

УДК 669.296:539.381

ЗАВИСИМОСТЬ ДЛИНЫ ВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОТ РАЗМЕРА ЗЕРНА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ АЛЮМИНИЕВЫХ ОБРАЗЦОВ

Л. Б. Зуев, Б. С. Семухин, Н. В. Зариковская

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск

Исследована зависимость длины волны локализации пластической деформации на параболической стадии деформационного упрочнения от размера зерна в поликристаллическом алюминии. Определен характер такой зависимости в диапазоне размеров зерна 10^{-2} –10 мм. Изучено влияние размера зерна на характер кривой пластического течения.

Введение. В последнее время при исследовании локализации деформации в моно- и поликристаллах металлов и сплавов обнаружены и изучены некоторые макроскопические закономерности этого явления [1, 2]. Показано, что очаги локализованной деформации на стадии линейного упрочнения ($\sigma \sim \varepsilon$) образуют бегущую вдоль оси растяжения волну, а на стадии параболического упрочнения ($\sigma \sim \varepsilon^m$, $m < 1$) — стационарную систему. Определены основные динамические свойства таких волн: зависимость скорости распространения от коэффициента деформационного упрочнения, закон дисперсии, а также масштабный эффект [1–3].

В то же время не изучена важная для понимания природы явления зависимость длины волны от размера зерна D в поликристаллах. Можно ожидать, что эта структурная характеристика поликристалла [4] существенно влияет на параметры локализации деформации в нем. В настоящей работе исследована зависимость длины волны локализации деформации от размера зерна. В качестве материала использован алюминий А85 чистотой 99,85 %. Размер зерна в образцах изменялся в пределах 10^{-2} мм $\leq D \leq 10$ мм в результате рекристаллизации после предварительной деформации. Техника эксперимента, позволяющая обнаруживать зоны локализации деформации и вычислять распределение компонент тензора пластической дисторсии по образцу, описана в [2]. Плоские образцы с размерами рабочей части 50 × 10 мм выштамповывались из алюминиевого листа толщиной 2 мм. Растяжение производилось при температуре 300 К на испытательной машине “Instron-1185” при скорости движения подвижного захвата $3,35 \cdot 10^{-6}$ м/с (относительная скорость растяжения $6,7 \cdot 10^{-5}$ с $^{-1}$).

1. Результаты экспериментов. Полученная в эксперименте сложная зависимость длины волны локализации деформации от размера зерна приведена на рис. 1. Ее анализ показывает, что для исследованного диапазона значений D функция $\lambda(D)$ имеет два предельных участка: при $D \leq 50$ мкм длина волны $\lambda \sim e^D$, при $D \geq 2,5$ мм $\lambda \rightarrow \lambda_0 \approx 20$ мм (λ_0 — предельное значение длины волны локализованной деформации в алюминии). В промежуточной области эти участки плавно переходят один в другой.

Выясним, чем может быть обусловлена сложная форма зависимости $\lambda(D)$. Естественно предположить, что с ростом размера зерна длина волны локализованной деформации пропорционально увеличивается из-за соответствующего удлинения полосы сдвига в элементарном акте деформирования [4]. Однако это справедливо только для мелких зерен, а при размере зерна, сравнимом с поперечником образца, скорость роста должна уменьшать-

