

01;05

Перестройка автоволновой структуры при деформации поликристаллического Al

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634021 Томск, Россия

(Поступило в Редакцию 26 июня 2000 г.)

Исследована кинетика развития очагов локализованной пластической деформации в поликристаллическом Al. Установлено, что на стадии линейного деформационного упрочнения такие очаги синхронно движутся, а на стадии параболического упрочнения неподвижны. Определены количественные характеристики (длина волны, скорость распространения) деформационных волн, возникающих на стадии линейного упрочнения. Найдена связь количественных характеристик процесса локализации деформации с размером зерна. Исследовано перераспределение локальных деформаций при переходе от одной стадии течения к другой. Предложена модель, объясняющая возникновение крупномасштабных структур локализованной пластической деформации.

Введение

Исследования кинетики развития локализации деформации, проведенные на широком круге материалов с применением высокоточной методики [1–4], показали, что процессу пластического течения свойственна локализация на всем своем протяжении, а формы локализации имеют ясно выраженную связь со стадийностью кривой течения. Наиболее интересной проблемой в этом отношении является наблюдаемое на стадии линейного упрочнения, когда $\sigma \sim \Theta \varepsilon$ (σ — напряжение в образце, ε — его общая деформация, $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ — коэффициент деформационного упрочнения), синхронное движение очагов пластического течения. Из картины локализации течения в этом случае можно получить характеристики специфического волнового процесса: длину волны λ и скорость ее распространения V_w , которая обратно пропорциональна Θ [5]. На стадии параболического упрочнения, когда $\sigma \sim \varepsilon^m$ ($m < 1$), а коэффициент деформационного упрочнения падает с ростом деформации, очаги пластического течения неподвижны. Для понимания причин этого различия существенный интерес представляет наблюдение эволюции картины локализации в материале, в котором возможна неоднократная смена стадий параболического и линейного упрочнения. Оказалось, что в этом отношении уникален поликристалличе-

ский Al, кривая $\sigma(\varepsilon)$ которого состоит из трех стадий [6]: двух параболических (в начале и конце процесса) и заключенной между ними линейной. Задача настоящего исследования состоит в выяснении закономерностей развития картина локализации деформации на каждой из этих стадий и при их смене.

Материал и методика исследования

В качестве материала для исследования использован листовой Al марки A85 (общее содержание примесей не более 0.15 wt%). Образца с размерами рабочей части $50 \times 10 \times 2$ mm выштамповывались из листов. Путем предварительной пластической деформации и последующего рекристаллизационного отжига изменялся средний размер зерна D , который в трех исследованных случаях составлял 0.2, 0.3 и 0.4 mm соответственно. Образцы растягивались на испытательной машине "Instron-1185" при постоянной скорости перемещения подвижного захвата $V_m = 3.35 \cdot 10^{-6}$ m/s ($\varepsilon_t = 6.7 \cdot 10^{-5}$ s $^{-1}$).

Точность выделения стадии линейного деформационного упрочнения повышалась тем, что в дополнение к обычной процедуре отыскания интервала деформаций, где коэффициент Θ постоянен, использовалась методика измерения скорости распространения ультразвука V_s непосредственно в растягиваемом образце [7]. Как пока-

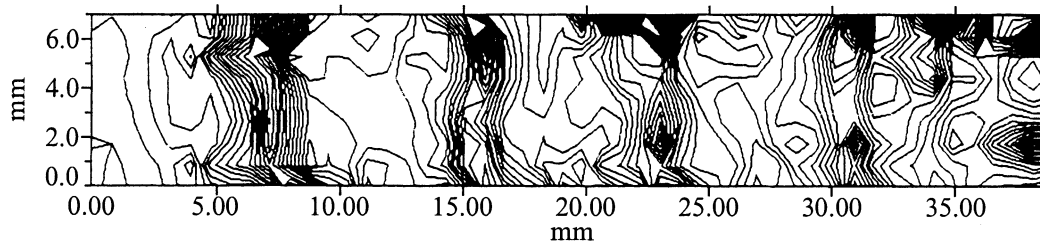


Рис. 1. Распределение локальных удлинений в образце с $D \approx 0.2$ mm (линии $\varepsilon = \text{const}$).

