

Известия Алтайского государственного университета. 2025. № 1 (141). С. 11–20.
Izvestiya of Altai State University. 2025. No 1 (141). P. 11–20.

ФИЗИКА

Научная статья
УДК 538.951, 539.37, 539.382.2
DOI: 10.14258/izvasu(2025)1-01

Исследование разномасштабных характеристик процессов пластической деформации в алюминии

Светлана Александровна Баранникова¹, Сергей Васильевич Колосов²,
Полина Валентиновна Исхакова³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
bsa@ispms.ru

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
svk@ispms.ru

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
iskhakova@ispms.ru

PHYSICS

Original article

The Study of Multi-Scale Plastic Deformation Characteristics in Aluminum

Svetlana A. Barannikova¹, Sergey V. Kolosov², Polina V. Iskhakova³

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia,
bsa@ispms.ru

²Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia,
svk@ispms.ru

³Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia,
iskhakova@ispms.ru

Аннотация. Рассмотрены закономерности процессов макроскопической локализации пластического течения поликристаллического алюминия в условиях одноосного растяжения при комнатной температуре. Для исследования полей локальных деформаций была использована методика двухэкспозиционной спекл-фотографии. Вариации скорости ультразвуковых волн плоских образцов в процессе нагружения фиксировали автоциркуляционным методом. Установлено, что параметры распределений локальных деформаций и рэлеевских волн зависят от уровня общей деформации. Проведена оценка изменения плотности дислокаций в процессе пластической деформации. Установлена линейная корреляция между величинами приложенных внешних напряжений и внутренних напряжений, рассчитанных по закону Тейлора для деформационного упрочнения.

Abstract. The paper considers the regularities of processes of microscopic localization of polycrystalline aluminum plastic flow under uniaxial tension at room temperature. Fields of local deformations are investigated using the double-exposure speckle photography technique. Variations in velocities of ultrasound waves in flat samples under loading are recorded with the autocirculation method. The parameters of local deformation distributions and Rayleigh waves were found to be dependent on the level of total deformation. The variation in dislocation density during plastic deformation was estimated. There is a linear correlation found between the values of applied external stresses and internal stresses, calculated using the Taylor strain hardening model. The acoustic wave parameters obtained during the study help estimate the microstructural characteristics of metals deformed under quasi-static loading.

Полученные в ходе исследования параметры акустических волн дают возможность оценить изменение микроструктурных характеристик деформируемого металла при квазистатическом нагружении. Показано, что зависимости скорости распространения рэлеевских волн могут быть использованы для расчетов деформационной кинетики в рамках автоволновой модели пластичности.

Ключевые слова: микроструктура, пластическая деформация, локализация, алюминий

Для цитирования: Баранникова С.А., Колосов С.В., Исхакова П.В. Исследование разномасштабных характеристик процессов пластической деформации в алюминии // Известия Алтайского государственного университета. 2025. № 1 (141). С. 11–20. DOI: 10.14258/izvasu(2025)1-01

Финансирование: исследование выполнено в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0011.

Введение

Многочисленные исследования дислокационной структуры направлены на построение физической теории пластичности, связывающей пластические свойства материала с его реальной структурой. Динамика движения индивидуальных дислокаций исследована в достаточной мере глубоко как теоретическим, так и экспериментальным образом [1–5]. Дислокационный подход к проблеме пластического течения в большинстве случаев базируется на уравнении дислокационной динамики (уравнение Тейлора — Орована [1, 4]). Выявление дислокаций является весьма энергоемким процессом, и в настоящее время за счет высокого развития исследовательских подходов используются как качественные, так и количественные методы [6, 7].

Следует отметить, что в процессе пластической деформации кристалла участвует лишь часть имеющихся в нем дислокаций и дислокационный ансамбль деформируемого кристалла приходится характеризовать как общей плотностью дислокаций ρ_{tot} , так и плотностью подвижных дислокаций ρ_{mdt} . Вопросы о соотношении величин ρ_{tot} и ρ_{mdt} и явном виде функции с ростом общей деформации $\rho_{\text{mdt}}(\epsilon)$ до настоящего времени не получили ясного ответа, а принимаемое условие $\rho_{\text{mdt}}/\rho_{\text{tot}} \ll 1$ рассматривается как рабочее предположение. Существуют многочисленные эмпирические попытки описать форму зависимости $\rho_{\text{mdt}}(\epsilon)$. Одна из них, предложенная в работе [8], предсказывает экстремальный вид функции $\rho_{\text{mdt}}(\epsilon)$ применительно для случаев малой плотности дислокаций. Явный вид функции $\rho_{\text{mdt}}(\epsilon)$ не удается выявить и на основе анализа дислокационных субструктур, возникающих при пластическом течении с ростом общей деформации ϵ . К сожалению, многочисленные попытки получить правдоподобные оценки макроскопической скорости пластической деформации на основе микроскопических дислокационных моделей оказались

It is shown that the dependences of Rayleigh wave propagation velocities can be used to calculate deformation kinetics within the scope of the autowave model of plastic flow.

Keywords: microstructure, plastic deformation, localization, aluminum

For citation: Barannikova S.A., Kolosov S.V., Iskhakova P.V. The Study of Multi-Scale Plastic Deformation Characteristics in Aluminum. *Izvestiya of Altai State University*. 2025. No 1 (141). P. 11–20. (In Russ.). DOI: 10.14258/izvasu(2025)1-01

Funding: the research was carried out within the framework of the state assignment of the Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS (projects FWRW-2021-0011).