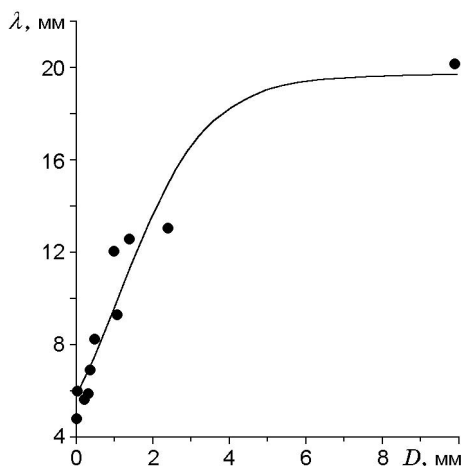


Рис. 1

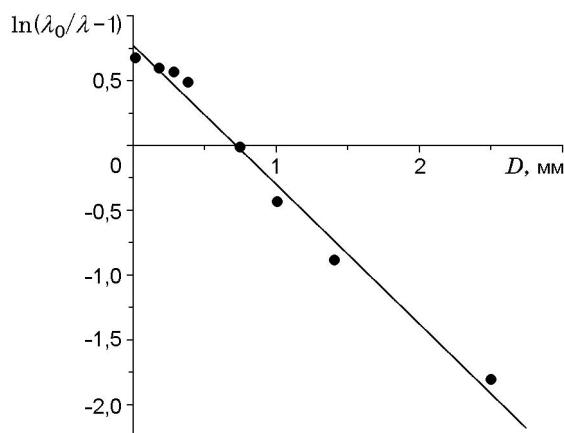


Рис. 2

ся, так как в этом случае линии скольжения не проходят через все зерно. Известно, например, что в металлических монокристаллах длина следа скольжения всегда существенно меньше ширины образца [5]. С учетом сказанного выше дифференциальное уравнение, связывающее величины λ и D , записывается в виде

$$\frac{d\lambda}{dD} = a\lambda - b\lambda^2. \quad (1)$$

Здесь a , b — положительные размерные константы; квадратичный член $b\lambda^2$ учитывает уменьшение скорости роста λ в области больших значений D . Как известно, решением уравнения (1) является логистическая функция [6]

$$\lambda = \lambda_0 / [1 + C \exp(-aD)], \quad (2)$$

кривая которой подобна кривой, приведенной на рис. 1. Здесь $\lambda_0 = a/b$; $C \approx 2,25$ — постоянная интегрирования.

На рис. 2 зависимость $\lambda(D)$ (см. рис. 1), приведенная в координатах $\ln(\lambda_0/\lambda - 1) - D$, является линейной. Отсюда следует, что уравнение (2) с удовлетворительной точностью описывает экспериментальную зависимость $\lambda(D)$ в широком диапазоне значений D . Численная обработка опытных данных с использованием уравнения (2) позволяет определить значения констант a , b : $a = 1,14 \text{ мм}^{-1}$, $b = 5,8 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^{-2}$. Величины с размерностью длины $a^{-1} \approx 0,9 \text{ мм}$, $b^{-1/2} \approx 4,2 \text{ мм}$ имеют простой геометрический смысл: их значения близки к половине толщины и ширины использованных образцов соответственно.

В диапазоне размеров зерна $10^{-2} \text{ мм} \leq D \leq 10^{-1} \text{ мм}$ $a\lambda \gg b\lambda^2$. В этом случае решение уравнения (1) хорошо аппроксимирует экспериментальные данные в области малых зерен $\lambda \sim \exp(aD)$. В то же время в области макроскопических размеров зерна ($D \geq 0,7 \text{ мм}$), где рост длины волны замедляется, можно полагать, что увеличение λ пропорционально произведению увеличения размера зерна dD и числа зерен на длине образца: $d\lambda \sim (L/D) dD$. При длине образца $L = \text{const}$ отсюда следует характерное для этой области соотношение $\lambda \sim \ln D$, полученное в работе [7] для крупнозернистых поликристаллов алюминия. Изменение формы зависимости от $\lambda \sim \exp(aD)$ к $\lambda \sim \ln D$ соответствует условию $\lambda = \lambda_0/2$ или $\ln(\lambda_0/\lambda - 1) = 0$ [6]. Согласно оценке по данным, приведенным на рис. 2, это изменение происходит при $D = D^* \approx 0,7 \text{ мм}$.

