 45)$ скачков на 1% относительного удлинения.

Еще одной характеристикой неустойчивости пластического течения является удлинение образца $\delta l_{ск}$, которое возникает в результате сброса деформирующего напряжения на $\delta\sigma_{ск}$ (рис.1б). Результаты определения этого удлинения при разных амплитудах скачка ($T = 300 \text{ K}$) показаны на рис. 4. Как видно, величина удлинения линейно возрастает при увеличении $\delta\sigma_{ск}$ и диапазон изменения $\delta l_{ск}$ находится в пределах $\sim (5 - 30) \text{ мкм}$. По величине $\delta l_{ск}$ можно оценить количество дислокаций $\Lambda = \delta l_{ск} / b$ (b - вектор Бюргерса $\sim 3 \cdot 10^{-10} \text{ м}$), дающих вклад в удлинение образца при одиночном сбросе нагрузки. Диапазон изменения $\delta l_{ск} = (5 - 30) \text{ мкм}$ соответствует активации группы дислокаций $\Lambda \approx 10^4 - 10^5 \text{ шт.}$, что составляет $\sim (1 - 10)\%$ от общей плотности дислокаций деформированного сплава.

Используя данные рис. 3, возможно определить температурный ход величин $\delta\sigma_{ск}$ и $n_{ск}$ при деформациях $\epsilon > \epsilon_{нач}$ (например, для $\epsilon = 10\%$) (рис. 5). Область проявления локализованной неустойчивости пластического течения сплава Al- 3%Mg находится в

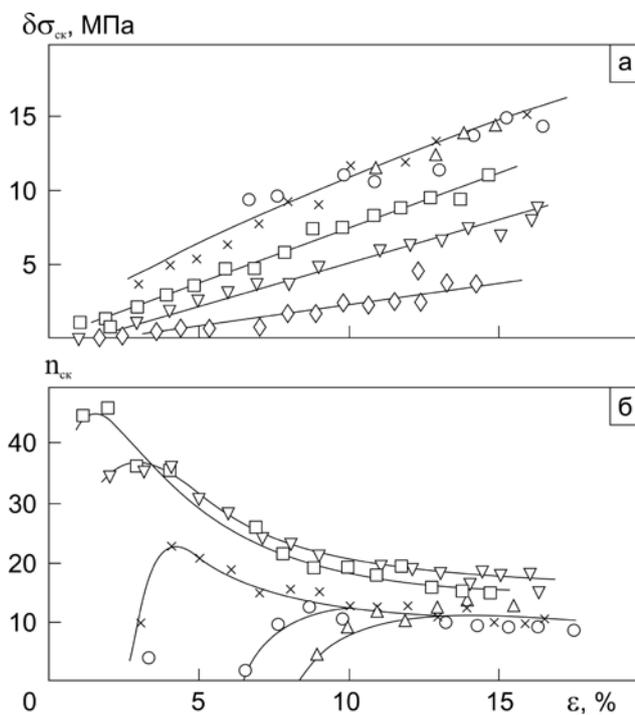


Рис. 3 Изменение амплитуды скачка $\delta\sigma_{ск}$ (а) и концентрации скачков $n_{ск}$ (б) от степени относительного удлинения ϵ для температур испытания T, K: \diamond - 250, ∇ - 273, \square - 290, \times - 320, \circ - 330, \triangle - 340.

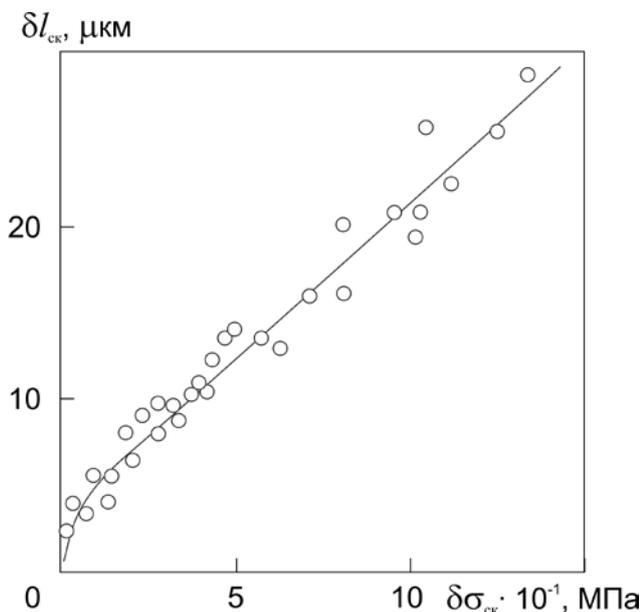


Рис.4 Величина удлинения образца $\delta l_{ск}$ при разных амплитудах скачка деформирующего напряжения $\delta\sigma_{ск}$. (T= 300 K)

пределах (210-350) K, а зависимости $\delta\sigma_{ск}(T)$ и $n_{ск}(T)$ по-разному изменяются от T. Так скачок деформирующего напряжения линейно нарастает (в пределах от 0 до 13 МПа) с увеличением температуры от 210 K до 340 K (рис. 5,а), а кривая $n_{ск}(T)$ имеет колоколообразную форму с максимумом при T= 270 K (рис. 5,б).