безуспешными [9–13]. Это связано с тем, что функция плотности подвижных дислокаций во время деформирования $\rho_{\text{mdt}}(\epsilon)$ меняется сложным нередко немонотонным образом на несколько порядков. Общая для всех моделей идея об увеличении плотности дислокаций и усложнении дислокационных структур во время деформирования [14–16] вызвала к жизни огромное число экспериментальных исследований дислокационной структуры. Эти данные, в большом количестве получаемые методом трансмиссионной электронной микроскопии тонких фольг [3, 6], характеризуются сложными и многообразными формами, эволюционирующими с ростом деформации, и позволяют оценить только общую плотность ρ_{tot} . К сожалению, накопленный к настоящему времени огромный массив данных электронно-микроскопических исследований, выполненных на деформированных металлах, для описания закономерностей макроскопической деформации материалов с характерной для них большой плотностью дислокаций встречает затруднения [9–11]. Одной из определяющих причин затруднений является методическая составляющая [3, 6, 7]. Метод электронной микроскопии, служащий базой для изучения деформированных материалов [6], в принципе, способен давать информацию лишь о той дислокационной структуре, которая сохраняется после выполнения последовательности операций деформирования, разгрузки, разрезки образца и приготовления из него фольги для электронно-микроскопического анализа предельно малого размера по сравнению с размером исходного образца. Структурные исследования в электронной микроскопии тонких фольг и картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD анализ [17]) всегда отделены во времени и пространстве от собственно процесса пластического течения, так что в экспериментах наблюдаются лишь следы давно завершенного деформационного процесса. По этой

причине получаемые в результате изображения дислокационных субструктур теряют значительную часть информации о характеристиках того реального дислокационного ансамбля, который непосредственно участвовал в деформации и данные о котором необходимы для расчетов деформационной кинетики при построении физики пластичности. Одним из факторов, ограничивающих применение традиционных методов рентгеноструктурного анализа при контроле структуры материалов в режиме реального времени, является их длительность, измеряемая десятками минут.

В последние десятилетия в связи с появлением специализированных источников синхротронного излучения активно развиваются методы наблюдения за структурой материалов, формирующейся непосредственно в процессе внешнего воздействия. В работе [18] с использованием синхротронного излучения приведены данные измерений плотности дислокаций в деформируемых Al-Mg сплавах при температурах 70 и 300 К и обсуждается механизм низкотемпературной деформации. Однако в настоящее время методы дифракции синхротронного излучения при изучении конструкционных материалов используются редко, что обусловлено относительно малым количеством источников излучения такого типа в научных центрах.

Таким образом, сложившееся к настоящему времени в теории дислокаций положение настоятельно побуждает исследователей искать новые подходы к описанию пластичности как в плане экспериментальной техники, так и научного содержания проводимых экспериментов [19–24]. По этой причине вполне естественной кажется мысль о том, что для сбора информации о кинетике деформационных процессов в металлах целесообразно одновременно регистрировать показатели механических и акустических свойств, а также паттерны локализованного пластического течения [20, 21].

Настоящая работа посвящена исследованию вариаций микро- и макроструктурных параметров деформационных процессов в условиях одноосного растяжения поликристаллического алюминия, микромеханизмы пластического течения которого известны [2, 10, 18, 25, 26].

Материал и методика исследования

В качестве материала исследований использовали поликристаллический ГЦК металл: чистый алюминий (содержание Al — не менее 99,5 мас.%). Плоские образцы с размерами рабочей части $50 \times 2 \times 2$ мм, вырезанные вдоль направления прокатки, растягивались на испытательной машине «Instron-1185» со скоростью $3,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре [27]. Одновременно с регистрацией кривых нагружения производилась запись изменения скорости ультразвуковых волн в исследуемом сплаве (рис. 1). Автоциркуляционный метод измерения этой величины описан в [28]. Скорость распространения рэлеевских волн определялась как отношение длины пути волны в образце ко времени задержки прихода сигнала на приемный преобразователь относительно излучающего. Время задержки измерялось по осциллограмме, записанной с помощью цифрового осциллографа с частотой дискретизации 2 ГГц [21, 29]. Для выявления характера эволюции автоволн локализованной пластичности в образце методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [20–23] исследовали пространственно-временные распределения продольной $\epsilon_{xx}(x, y)$ и поперечной $\epsilon_{yy}(x, y)$ компонент тензора пластической дисторсии непосредственно в процессе растяжения через каждые 0,2 % общей деформации ϵ . Применяя такую методику, удается регистрировать области, в которых при заданном приросте общего удлинения образца локализуется деформация материала на макроскопическом масштабном уровне [23, 24, 27].

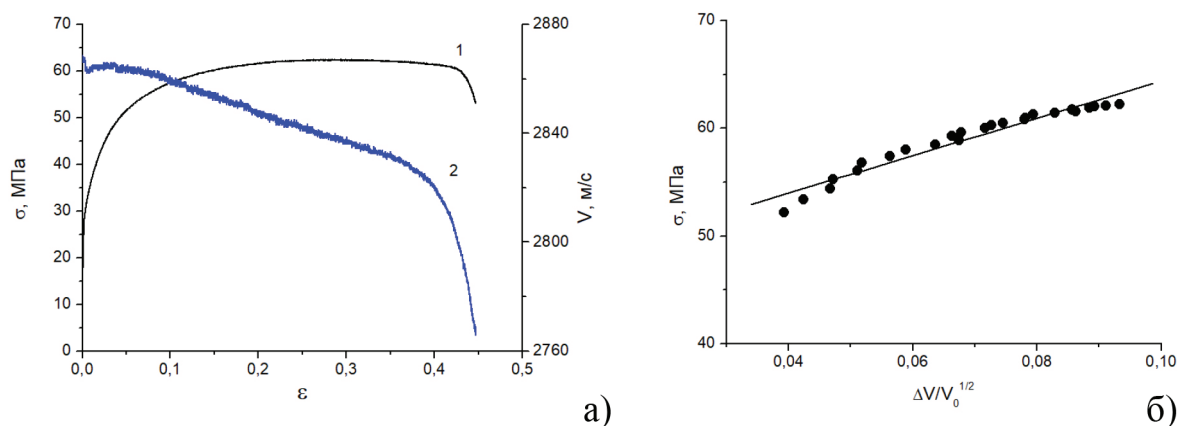


Рис. 1. Диаграмма растяжения (1) и изменения скорости распространения рэлеевских волн (2) с ростом деформации (а); связь между напряжениями и относительным изменением скорости распространения рэлеевских волн на стадии параболического деформационного упрочнения (б)