Логарифмическая зависимость λ от макроскопического параметра — длины образца L — обнаружена при исследовании локализации деформации в образцах из сплава $\text{Zr} + 2,5 \% \text{ Nb}$ с размером зерна $D \approx 5 \text{ мкм}$ [8]. Для интервала длин $25 \text{ мм} \leq L \leq 125 \text{ мм}$

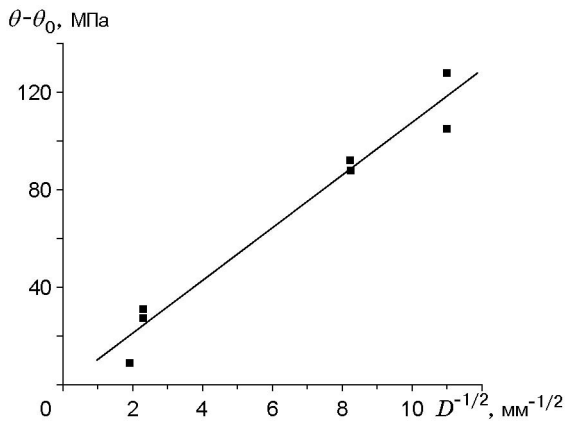


Рис. 3

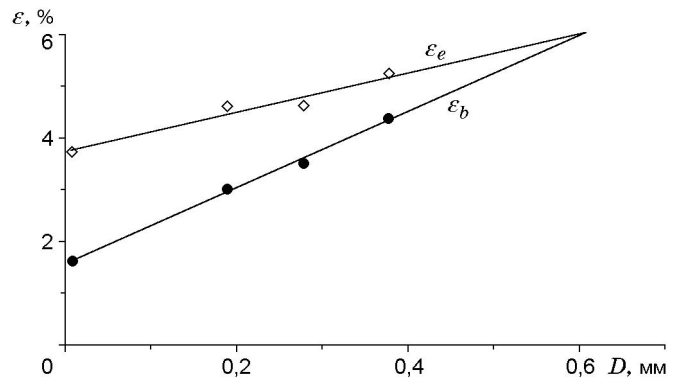


Рис. 4

установлено, что $\lambda \sim \ln L$. Таким образом, логарифмическая зависимость в области макроскопических значений переменной, от которой зависит длина волны локализованной деформации, достаточно универсальна.

В некоторых случаях на монотонных кривых пластического течения поликристаллических металлов и сплавов чередуются параболические и линейные участки деформационного упрочнения, что обусловлено влиянием размера зерна на характер локализации деформации в поликристаллах [4]. Эта особенность ранее отмечалась при деформации поликристаллов алюминия [9]. В настоящих экспериментах на кривых пластического течения поликристаллического алюминия также удалось выделить по одному или по два линейных участка кривой $\sigma(\epsilon)$, для чего дополнительно применялась ультразвуковая методика исследования пластической деформации (использовалось то обстоятельство, что на линейных стадиях упрочнения в алюминии скорость распространения ультразвука не меняется при возрастании деформации) [10]. На линейной стадии деформационного упрочнения напряжение течения растет по закону $\sigma = \sigma_b + \theta\epsilon$ ($\theta = d\sigma/d\epsilon = \text{const}$ — коэффициент деформационного упрочнения; σ_b — напряжение в начале линейной стадии). Коэффициенты деформационного упрочнения для линейных участков зависят от размера зерна в образцах, причем зависимость $\theta(D)$ с удовлетворительной точностью описывается уравнением $\theta = \theta_0 + k_\theta D^{-1/2}$ (рис. 3), аналогичным известному соотношению Холла — Пётча [5], с коэффициентом корреляции [6], равным примерно 0,9 для зависимости $\theta \sim D^{-1/2}$.

Изменение характера деформационного упрочнения сопровождается существенным изменением типа локализации деформации. Так, если на параболической стадии упрочнения очаги локализации неподвижны, то на линейной они синхронно движутся вдоль образца со скоростью примерно $8 \cdot 10^{-5}$ м/с [11].