зано в [7], на стадии линейного упрочнения в Al одновременно как $\Theta = \text{const}$, так и $V_s = \text{const}$; использование дополнительного критерия упрощает выделение этой стадии и повышает точность фиксирования ее начала и конца на кривых течения $\sigma(\varepsilon)$ использованных образцов поликристаллического Al.

Картины локализации деформации выявлялись непосредственно в ходе нагружения методом спеклинтерферометрии, подробно описанным в [4]. С его помощью можно получить распределения компонент тензора пластической дисторсии $\beta_{i,j} = \nabla r$ (r — вектор смещения) по поверхности наблюдения (см., например, рис. 1) и проследить за их эволюцией во времени. Так, анализируя изменение положения очагов локализованного пластического течения в зависимости от времени $t = \varepsilon/\varepsilon_t$, можно определить такие важные характеристики процесса, как скорость распространения деформационных волн вдоль оси образца по мере его растяжения V и их длину λ .

Результаты экспериментов

На кривых пластического течения всех исследованных образцов поликристаллического Al удалось выделить стадию линейного упрочнения. Как показано на рис. 2, во всех трех случаях ее протяженность невелика и уменьшается с ростом размера зерна D . Это согласуется с данными [6], в соответствии с которыми линейная стадия мало заметна при температуре выше 77 K, особенно в крупнозернистом и монокристаллическом Al. Действительно, экстраполяция полученных зависимостей до их пересечения показывает, что при $D \rightarrow 0.5 \text{ mm}$ $|\varepsilon_e - \varepsilon_b| \rightarrow 0$, т.е. участок линейного упрочнения исчезает, вырождаясь в точку перехода от одной параболической стадии к другой со скачкообразным изменением показателя степени m в выражении

$$\sigma = \sigma_0 + A\varepsilon^m, \quad (1)$$

описывающем параболическое упрочнение [6].

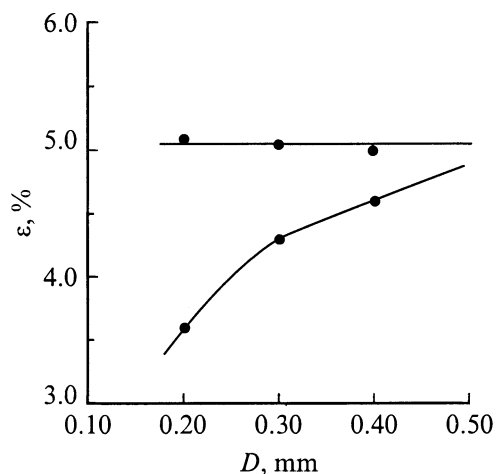


Рис. 2. Начало и конец стадии линейного упрочнения поликристаллического Al с разным размером зерен.

Зависимость параметров деформационных волн в поликристаллическом Al от размера зерна (стадия линейного деформационного упрочнения)

Размер зерна поликристаллов D , mm ($D^{-1/2}$, mm $^{-1/2}$)	Коэффициент деформационного упрочнения $\Theta \cdot 10^{-8}$ Pa (Θ/E) $\cdot 10^3$	Длина волны λ , mm	Скорость распространения деформационных волн $V_w \cdot 10^5$, m/s
0.2 (2.24)	1.58 (2.24)	7.0 ± 0.5	8
0.3 (1.82)	1.42 (2.01)	5.8 ± 0.2	8
0.4 (1.58)	1.38 (1.96)	4.5 ± 0.2	13

Благодаря такому типу стадийности кривой пластического течения Al, удалось решить основную задачу исследования: построить и проанализировать распределения компоненты ε_{xx} тензора пластической дисторсии ($\varepsilon_{xx} \equiv du/dx$ — локальное удлинение в направлении оси растяжения образца x , u — компонента вектора r в направлении x) в ходе деформации одного материала, упрочняющегося по разным законам. Данные для анализа эволюции локализации удобно представлять в форме зависимости положения X^* максимумов величины ε_{xx} по осевой линии образца от времени деформации $t \sim \varepsilon$, как показано в [3]. Полученная зависимость (рис. 3) показала, что поведение ε_{xx} на линейной и параболических стадиях упрочнения различно. Из рис. 3 следует, что стадии линейного упрочнения соответствуют наклонные участки зависимостей $X^*(t)$, причем скорость распространения волн деформации в этом случае $V_w = dX^*/dt$ (см. таблицу). Стадиям параболического деформационного упрочнения на рис. 3 отвечают горизонтальные участки зависимостей $X^*(t)$, для которых $V_w = 0$. Таким образом, при растяжении поликристаллического Al в полной мере проявляются ранее установленные на широком круге металлов и сплавов закономерности [1–4]: на параболических стадиях возникают стационарные системы очагов пластического течения, а на стадии линейного упрочнения по образцу движется система очагов локализованной деформации (волновой процесс).