Распределение структурных характеристик исходных и деформированных образцов исследовали методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD анализ) с использованием системы HKL 5 производства Oxford Instruments, установленной на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50. Исходная микроструктура, изученная методом EBSD, состоит из почти равноосных зерен со средним размером 10 мкм и имеет слабовыраженную кубическую текстуру $\{001\} \langle 100 \rangle$. На основе EBSD данных были вычислены факторы Шмида m . В поликристаллах при малых степенях деформации в первую

очередь деформируются зерна, наиболее благоприятно ориентированные к оси нагружения, для которых $0,4 < m \leq 0,5$, и их условно называют «мягко-ориентированными». Зерна, у которых $m < 0,4$, вовлекаются в пластическую деформацию при больших степенях деформации, и их называют «твёрдо-ориентированными». При этом в мягко-ориентированных зернах плотность дислокаций после деформации несколько выше, чем в твёрдо-ориентированных, так как они легче деформируются при нагружении. Доли таких зерен в микроструктуре деформированного металла можно определить методом EBSD [30–32].

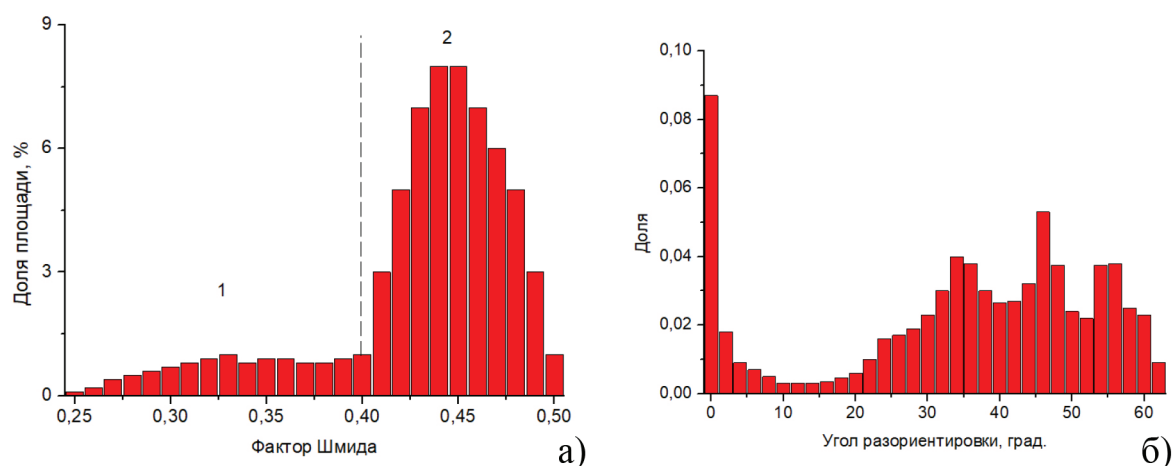


Рис. 2. Гистограммы для твёрдо-ориентированных (1) и мягко-ориентированных (2) зерен (а), для углов разориентировки границ зерен (б) на стадии параболического деформационного упрочнения Al

На рисунке 2а представлена гистограмма распределения площадей мягко- ($m > 0,4$) и твёрдо-ориентированных ($m < 0,4$) зерен в алюминии после растяжения. Из рисунка 2 а видно, что при квазистатической деформации доля легкодеформируемых, т.е. мягко-ориентированных зерен, определяемых как площадь под соответствующей частью гистограммы, составляет 80,23 %, а твёрдо-ориентированных — 17,92 %. На рисунке 2б представлена гистограмма распределения границ зерен по углам разориентировки в Al. При увеличении степени деформации доля малоугловых границ зерен увеличивается, а высокоугловых — уменьшается.

Известно [10, 11, 25], что в условиях одноосного растяжения в алюминии формируются дислокационные ячейки, окруженные дислокационными стенками. Плотность дислокаций внутри ячеек невысока и в соседних ячейках может различаться. Стенки (границы ячеек) состоят из сплетений, или клубков дислокаций, обеспечивающих их высокую плотность. В отдельных областях металла наблюдаются субзерна [30–32]. Они формируются в результате дислокационного взаимодействия в стенках ячеек: поперечного скольжения винтовых компонентов дислокаций

и частичной аннигиляции близко расположенных дислокаций разного знака. Это приводит к формированию тонких, почти плоских границ субзерен. Следовательно, при квазистатической деформации алюминия частично протекает динамический возврат (формирование дислокационных ячеек) и полигонизация, что обеспечивает снижение внутренних напряжений и относительно слабое деформационное упрочнение (рис. 1а). Кроме того, в отдельных зернах наблюдаются полосы скольжения [30–32]. Это связано с тем, что пластическая деформация протекает преимущественно в мягко-ориентированных зернах, доля которых составляет 80 %. Скользящие в них дислокации образуют скопления у высокоугловой границы зерна, в результате чего возникают большие напряжения в соседнем зерне, которые инициируют в нем работу источников Франка — Рида, расположенных в параллельных кристаллографических плоскостях скольжения [1]. Последнее и приводит к формированию полос скольжения, т.е. к локализации деформации в пределах как отдельных зерен, так и на макроскопическом уровне образца в зонах миллиметрового диапазона [26, 27].