Поскольку скачки деформирующего напряжения проявляются на фоне общего деформационного

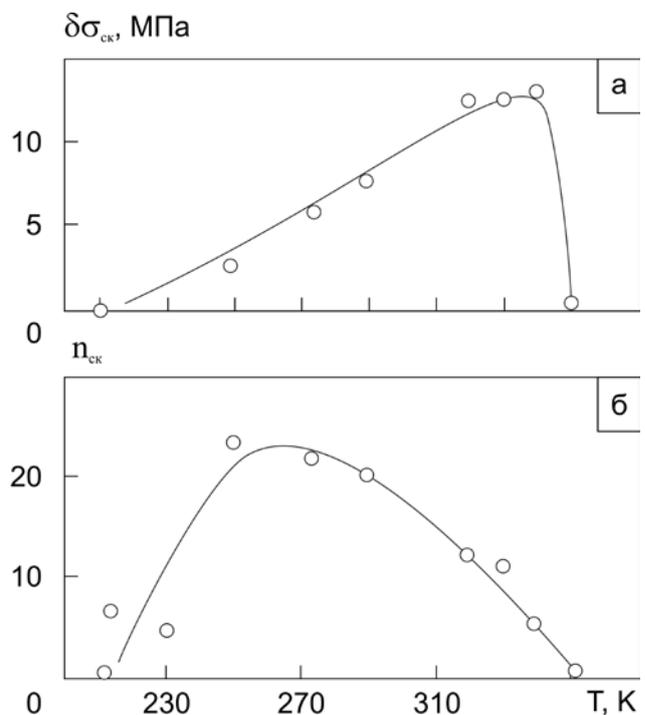


Рис.5 Температурная зависимость $\delta\sigma_{ск}$ (а) и $n_{ск}$ (б) (на уровне $\epsilon= 10\%$) сплава Al- 3%Mg.

упрочнения сплава ($d\sigma/d\epsilon > 0$) (рис. 1 и 2), то можно считать, что они возникают в локальных объемах деформируемого материала. В предположении статистически равномерного возникновения очагов локализации в деформируемом образце и невозможности активации отдельных дислокационных групп дважды в одном и том же месте возможно оценить линейный размер такой области как $l_{лок} = (V_{обр}/N_{ск})^{1/3} \approx 0,6$ мм (объем образца $V_{обр} \approx 10^2 \text{ мм}^3$ и общее количество скачков $N_{ск} \approx 500$ для T= 300 K - рис.3,б), что сопоставимо с толщиной образца и размером зерна поликристаллической структуры.

Активизация группы дислокаций $\Lambda \approx 10^4 - 10^5$ шт. в локализованном объеме при скачках напряжения приведет к уменьшению плотности дислокаций на $\Delta N_d \approx \Lambda/l_{лок}^2 \approx (10^6 - 10^7) \text{ см}^{-2}$, что составит от общей их плотности на стадии развитой деформации $\Delta N_d/N_d \approx 10^{-4} - 10^{-3}$.

Высокий уровень коэффициента деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\epsilon$ сплава (рис.2), который значительно превышает θ чистого алюминия, основной вклад в торможение линейных дефектов вносят атомы примеси и выделения α - фазы. Тогда однородное пластическое течение на макро- уровне обеспечивается равномерным движением постоянного потока движущихся дислокаций в усредненном поле внутренних напряжений поликристалла (их уровень в интервале от 210 K до 350 K практически не зависит от температуры; рис. 2,а). При флуктуациях внешнего действующего напряжения σ и температуры в различных точках деформируемого образца возможно создание благоприятных локальных условий для преодоления потенциальных барьеров дислокационными

группами мощностью $\Lambda \approx 10^4 - 10^5$ шт. В пользу этого свидетельствует: нарастание амплитуды скачка с увеличением уровня деформирующего напряжения ($\sigma \sim \varepsilon$) (рис. 3,а) и с повышением температуры в пределах (210 - 340) К (рис. 5,а); а также наличие верхней граничной $T \geq 350$ К, при которой только за счет термической активации преодолеваются локальные барьеры.

1. В.И. Старцев, В.Я. Ильичев, В.В. Пустовалов, *Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах*, Металлургия, Москва (1975).
2. О.В. Клявин, *Физика пластичности кристаллов при гелиевых температурах*, Наука, М. (1987).
3. В.В. Пустовалов, ФНТ **34**, 9, 871 (2008).
4. Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, С.А. Баранников, *Физика макролокализации пластического течения*, Наука, Новосибирск (2008).
5. Ю.И. Головин, В.И. Иволгин, М.А. Лебедин, ФТТ **44**, 7, 1254 (2002).
6. А.Е. Вол *Строение и свойства двойных металлических систем*. М.: Госиздательство физ.-мат. литературы, 1959, с. 285-287.