Особенности развития локализованной деформации

Локализация пластической деформации в поликристаллическом Al имеет характерные особенности, возникающие и развивающиеся в соответствии со сменой стадий деформационного упрочнения. В ходе пластического течения в образцах самопроизвольно возникает и эволюционирует система зон локализованной деформации в форме волнового процесса или стационарной структуры, причем тип картины локализации полностью определяется действующим в данный момент деформационного упрочнения. Обсудим основные экспериментально установленные особенности развития такого рода картин локализованной деформации в поликристаллическом Al.

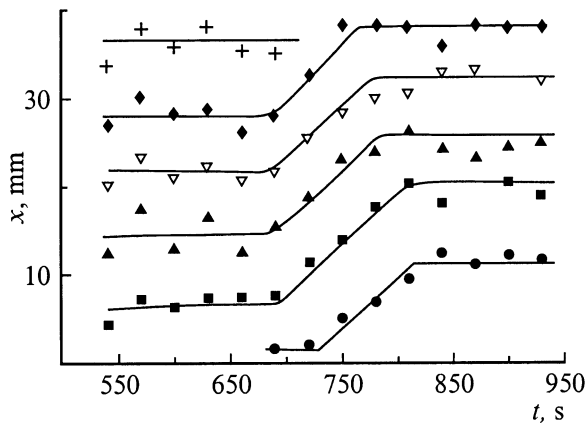


Рис. 3. Перемещение максимумов локализованной деформации вдоль оси образца ($D \approx 0.2$ mm) при растяжении с постоянной скоростью.

Анализ формы и пространственного положения очагов локализованной деформации в образце позволил установить, что они представляют собой параллельные друг другу слои пластически деформируемого материала толщиной 3...5 mm. Это справедливо как для параболического, так и для линейного упрочнения; различие состоит в том, что на стадии линейного упрочнения такие слои синхронно движутся. Следы слоев на поверхности наблюдения почти перпендикулярны оси растяжения образца. Этим они отличаются, например, от полос Людерса, для которых предсказываемый теорией пластичности [8] и обычно наблюдаемый наклон к оси растяжения составляет $\sim 55^\circ$. Различие, видимо, объясняется тем, что свойства реального крупнокристаллического Al не вполне удовлетворяют используемым при расчетах идеализированным моделям пластичности. Как показывает анализ картин локализации, подобных приведенной на рис. 1, форма фронтов пластичности слегка искривлена, а профиль (крутизна склонов) асимметричен.

Таким образом, в поликристаллах Al при пластическом течении возникают чередующиеся деформируемые и недеформируемые слои примерно одинаковой толщины. Динамика их развития соответствует стадии и механизму деформационного упрочнения, действующим в соответствующий момент. Такое расслоение деформируемого материала происходит самопроизвольно при растяжении с постоянной скоростью и является, видимо, общей закономерностью процесса пластической деформации [1,2].

Собственно процесс развития пластического течения в таком расслоенном материале реализуется следующим образом. На стадиях параболического упрочнения вся пластическая деформация оказывается почти полностью локализованной внутри неподвижных активных зон, в то время как между ними материал почти не деформируется. На стадии линейного упрочнения пластическая деформация идет так, что в процесс постепенно вовлекаются новые слои материала, примыкающие к передним

фронтам подвижных очагов пластического течения, в то время как в слоях материала на задних фронтах деформация прекращается.