2. Обсуждение результатов. Рассмотрим условия существования линейных стадий деформационного упрочнения в поликристаллическом алюминии. Протяженность линейных участков, соответствующих этим стадиям, уменьшается с ростом размера зерна D (рис. 4), так как при этом деформация ϵ_b , соответствующая началу линейного участка, быстро увеличивается, в то время как деформация ϵ_e , соответствующая концу этого участка, увеличивается медленнее. Кривые экстраполированных в область больших зерен зависимостей $\epsilon_e(D)$ и $\epsilon_b(D)$ пересекаются при $D_c \approx 0,65$ мм. Если $D \geq D_c$, то $\epsilon_e - \epsilon_b \rightarrow 0$ и участок с линейным упрочнением не наблюдается, вырождаясь в точку перехода одного параболического участка в другой, в которой показатель m в выражении $\sigma \sim \epsilon^m$, описывающем параболический характер пластического течения [4, 5], меняется скачкообразно. Критический размер зерна D_c близок к значению $D = D^* \approx 0,7$ мм (см. рис. 2),

соответствующему перегибу кривой логистической зависимости (2). Таким образом, при размере зерна в материале, превышающем D^* , происходит: а) замедление, а затем прекращение роста длины волны локализованной деформации; б) исчезновение участка с линейным деформационным упрочнением. Кривая пластического течения крупнозернистых поликристаллов, как и монокристаллов алюминия, при растяжении которых не наблюдается обычных для монокристаллов с другой ГЦК-решеткой (Cu, Ni, Ag) стадий легкого скольжения и линейного упрочнения [12], состоит из 2–3 участков параболической формы. Линейный характер отдельных участков кривой пластического течения возможен в поликристаллах алюминия только при $D < 0,7$ мм. Вырождение линейной стадии деформационного упрочнения в поликристаллах при $D > 0,7$ мм, видимо, связано с увеличением размера зерна до значения, при котором линии скольжения уже не пересекают границ, так что роль последних в упрочнении становится несущественной [9].

Заключение. Увеличение длины волны локализованной деформации λ приводит к возникновению грубой деформационной структуры — чередованию в объеме образца сильнодеформированных и практически недеформированных слоев материала. Очевидно, увеличение λ свидетельствует об увеличении области локализации деформации, так что обнаруженная зависимость длины волны локализованной деформации от размера зерна может быть использована при выяснении причин снижения пластичности крупнозернистых материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зуев Л. Б., Данилов В. И. О природе крупномасштабных корреляций при пластическом течении // Физика твердого тела. 1997. Т. 39, № 8. С. 1399–1403.
2. Zuev L. B., Danilov V. I. A self-excited wave model of plastic deformation // Philos. Mag. A. 1999. V. 79, N 1. P. 43–57.
3. Zuev L. B. Wave phenomena in low-rate plastic flow in solids // Ann. Physik. 2001. Bd 10, N 11/12. S. 965–984.
4. Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. Киев: Наук. думка, 1987.
5. Фридель Ж. Дислокации. М.: Мир, 1967.
6. Основные формулы физики / Под ред. Д. Мензела. М.: Изд-во иностр. лит., 1957.
7. Данилов В. И., Зуев Л. Б., Мних Н. М. и др. Волновые эффекты при пластическом течении поликристаллического Al // Физика металлов и металловедение. 1991. № 3. С. 188–194.
8. Зуев Л. Б., Зыков И. Ю., Данилов В. И., Заводчиков С. Ю. Неоднородность пластического течения сплавов циркония с параболическим законом деформационного упрочнения // ПМТФ. 2000. Т. 41, № 6. С. 133–138.
9. Jaoul В. Etude de la forme des courbes de deformation plastique // J. Mech. Phys. Solids. 1957. V. 5, N 1. P. 95–114.
10. Zuev L. B., Semukhin B. S., Bushmelyova K. I., Zarikovskaya N. V. On the acoustic properties and plastic flow stages of deforming Al polycrystals // Materials Lett. 2000. V. 42, N 1/2. P. 97–101.
11. Зуев Л. Б., Семухин Б. С., Зариковская Н. В. Перестройка автоволновой структуры при деформации поликристаллического Al // Журн. техн. физики. 2001. Т. 71, № 5. С. 57–62.
12. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. М.: Мир, 1969.

Поступила в редакцию 10/IX 2001 г.,
в окончательном варианте — 5/XI 2001 г.