Результаты и их обсуждение

Информативным признаком, характеризующим деформируемость металлов, является скорость распространения ультразвуковых волн. Синхронная запись диаграмм растяжения $\sigma(\epsilon)$ и измерений скорости рэлеевских акустических волн V позволяет получить зависимости скорости от величины общей деформации $V(\epsilon)$ (рис. 1а). Как показано в [20, 21], скорость распространения ультразвука существенно меняется при растяжении металлов, а зависимости $V(\epsilon)$ достаточно сложны. Так, представленная на рисунке 1а кривая $V(\epsilon)$ имеет трехстадийный характер, что указывает на изменение состояния напряженных областей в деформируемом образце в условиях растяжения. Такие же изменения отражаются на характере кривой течения $\sigma(\epsilon)$, которая относится к диаграммам параболического типа, на которой фиксируются после упругопластического перехода стадии параболического деформационного упрочнения (по Тейлору) с показателем параболическости $n=0,5$ и предразрушения с $n<0,5$ в уравнении Людвига — Холломоуна (рис. 1а). Стадия параболического деформационного упрочнения выявляется по прямолинейной зависимости в координатах напряжение течения σ — относительное изменение скорости распространения рэлеевских волн $(\Delta V/V_0)^{1/2}$, где V_0 — скорость в исходном недеформированном состоянии, а $\Delta V = V_0 - V$ — разность скорости в исходном и деформируемом состоянии (рис. 1б). Это дает основание полагать, что величина $\Delta V/V_0$ может указывать на характер изменения прироста плотности дислокаций в процессе пластической деформации $\Delta\rho = \rho - \rho_0$ (ρ_0 — плотность дислокаций в исходном недеформированном состоянии) при условии, если приложенные внешние напряжения достигают уровня внутренних напряжений, создаваемых дислокациями. Таким образом, используя закон Тейлора для деформационного упрочнения [4]

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \cdot M \cdot G \cdot b \cdot \rho^{1/2}, \quad (1)$$

где σ_0 — предел текучести, α — параметр междислокационного взаимодействия, M — ориентационный коэффициент (фактор Тейлора), G — модуль сдвига, b — вектор Бюргерса дислокации, ρ — плотность дислокаций, можно оценить изменение прироста плотности дислокаций по уравнению [33]

$$\Delta\rho = \beta \cdot \Delta V / V_0, \quad (2)$$

где константа β зависит от сорта материала (для Al $\beta \approx 10^{15} \div 10^{16} \text{ м}^{-2}$ при $T=300 \text{ К}$). Зависимость изменения плотности дислокаций с ростом общей деформации $\Delta\rho(\epsilon)$ показана на рисунке 3а. Полученные значения согласуются с литературными данными [10, 11], согласно которым формирование ячеистой структуры в поликристаллическом Al 99,99 % наступает при плотности дислокаций $\rho \approx 6 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$. Как следует из рисунка 3б, значения напряжений σ , рассчитанные по уравнению (1) с учетом данных рисунка 3а, и значения напряжений, полученные при стандартных механических испытаниях (рис. 1а, кривая 1), линейно коррелированы с коэффициентом корреляции $\sim 0,98$, так что $\sigma^{\text{эксп}} / \sigma^{\text{Тейлор}} \approx 1$. Эта корреляция показывает, что с точностью, вполне достаточной для большинства практических целей, можно полагать, что $\sigma^{\text{эксп}} \approx \sigma^{\text{Тейлор}}$. Изложенные соображения наводят на мысль о том, что обнаруженная корреляция может послужить основой методики оценки такой характеристики материала, как плотность дислокаций, непосредственно в процессе нагружения для расчетов деформационной кинетики при построении физики пластичности. Очевидно, что в соответствии с формулой (2) для этого достаточно определить изменение скорости распространения ультразвука.

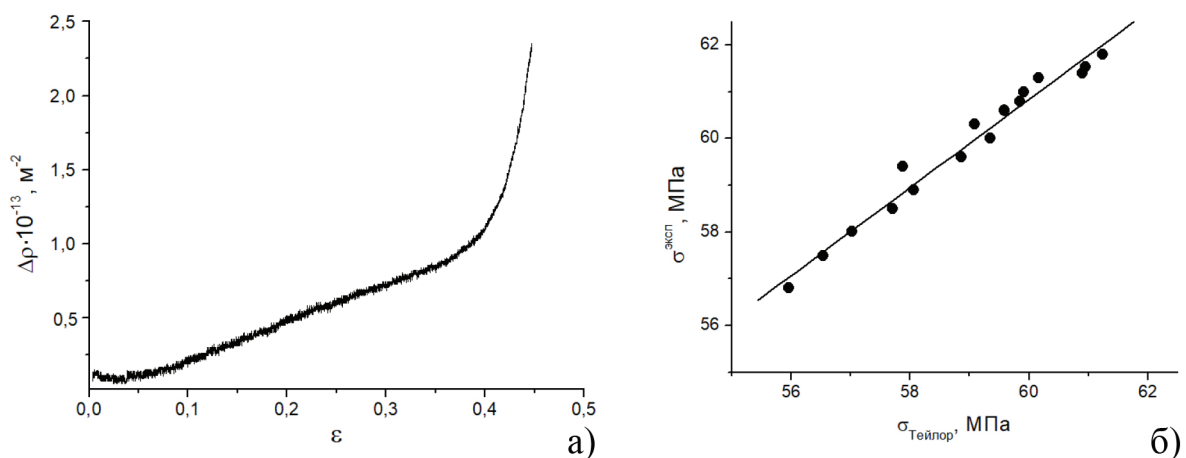


Рис. 3. Изменение прироста плотности дислокаций с ростом деформации (а); корреляционная зависимость между экспериментальным значением напряжения течения и рассчитанным по уравнению Тейлора (б)