На стадии линейного упрочнения картина локализации приобретает волновой тип и характеризуется длиной λ и скоростью V_w распространения волны (см. таблицу). В исследованных случаях величина V_w убывает с ростом коэффициента Θ , что качественно согласуется с ранее установленным и объясненным в [5] соотношением

$$V_w = V_0 + J/\Theta, \quad (2)$$

связывающим эти две характеристики деформируемой среды. По сравнению с приведенными в [5] данными о зависимости $V_w(\Theta)$ для монокристаллов легированного γ -Fe линейность в случае Al выполняется хуже. Это, видимо, объясняется тем, что изменение коэффициента деформационного упрочнения Θ достигается за счет различия в размерах зерна D в разных образцах. Как показывает количественный анализ связи коэффициента деформационного упрочнения с размером зерна в образцах, функция $\Theta(D)$ имеет аналогичный известному закону Холла–Петча вид

$$\Theta = \Theta_0 + k_\Theta \cdot D^{-1/2} \quad (3)$$

(рис. 4) при коэффициенте корреляции $k = 0.97$. Соответствующим образом вместе с D могут изменяться и другие механические свойства Al, например, напряжение течения. Поскольку J в (2) имеет смысл потока энергии через деформируемый образец [5], то изменение напряжения течения приводит к изменению J и отклонению зависимости V_w (Θ^{-1}) от линейности, предсказываемой уравнением (2).

На первой и второй стадиях параболического упрочнения активно деформирующиеся и недеформирующиеся слои, чередуясь, создают в образце стационарную структуру. Локализация деформации на второй параболической стадии так велика, что развитие подобной струк-

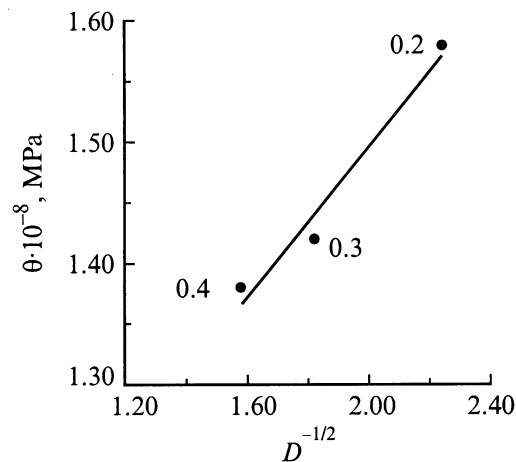


Рис. 4. Коэффициент деформационного упрочнения поликристаллического Al (стадия линейного упрочнения) в зависимости от размера зерна. Цифры у кривых — значения D (mm).

туры приводит к формированию в образце нескольких (3...5) хорошо различимых шеек. Наконец, незадолго до появления макроскопического сужения поперечного сечения вся пластическая деформация локализуется в одном месте, где в дальнейшем зарождается шейка и происходит вязкое разрушение образца.

Локализация как упорядочение в деформируемой среде

В развитии деформационных структур при пластическом течении поликристаллического Al легко можно проследить отчетливо выраженные закономерности, характерные также и для других, ранее исследованных материалов. После достижения предела текучести на первой стадии параболического упрочнения в образце возникает стационарная система локализованных очагов пластического течения. На стадии линейного упрочнения такие очаги синхронно движутся вдоль образца с постоянной скоростью. Переход ко второй стадии параболического упрочнения сопровождается формированием неподвижной системы очагов локализованного течения.

Необходимо отметить, что при переходе от одной стадии к другой имеющаяся картина очагов локализованной деформации "рассыпается", а на ее месте возникает новая, соответствующая действующему на этой стадии процессу закону деформационного упрочнения. При смене закона распределение очагов локализованной деформации становится неупорядоченным, их амплитуда уменьшается примерно вдвое, а число возрастает, причем некоторые очаги раздваиваются. Затем в начале новой стадии упрочнения картина локализации (подвижная или стационарная) самопроизвольно формируется из неупорядоченного распределения очагов пластического течения, приобретая постепенно закономерные черты. Важная особенность наблюдаемой эволюции состоит в том, что она происходит при непрерывном растяжении образца с постоянной скоростью.

Длина линейной стадии деформационного упрочнения уменьшается в крупнозернистых образцах таким образом, что деформация, отвечающая концу этой стадии ε_e , практически нечувствительна к D , в то время как начало линейной стадии ε_b с ростом размера зерна смещается к большим деформациям (рис. 2), т.е. стадия линейного упрочнения, напряжение течения на которой

$$\sigma = \sigma_b + \Theta\varepsilon, \quad (4)$$

в поликристаллическом Al возникает за счет соответствующего укорочения первой параболической стадии, причем такое укорочение более ощутимо в мелкозернистом материале. Это заключение подтверждается следующей особенностью кинетики перехода от первой параболической к линейной стадии, который осуществляется так, что при выходе диаграммы $\sigma(\varepsilon)$ на линейный режим $\sigma \sim \varepsilon$ очаги локализованной деформации еще остаются неподвижными; их движение начинается после $\sim 1/4$

длины стадии линейного упрочнения. Поэтому длительность межстадийного перехода, определенного по кривой $\sigma(\varepsilon)$, оказывается меньше времени, необходимого для формирования новой картины локализации деформации. Подобная особенность хорошо согласуется с результатами работы [6], в которой показано, что деформация, соответствующая началу второй параболической стадии, практически не зависит от размера зерна в Al.

Микроструктурные особенности, соответствующие стадиям кривой пластического течения в поликристаллах Al, качественно рассмотрены в [6]. Имеется также большое количество работ, в которых предприняты электронно-микроскопические исследования структуры деформированного Al (см., например, [9]). К сожалению, основываясь только на микроскопических представлениях, невозможно вскрыть причины макроскопической локализации течения и тем более понять ее детали на разных стадиях деформационного упрочнения. В настоящем исследовании при помощи рентгенографической методики, основанной на представлениях, развитых в [10], с использованием специально разработанной схемы [11] удалось установить, что смена стадий кривой течения сопровождается заметными количественными изменениями тонкой структуры деформируемого материала. Оказалось, что на уже первой стадии параболического упрочнения зерна Al разбиваются на блоки размером χ . Наступлению стадии линейного упрочнения отвечает существенное (двухкратное) увеличение размеров таких блоков, как показано на рис. 5. После окончания стадии линейного упрочнения размер блоков снова падает.

Очевидно, перечисленные картины могут рассматриваться как результат упорядочения в деформируемой среде. Подобный подход, основанный на идеях синергетики [12], в настоящее время получает все большее распространение при объяснении структурообразования

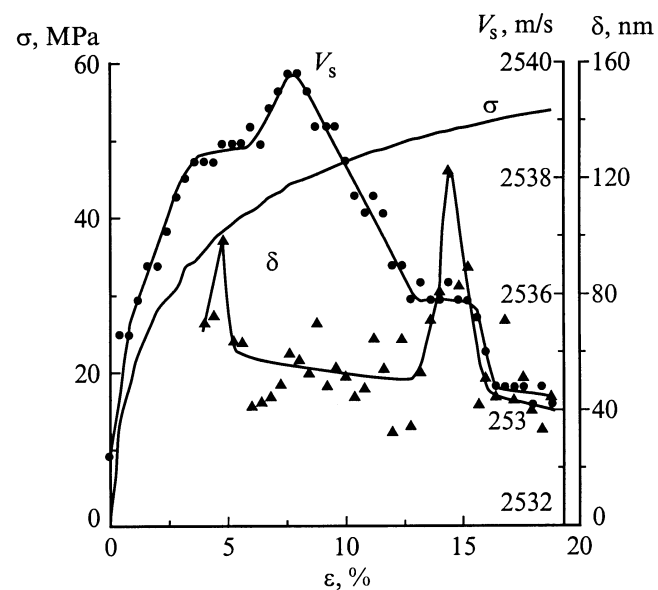


Рис. 5. Изменение размеров микроструктурных блоков и скорости распространения ультразвука при деформации Al.

при пластическом течении. При этом значительная часть исследований посвящается попыткам объяснить формирование дислокационных структур разной степени сложности [13,14], и лишь в работах [1,4,15,16] рассматриваются процесс самоорганизации на макроуровне, проявляющийся как самопроизвольное возникновение зон локализованной деформации, и их закономерное поведение, согласованное со стадийностью кривой течения [1,4,16]. В этих работах все возможные картины локализации рассматриваются как различные типы автоволновых¹ процессов [17] или диссипативных структур, возникающих в открытых системах, через которые протекает поток энергии.

С такой точки зрения смена типа локализации пластического течения связывается с изменением состояния деформируемой среды. Поскольку наиболее существенные изменения материала при пластическом течении состоят в накоплении и перераспределении решеточных дефектов, необходимы ясные представления о связи микроструктурных параметров с количественными характеристиками картин локализации деформации. В этом отношении очень важен установленный в настоящем исследовании факт, согласно которому переход от стационарной локализованной структуры к структуре волнового типа связан с упомянутым выше заметным возрастанием размера блоков, определяемых рентгенографическим методом.