Анализ картин распределений локальных деформаций (рис. 4а) с использованием кинетических диаграмм (X — координата очага локальной деформации, ε — общая деформация) показал, что на стадии параболического деформационного упрочнения А1 очаги макроскопической локализованной пластичности неподвижны и образуют стационарную диссипативную структуру [20–24]. При параболическом деформационном упрочнении границы деформируемой зоны не смещаются, а прирост деформации внутри очага активного пластического течения осуществляется, по-видимому, за счет повышения плотности дефектов в нем без макроскопического смещения границ очагов локализации деформации. Феноменологический подход к проблеме локализа-

ции основан на том, что из всех возможных распределений носителей деформации и их ансамблей в каждый момент времени проявляются те из них, действие которых сопровождается понижением потенциальной энергии деформируемой среды при заданной скорости деформации образца. Макроскопическая пластическая деформация может рассматриваться как процесс структурной релаксации, определяемый небольшим числом кинетических переменных, названных динамическими параметрами порядка [23]. На стадии параболического деформационного упрочнения установлены условия устойчивости решений уравнений относительно малых возмущений и условия перехода в неустойчивый режим при наличии неоднородных возмущений конечной амплитуды [23].

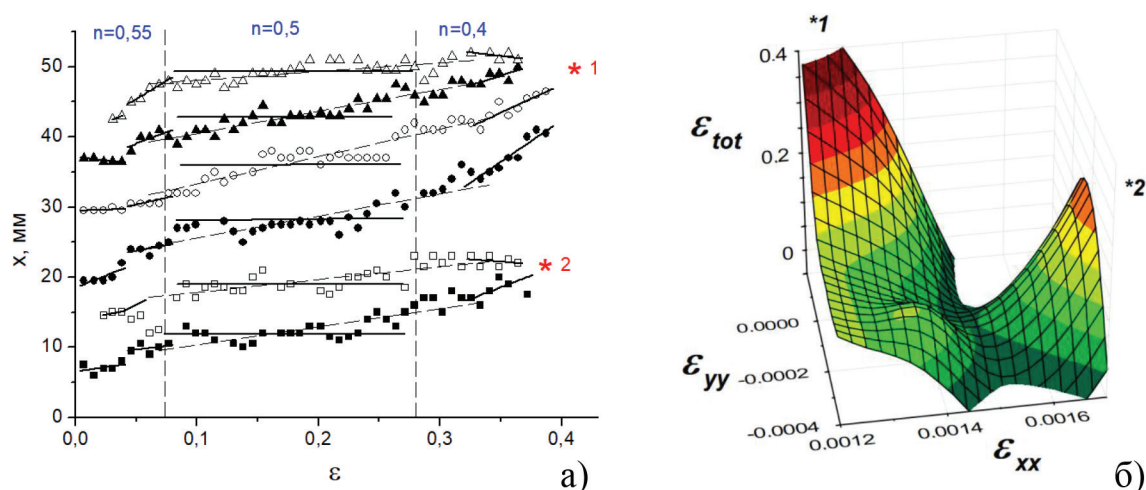


Рис. 4. Кинетическая диаграмма положений очагов локализованной пластичности с ростом деформации (а); поверхность распределения продольной и поперечной компонент тензора пластической дисторсии с ростом деформации (б) в образце А1 (точки 1 и 2 — места образования шеек)

С точки зрения описания перехода от устойчиво развивающегося пластического течения к образованию шейки разрушения и вязкому разрушению особый интерес представляет стадия предразрушения. На этой стадии, наступающей после стадии параболического деформационного упрочнения, очаги деформации становятся подвижными, в этом случае наблюдается коллапс (схлопывание) автоволны локализованной пластичности [20–23]. На стадии предразрушения зависимости положений очагов локализованной деформации от времени $X-t$ прямолинейны (рис. 4а) и при экстраполяции сходятся (*) в точках 1 и 2. Из всех очагов локализации деформации (рис. 4а) с течением времени сохраняется только два, положение которых уже при зарождении соответствует месту образования в будущем макроскопической шейки. Появившись еще на стадии параболического деформационного упрочнения, такой очаг начинает притягивать к себе другие вплоть до разрушения,

и деформация в нем постепенно растет по мере затухания активности процесса течения в других очагах. На рисунке 4б представлено изменение средних значений продольной и поперечной компонент тензора пластической дисторсии с ростом общей деформации в виде двух максимумов (точки 1 и 2), которые указывают на образование двух шеек образца, в одной из которых произошло зарождение магистральной трещины (рис. 4а, точка 1). Поскольку пространственный период локализации деформации λ есть расстояние между активными очагами локализации деформации (рис. 4а), то можно полагать, что величина $N=L/\lambda$, где L — длина рабочей части образца, в общем случае соответствует числу очагов локализации в образце. Тогда ясно, что уменьшение количества очагов локализации N сопровождается интенсивным накоплением в них локальной деформации, иначе говоря, малому числу N соответствует большая интенсивность локализации деформации.

Полученные данные указывают на то, что именно согласованное периодическое изменение пространственного периода локализации деформации и интенсивности деформации в очагах локализации определяет неустойчивость процесса пластического течения на параболической стадии деформационной кривой А1, которая сопровождается формированием двух очагов локализации деформации — будущих шеек.