О природе длинноволновой периодичности

Как отмечалось ранее [1–4], наиболее сложной частью проблемы является объяснение величины длины волны (расстояния между очагами пластического течения), которое по порядку величины составляет 5...10 мм. Предлагаемое здесь решение основано на следующей модели. Поликристалл, нагруженный внешним устройством, представляет собой мозаику напряженных областей микроскопического масштаба, связанных с концентраторами напряжений, в области которых генерация дислокационных сдвигов оказывается более вероятной. Каждый сдвиг при этом рассматривается как скачкообразный релаксационный процесс. Такого рода скачки в Al хорошо изучены особенно при гелиевых температурах [18]. Релаксационный скачок сопровождается излучением упругих импульсов (акустической эмиссией) [19]. Таким образом, состояние напряженного материала характерно тем, что в системе упруго напряженных концентраторов блуждают случайные упругие импульсы, наложение которых на статические поля концентраторов повышает вероятность релаксационных актов пластической деформации.

¹ Автоволны в противоположность обычным волнам, для возникновения которых необходимо внешнее воздействие, являются собственными состояниями среды [17]. Среда, допускающая такие явления, называется активной. В работе [5] установлены основные отличия деформационных автоволн от волн пластичности или упругих волн в твердых телах.

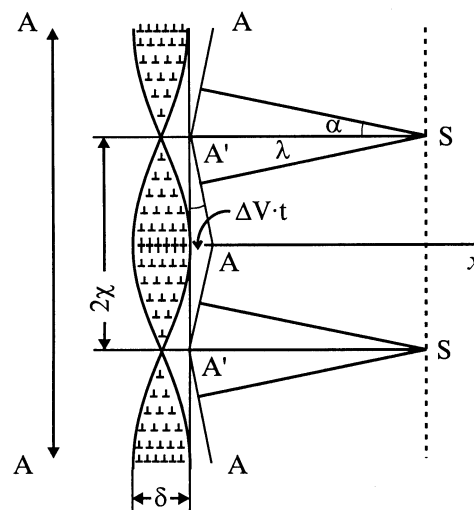


Рис. 6. К расчету расстояния между очагами локализованного пластического течения: $A-A$ — положение волнового фронта до зоны деформации, $A-A'-A-A'$ — положение волнового фронта после прохождения зоны деформации, S — вероятные места зарождения новых очагов деформации.

Рассмотрим распространение такого импульса через зону с переменной плотностью дислокаций (через очаг пластического течения, самопроизвольно разбившийся на блоки). Для простоты положим, что плотность дислокаций в каждом из блоков убывает от центра к периферии по линейному закону. В соответствии с известным [20] соотношением $\varepsilon \approx b\rho l$ (b — вектор Бюргера, ρ — плотность, l — средняя длина пробега дислокаций) это соответствует аналогичному распределению деформации в такой зоне. Как следует из данных рис. 5, скорость распространения звука в деформируемом Al на стадии параболического деформационного упрочнения меняется с деформацией, так что $V_s \sim \varepsilon$. Это означает, что при прохождении плоской волны через такую область ее фронт повернется на малый угол α , как показано на рис. 6, и волны от соседних областей, играющих роль акустических линз, сфокусируются на оси симметрии. Следствием этого являются рост концентрации упругих напряжений и связанной с ним повышение вероятности протекания релаксационных актов пластичности в зоне фокусировки, ведущее к образованию нового очага деформации на расстоянии λ от исходного. Несложный геометрический расчет, детали и необходимые обозначения которого пояснены на рис. 6, показывает, что это расстояние составляет

$$\begin{aligned} \lambda &\approx \chi/2 \sin \alpha \approx \chi/2 \operatorname{tg} \alpha \approx (\chi/2) \cdot 1/(\Delta V \delta / \chi V_s) \\ &\approx \chi \cdot (\chi/2\delta)(V_s / \Delta V). \end{aligned} \quad (5)$$

В Al скорость звука $V_s \approx 6 \cdot 10^3$ м/с, а ее экспериментально найденное изменение в интервале пластических деформаций, соответствующих стадии параболического упрочнения, $\Delta V \approx 10$ м/с [7]. При разумных значениях

поперечного размера блока $\delta \approx 10^{-7}$ м (рис. 5) и отношения $\chi/2\delta \approx 10$ получаем $\lambda \approx 6 \cdot 10^{-3}$ м, что близко к экспериментально наблюдаемому расстоянию между очагами локализованной деформации. Существенно, что $\lambda \gg \chi$, так что соотношение (5) задает взаимосвязь масштабов явлений на микро- (дислокации) и макро- (очаги локализации) уровнях процесса пластического течения. Анализ геометрии фокусировки показывает, что такой эффект может проявляться как на восходящей, так и на падающей ветвях зависимости $V_s(\varepsilon)$ (рис. 5).

Представляется, что роль подобных акустических линз могут играть дислокационные ансамбли с неоднородным распределением дислокаций (и деформации) в них — дислокационные клубки, ячейки и т.п. [9], а также двойники. В этом случае разные варианты распределения и поведения макроскопических зон локализованной деформации естественно связать с изменением геометрии акустических линз (т.е. величин χ , δ и их отношения), рассмотренных выше, или распределения дислокаций в них в ходе пластического течения. Так, в соответствии с (5) отмеченное ранее увеличение размера блока δ приводит к соответствующему изменению расстояния λ , что проявляется в перемещении очага пластического течения вдоль оси растяжения на стадии линейного деформационного упрочнения.

Заключение

Таким образом, исследование эволюции локализации пластической деформации в поликристаллическом Al позволило наблюдать формирование и распад пространственно-временных упорядоченных картин локализованного пластического течения. Их вид и эволюция полностью соответствуют ранее установленным типам связи картин локализации с законом деформационного упрочнения, действующим на соответствующей стадии кривой пластического течения. Согласно предложенной модели, причины формирования такого рода упорядоченных систем очагов пластического течения связаны с тем, что случайно возникающие области локализованной деформации служат акустическими линзами, фокусирующими акустическое излучение релаксационных актов на определенном расстоянии от действующей зоны деформации, что повышает вероятность реализации очередного акта пластического течения в области фокусировки.

Список литературы

- [1] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Горбатенко В.В. // ЖТФ. 1995. Т. 65. Вып. 5. С. 91–103.
- [2] Zuev L.B., Danilov V.I. // Int. J. Solids Structures. 1997. Vol. 34. N 29. P. 3795–3805.
- [3] Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Данилов В.И. и др. // ЖТФ. 1999. Т. 69. Вып. 10. С. 56–62.
- [4] Zuev L.B., Danilov V.I. // Philos. Mag. A. 1999. Vol. 79. N 1. P. 43–57.

- [5] Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Данилов В.И. // ФТТ. 1999. Т. 41. Вып. 7. С. 1222–1224.
- [6] Jaoul B. // J. Mech. Phys. Solids. 1957. Vol. 5. N 1. P. 95–114.
- [7] Zuev L.B., Semukhin B.S., Bushmelyova K.I., Zarikovskaya N.V. // Mater. Letters. 2000. Vol. 42. N 1. P. 97–101.
- [8] Томас Т. Пластическое течение и разрушение в твердых телах. М.: Мир, 1964. 308 с.
- [9] Суон П.П. // Электронная микроскопия и прочность кристаллов. М.: Металлургия, 1968. С. 123–168.
- [10] Warren B.E. // Phys. Rev. 1941. Vol. 59. N 9. P. 693–698.
- [11] Зуев Л.Б., Полетика Т.М., Семухин Б.С. // Кристаллография. 1995. Т. 40. № 6. С. 1071–1073.
- [12] Николис Г., Пригожин И. Познание сложного. М.: Мир, 1990. 336 с.
- [13] Малыгин Г.А. // ФТТ. 1995. Т. 37. Вып. 1. С. 3–42.
- [14] Малыгин Г.А. // УФН. 1999. Т. 169. № 9. С. 979–1010.
- [15] Aifantis E.S. // Int. J. Engng. Sci. 1992. Vol. 30. N 10. P. 1279–1299.
- [16] Зуев Л.Б., Данилов В.И. // ФТТ. 1997. Т. 39. Вып. 8. С. 1399–1403.
- [17] Васильев В.А., Романовский Ю.М., Яхно В.Г. Автоволновые процессы М.: Наука, 1987. 240 с.
- [18] Клявин О.В. Физические процессы пластической деформации при низких температурах. Киев: Наук. думка, 1974. С. 5–30.
- [19] Бойко В.С., Нацик В.Д. Элементарные процессы пластической деформации кристаллов. Киев: Наукова думка, 1978. С. 159–189.
- [20] Taylor G. // Proc. Roy. Soc. A. 1934. Vol. 145. N 3. P. 362–415.