Принципиальной проблемой, возникающей при объяснении природы крупномасштабной периодичности в расположении очагов локализации деформации (рис. 4а), является согласование автоволнового масштаба $\lambda \approx 10^{-2}$ м с масштабом дислокационных процессов $\sim 10^{-10} \div 10^{-5}$ м. В рамках автоволновой модели объяснение сводится к следующему. Поскольку скорость упругих волн в среде зависит от деформации [20], а дислокации обычно распределены неоднородно, образуя ансамбли разной формы и размера [3, 6], то область неоднородности размером l_d можно рассматривать как акустическую линзу с радиусом кривизны $R \approx l_d$. Ее фокусное расстояние ψ , согласно, например, [34], составит $\psi = R/(\kappa - 1)$, где $\kappa = V_0/V$ — показатель преломления звуковых волн в деформируемой среде. Из экспериментальных данных рисунка 1б следует, что почти до разрушения $\kappa \leq 1,002$; при деформации А1 $R \approx l_d \approx \rho^{-1/2} \approx 10^{-5}$ м [10, 11, 25]. Тогда фокусное расстояние $\psi \approx 10^{-3}$ м. На этом расстоянии фокусное расстояние $\psi \approx \lambda$ концентрируется дополнительная упругая энергия и растет вероятность распада концентратора напряжений и возникновения акта пластичности. Именно здесь начинает развиваться новый очаг локализации деформации. Так как величины κ и R определяются структурой и свойствами материала, то их эволюция при пластическом течении может определять перестройку автоволновой картины локализации деформации (рис. 4а). Роль акустических линз

могут играть любые дислокационные ансамбли с неоднородным распределением дислокаций (и внутренних напряжений) по объему — дислокационные клубки, ячейки и т.п.

Варианты распределения и поведения макроскопических зон локализованной деформации связаны с изменением геометрии акустических линз или распределения дислокаций в них при пластическом течении [20, 22].

Эти оценки показывают, что в рамках двухкомпонентной модели развития локализованного пластического течения [20–24] находит непротиворечивое объяснение наиболее сложная проблема физики пластичности — возникновение макроскопического автоволнового масштаба в реальном деформируемом материале, структурные дефекты которого (дислокации) обладают много меньшим пространственным масштабом порядка вектора Бюргерса.

Заключение

В работе экспериментально исследована эволюция характеристик разномасштабных деформационных процессов, формирующихся непосредственно в процессе квазистатического нагружения образцов поликристаллического алюминия. Зафиксирована эволюция макроскопической локализации пластической деформации методом двухэкспозиционной спекл-фотографии. Проведена оценка изменения информативных параметров акустического контроля в процессе одноосного растяжения образцов. Показана возможность использования традиционных дислокационных моделей для объяснения механизмов, контролирующих формирование макроскопических стационарных очагов локализованной пластичности на стадиях параболического деформационного упрочнения в рамках автоволнового подхода.

Библиографический список

1. Фридель Ж. Дислокации. М.: Мир, 1967. 643 с.
2. Зегер А. Механизм скольжения и упрочнения в ГЦК и ГПУ металлах // Дислокации и механические свойства кристаллов. М.: ИИЛ, 1960. С. 179–267.
3. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.
4. Taylor G. The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals // Proceedings of Royal Society. 1934. Vol. A 145. No 3. P. 362–415.
5. Hull D. and Bacon D.J. Introduction in Dislocations. Oxford: Elsevier, 2011. 272 p.
6. Козлов Э.В., Старенченко В.А., Конева Н.А. Эволюция дислокационной субструктуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов // Металлы. 1993. № 5. С. 152–161.
7. Князев С.Н., Кудря А.В., Комаровский Н.Ю. и др. Методы исследования дислокационной структуры полупроводниковых монокристаллов группы $A^{III}B^V$ // Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники. 2022. № 25(4). С. 323–336. DOI: 10.17073/1609-3577-2022-4-323-336
8. Gilman J.J. Dislocation Motion in a Viscous Medium // Physical Review Letters. 1968. Vol. 20. P. 157. DOI: 10.1103/PhysRevLett.20.157
9. Сарафанов Г.Ф. Корреляционные эффекты в ансамбле краевых дислокаций // Физика твердого тела. 2008. Т. 50. № 10. С. 1793–1799.
10. Малыгин Г.А. Механизм деформационного упрочнения и образования дислокационных структур в металлах.

лах при больших пластических деформациях // Физика твердого тела. 2006. Т. 48. № 4. С. 651–657.

11. Малыгин Г.А. Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов // Успехи физического наук. 1999. Т. 169. С. 979–1010. DOI: 10.3367/UFNr.0169.199909c.0979

12. Asharia A., Beaudoin A., Miller R. New Perspectives in Plasticity Theory: Dislocation Nucleation, Waves, and Partial Continuity of Plastic Strain Rate // Mathematics and Mechanics of Solids. 2008. Vol. 13. № 2. P. 292–315. DOI: 10.1177/1081286507086903

13. Fressengeas C., Beaudoin A., Entemeyer D., et al. Dislocation Transport and Intermittency in the Plasticity of Crystalline Solids // Physical Review B. 2009. Vol. 79. P. 014108–10. DOI: 10.1103/PhysRevB.79.014108

14. Zirkle T., Zhu T., McDowell D.L. Micromechanical Crystal Plasticity Back Stress Evolution within FCC Dislocation Substructure // International Journal of Plasticity. 2021. Vol. 146. P. 103082. DOI: 10.1016/j.ijplas.2021.103082

15. Ananthakrishna G. Current Theoretical Approaches to Collective Behavior of Dislocations // Physics Reports. 2007. Vol. 440. No 4–6. P. 113–259. DOI: 10.1016/j.physrep.2006.10.003

16. Yasnikov I.S., Kaneko Y., Uchida M., et al. The Grain Size Effect on Strain Hardening and Necking Instability Revisited from the Dislocation Density Evolution Approach // Materials Science and Engineering A. 2022. Vol. 831. P. 142330. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142330

17. Peng H., Hu L., Baker I. In-situ EBSD Study of the Active Slip Systems and Substructure Evolution in a Medium-entropy Alloy during Tensile Deformation // Materials Characterization. 2024. Vol. 217. P. 114405 DOI: 10.1016/j.matchar.2024.114405

18. Gruber B., Weißensteiner I., Kremmer T., et al. Mechanism of Low Temperature Deformation in Aluminium Alloys // Materials Science and Engineering A. 2020. Vol. 795. P. 139935. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139935

19. Плехов О.А. Экспериментальное исследование термодинамики пластического деформирования методом инфракрасной термографии // Журнал технической физики. 2011. Т. 81. № 2. С. 144–146.

20. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.

21. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро- к микро-. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука, 2018. 130 с.

22. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и автоволновые моды. М.: Физматлит, 2018. 207 с.

23. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. Физика неоднородного пластического течения. М.: Физматлит, 2024. 320 с.

24. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The Features of Localized Plasticity Autowaves in Solids // Materials Research. 2019. Vol. 22. No 4. P. 104–123. DOI: 10.1590/1980-5373-mp-2018-0694

25. Kocks U.F., Meking H. Physics and Phenomenology of Strain Hardening: the FCC Case // Progress in Materials Science. 2003. Vol. 48. P. 171–273. DOI: 10.1016/S0079-6425(02)00003-8

26. Исаев Н.В., Забродин П.А., Русакова А.В. Локализация пластической деформации в ультрамелкозернистых Al и Al-Li при температурах 4,2–350 К // Физика низких температур. 2012. Т. 38. № 10. С. 1230–1239.

27. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Колосов С.В. Автоволновое описание температурного эффекта при деформации ГЦК металлов // ЖТФ. 2022. Т. 92. № 12. DOI: 10.21883/JTF.2022.12.53748.170-22

28. Муравьев В.В., Зуев Л.Б., К. Л. Комаров К.Л. Скорость звука и структура сталей и сплавов. Новосибирск: Наука, 1996. 184 с.

29. Баранникова С.А., Надежкин М.В., Исакова П.В. Исследование механических и акустических свойств деформируемых сплавов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2023. Т. 66. № 2. С. 162–167. DOI 10.17073/0368-0797-2023-2-162-167

30. Khina B.B., Pokrovsky A.I., Zhang S.-H., et al. Effect of Strain Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloy AA2B06-O of the Al-Cu-Mg System // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2021. Vol. 62. No 5. P. 545–553. DOI: 10.3103/S1067821221050060

31. Xu Y., Xia L., Abd Ei-Aty A., et al. Revealing the Dynamic Behavior and Micromechanisms of Enhancing the Formability of AA1060 Sheets under High Strain Rate Deformation // Journal of Materials Research and Technology. 2024. Vol. 28. P. 2402–2409. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.12.163

32. Андреев В.А., Асташинский В.М., Бабич В.Е. и др. Актуальные проблемы прочности. Минск: ИВЦ Минфина, 2024. 470 с.

33. Maurel A., Pagneux V., Barra F., et al. Wave Propagation through a Random Array of Pinned Dislocations: Velocity Change and Attenuation in a Generalized Granato and Lucke Theory // Physical Review B. 2005. Vol. 72. P. 174111. DOI: 10.1103/PhysRevB.72.174111

34. Борн М., Вольф Э. Основы оптики. М.: Наука, 1970. 855 с.

References

1. Friedel J. *Dislocations*. М.: Mir, 1967. 643 p. (In Russ.).
 2. Seeger A. Mechanism of Glide and Work-hardening in Face-Centered Cubic and Hexagonal Close Packed Metals. *Dislocations and Mechanical Properties of Crystals*. М.: IIL, 1960. P. 179–267. (In Russ.).

3. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson A.O., et al. *Electron Microscopy in Thin Crystals*. London: Butterworths, 1965. 549 p. (In Russ.).
 4. Taylor G. The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals *Proceedings of Royal Society*. 1934. Vol. A 145. No 3. P. 362–415.

5. Hull D. and Bacon D.J. *Introduction in Dislocations*. Oxford: Elsevier, 2011. 272 p.
6. Kozlov E.V., Starenchenko V.A., Koneva N.A. Evolution of Dislocation Substructure and Thermodynamics of Plastic Deformation of Metallic Materials. *Metals*. 1993. No 5. P. 152–161. (In Russ.).
7. Knyazev S.N., Kudrya A.V., Komarovskiy N.Yu., et al. Methods of Dislocation Structure Characterization in A^{III}B^V Semiconductor Single Crystals. *Materials of Electronics Engineering*. 2022. Vol. 25(4). P. 323–336. (In Russ.) DOI: 10.17073/1609-3577-2022-4-323-336
8. Gilman J.J. Dislocation Motion in a Viscous Medium. *Physical Review Letters*. 1968. Vol. 20. P. 157. DOI: 10.1103/PhysRevLett.20.157
9. Sarafanov G.F. Correlation Effects in an Ensemble of Edge Dislocations. *Solid State Physics*. 2008. T. 50. No 10. P. 1793–1799. (In Russ.).
10. Malygin G.A. Mechanism of Strain Hardening and Formation of Dislocation Structures in Metals under Large Plastic Deformations. *Solid State Physics*. 2006. T. 48. No 4. P. 651–657. (In Russ.).
11. Malygin G.A. Processes of Self-organization of Dislocations and Plasticity of Crystals. *Physics-Uspeski*. 1999. Vol. 169. P. 979–1010. (In Russ.). DOI: 10.3367/UFNr.0169.199909c.0979.
12. Asharia A., Beaudoin A., Miller R. New Perspectives in Plasticity Theory: Dislocation Nucleation, Waves, and Partial Continuity of Plastic Strain Rate. *Mathematics and Mechanics of Solids*. 2008. Vol. 13. № 2. P. 292–315. DOI: 10.1177/1081286507086903
13. Fressengeas C., Beaudoin A., Entemeyer D., et al. Dislocation Transport and Intermittency in the Plasticity of Crystalline Solids. *Physical Review B*. 2009. Vol. 79. P. 014108–10. DOI: 10.1103/PhysRevB.79.014108
14. Zirkle T., Zhu T., McDowell D.L. Micromechanical Crystal Plasticity Back Stress Evolution within FCC Dislocation Substructure. *International Journal of Plasticity*. 2021. Vol. 146. P. 103082. DOI: 10.1016/j.ijplas.2021.103082
15. Ananthakrishna G. Current Theoretical Approaches to Collective Behavior of Dislocations. *Physics Reports*. 2007. Vol. 440. No 4–6. P. 113–259. DOI: 10.1016/j.physrep.2006.10.003
16. Yasnikov I.S., Kaneko Y., Uchida M., et al. The Grain Size Effect on Strain Hardening and Necking Instability Revisited from the Dislocation Density Evolution Approach. *Materials Science and Engineering A*. 2022. Vol. 831. P. 142330. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142330
17. Peng H., Hu L., Baker I. In-situ EBSD Study of the Active Slip Systems and Substructure Evolution in a Medium-entropy Alloy during Tensile Deformation. *Materials Characterization*. 2024. Vol. 217. P. 114405 DOI: 10.1016/j.matchar.2024.114405
18. Gruber B., Weißensteiner I., Kremmer T., et al. Mechanism of Low Temperature Deformation in Aluminum Alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2020. Vol. 795. P. 139935. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139935.
19. Plekhov O.A. Experimental Study of the Thermodynamics of Plastic Deformation Using Infrared Thermography. *Journal of Technical Physics*. 2011. T. 81. No 2. P. 144–146. (In Russ.).
20. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. *Physics of Macrolocalization of Plastic Flow*. Novosibirsk: Nauka, 2008. 327 p. (In Russ.).
21. Zuev L.B., Barannikova S.A., Lunev A.G. *From Macro to Micro. Scales of Plastic Deformation*. Novosibirsk: Nauka, 2018. 130 p. (In Russ.).
22. Zuev L.B. *Autowave Plasticity. Localization and Autowave Modes*. M.: Fizmatlit, 2018. 207 p. (In Russ.).
23. Zuev L.B., Khon Yu.A., Gorbatenko V.V. *Physics of Inhomogeneous Plastic Flow*. M.: Fizmatlit, 2024. 320 p. (In Russ.).
24. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The Features of Localized Plasticity Autowaves in Solids. *Materials Research*. 2019. Vol. 22. No 4. P. 104–123. DOI: 10.1590/1980-5373-mp-2018-0694
25. Kocks U.F., H. Mecking H., Physics and Phenomenology of Strain Hardening: the FCC Case. *Progress in Materials Science*. 2003. Vol. 48. P. 171–273. DOI: 10.1016/S0079-6425(02)00003-8
26. Isaev N.V., Zabrodin P.A., Rusakova A.V. Localization of Plastic Deformation in Ultrafine-grained Al and Al-Li at Temperatures of 4.2–350 K. *Low Temperature Physics*. 2012. T. 38. No 10. P. 1230–1239. (In Russ.).
27. Zuev L.B., Barannikova S.A., Kolosov S.V. Autowave Description of the Temperature Effect during Deformation of FCC Metals. *Technical Physics*. 2022. Vol. 67. No 12. P. 1575–1579. DOI: 10.21883/TP.2022.12.55192.170-22
28. Murav'ev V.V., Zuev L.B., Komarov K.L. *Sound Velocity and Structure of Steels and Alloys*. Novosibirsk: Nauka, 1996. 184 p. (In Russ.).
29. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V., Iskhakova P.V. Mechanical and Acoustic Properties of Deformable Alloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023. Vol. 66. No 2. P. 162–167. DOI 10.17073/0368-0797-2023-2-162-167.
30. Khina B.B., Pokrovsky A.I., Zhang S.-H., et al. Effect of Strain Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloy AA2B06-O of the Al-Cu-Mg System. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021. Vol. 62. No 5. P. 545–553. DOI: 10.3103/S1067821221050060
31. Xu Y., Xia L., Abd Ei-Aty A., et al. Revealing the Dynamic Behavior and Micromechanisms of Enhancing the Formability of AA1060 Sheets under High Strain Rate Deformation. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024. Vol. 28. P. 2402–2409. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.12.163
32. Andreev V.A., Astashinsky V.M., Babich V.E., et al. *Actual Problems of Strength*. Minsk: Information and Communication Center of the Ministry of Finance, 2024. 470 p. (In Russ.).
33. Maurel A., Pagneux V., Barra F., et al. Wave Propagation through a Random Array of Pinned Dislocations: Velocity Change and Attenuation in a Generalized Granato and Lucke Theory. *Physical Review B*. 2005. Vol. 72. P. 174111. DOI: 10.1103/PhysRevB.72.174111
34. Born M., Wolf E. *Fundamentals of Optics*. Moscow: Nauka, 1970. 855 p. (In Russ.).

Информация об авторах

С.А. Баранникова, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия;

С.В. Колосов, кандидат физико-математических наук, научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия;

П.В. Исхакова, аспирант, инженер лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия.

Information about the authors

S.A. Barannikova, Doctor of Sciences in Physics and Mathematics, Leading Researcher at the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia;

S.V. Kolosov, Candidate of Sciences in Physics and Mathematics, Researcher at the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia;

P.V. Iskhakova, Postgraduate student, Engineer at the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia.