

Известия Алтайского государственного университета. 2024. № 4 (138). С. 27–33.
Izvestiya of Altai State University. 2024. No 4 (138). P. 27–33.

Научная статья

УДК 538.951, 539.37, 539.382.2

DOI: 10.14258/izvasu(2024)4-03

**О соотношении пространственных характеристик
разномасштабных процессов локализации пластической
деформации в алюминии**

Светлана Александровна Баранникова¹, Полина Валентиновна Исхакова²

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

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
iskhakova.polina@gmail.com

Original article

**On the Relationship between the Spatial Characteristics
of Multi-Scale Plastic Deformation Localization Processes
in Aluminum**

Svetlana A. Barannikova¹, Polina V. Iskhakova²

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,
iskhakova.polina@gmail.com

Аннотация. Рассмотрены закономерности локализации пластического течения при одноосном растяжении поликристаллического алюминия, в котором реализуются устойчивые стадии кривых нагружения, определяемые специфическими микромеханизмами пластического течения в температурном интервале $170 < T < 350$ К. Для исследования полей макроскопической деформации была использована методика спекл-фотографии. Данная методика позволила выявить закономерности эволюции пространственно-временных распределений компонент тензора дисторсии при растяжении плоских образцов. На стадиях параболического деформационного упрочнения распределения локальных деформаций имеют форму в виде системы эквидистантно расположенных стационарных очагов локализации пластической деформации (стационарная диссипативная структура). Геометрической характеристикой таких структур служит пространственный период (расстояние между максимумами локальных удлинений вдоль оси растяжения, длина автоволны). Установлена температурная зависимость пространственного периода распределений локальных удлинений и размера дислокационных субструктур для стадий параболического деформационного упрочнения в Al.

Ключевые слова: прочность, пластическая деформация, локализация, алюминий

Abstract. The paper investigates patterns of plastic flow localization during uniaxial tension of polycrystalline aluminum with stable loading curves ensured by specific micromechanisms of plastic flow within the temperature range of $170 < T < 350$ K. The study of macroscopic deformation fields is conducted with the speckle photography technique. It allows identifying evolution patterns of spatio-temporal distributions of the distortion tensor components during tensile testing of flat samples. The distributions of local deformations take the form of a system of equidistantly located stationary foci of localized plastic deformation (stationary dissipative structure) at the stages of parabolic strain hardening. The spatial period (which is the distance between the maxima of local elongations along the extension axis, the autowave length) is the geometric characteristic of such structures. Temperature dependence is revealed for the spatial period distributions of local elongations and dislocation substructures sizes for the parabolic strain hardening stages in Al.

Keywords: strength, plastic deformation, localization, aluminum

Для цитирования: Баранникова С.А., Исхакова П.В. О соотношении пространственных характеристик разномасштабных процессов локализации пластической деформации в алюминии // Известия Алтайского государственного университета. 2024. № 4 (138). С. 27–33. DOI: 10.14258/izvasu(2024)4-03.

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

Введение

В настоящее время феномен пластичности находит объяснение в рамках математической теории пластичности [1], теории дислокаций [2–5] и автоволновой теории пластичности [6–9]. Физические подходы теории дислокаций и автоволновой теории пластичности преследуют цель построения строгой количественной модели пластического течения. Развиваемая в последние годы автоволновая модель пластичности [6–9] основана на представлениях о решающей роли макролокализации пластического течения, характеризуется макроскопическим масштабом и успешно объясняет без привлечения микроскопических структурных данных такие важные аспекты пластического течения, как величину коэффициента деформационного упрочнения, зависимость Холла — Петча, уравнение Тейлора — Орована, связь упругой и пластической деформаций. Кроме того, автоволновая теория пластичности обладает предсказательными возможностями и оказывается способной объяснять коллективные эффекты пластического течения, такие как пространственная когерентность актов пластического течения в объеме образца, не находящие пока объяснения в рамках традиционных подходов теории дислокаций.

Однако до настоящего времени основные объяснения механизмов пластического течения выполнены с помощью дислокационных моделей. При этом во многих случаях полученные результаты удовлетворительно описывают сложный характер пластического течения. В таких условиях совершенно очевидно, что прогресс в развитии автоволновых моделей пластической деформации следует согласовать с общепринятыми и работоспособными дислокационными механизмами пластичности [2, 3]. Только при удаче такой процедуры согласования можно надеяться на возникновение перспектив полного понимания природы пластичности, основной чертой которой является развитие на нескольких одновременно действующих и взаимно обусловленных масштабных уровнях, часто различающихся еще и характерными временами [10–15].

Динамика и кинетика процесса пластической деформации твердых тел любой природы определяется наличием и взаимодействием разномасштабных структурных характеристик [16–20], среди которых важными представляются: масштаб собствен-

For citation: Barannikova S.A., Iskhakova P.V. On the Relationship between the Spatial Characteristics of Multi-Scale Plastic Deformation Localization Processes in Aluminum. *Izvestiya of Altai State University*. 2024. No 4 (138). P. 27–33. (In Russ.). DOI: 10.14258/izvasu(2024)4-03.

Funding: the research was carried out within the framework of the state assignment of the Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS (project No FWRW-2021-0011).

но кристаллической решетки (решеточный уровень), масштабы дефектов (вакансионный, дислокационный микроскопический уровни), а также их ансамблей (мезоскопический уровень) и, наконец, масштабы пространственно локализованных очагов пластической деформации, таких как линии сдвига, shear bands, шейка разрушения (макроскопический масштабный уровень). Принципиально важно здесь соотношение пространственных и динамических характеристик разномасштабных процессов и их активное взаимодействие друг с другом в ходе пластического течения. Как оказалось, без точной информации об особенностях и закономерностях пластического течения при больших деформациях не может быть достигнуто понимание природы структурного состояния и свойств реальных твердых тел. В рамках двухкомпонентной модели развития локализованного пластического течения [6–9] показано, что распределение макроскопических зон локализованной деформации связано с изменением геометрии акустических линз в виде дислокационных ансамблей или распределения дислокаций в них при пластическом течении.

Настоящая работа посвящена поиску соотношений между пространственными характеристиками разномасштабных процессов пластической деформации с использованием дислокационного и автоволнового подходов к объяснению природы пластического течения на примере поликристаллического алюминия, в котором механизм поперечного скольжения дислокаций реализуется в температурном интервале $150 < T < 400$ К [21–25].

Материал и методика исследования

В качестве материала исследований использованы плоские образцы поликристаллического ГЦК металла: чистый алюминий (содержание Al — не менее 99.5 мас.%) с размером зерна ~ 10 мкм. Такой выбор определен возможностью реализации в Al при пластической деформации устойчивых стадий кривых течения $\sigma(\epsilon)$, определяемых специфическими микромеханизмами пластического течения [23]. С началом деформации в Al формируется ячеистая дислокационная структура, причем на изменение размера ячеек дислокационной субструктуры Λ (рис. 1 а) оказывает влияние температура испытаний [21, 22, 26].

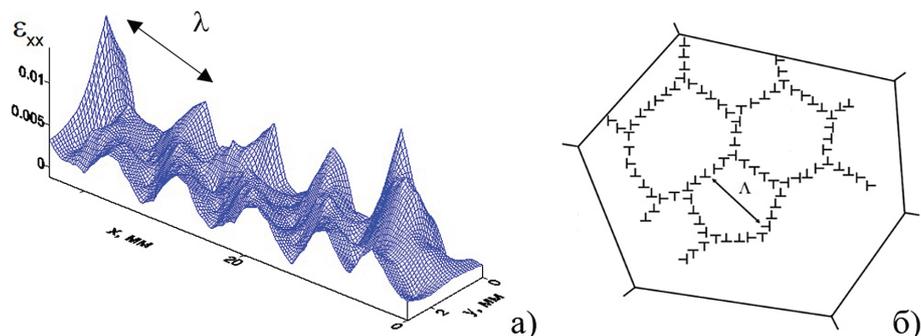


Рис. 1. Макроскопический масштаб λ для очагов локализованной пластичности (а) и схема дислокационного масштаба Λ для ячеистой субструктуры (б) на стадии параболического деформационного упрочнения Al

Плоские образцы с размерами рабочей части $50 \times 5 \times 2$ мм растягивались на испытательной машине «Instron-1185» со скоростью $3.3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в температурном интервале $170 < T < 350 \text{ К}$. Температура испытаний варьировалась скоростью продувки рабочей камеры, где находился образец, парами азота из сосуда Дьюара и контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, спай которой контактировал с образцом [27].

Диаграммы растяжения Al качественно подобны в исследуемом температурном интервале и относятся к диаграммам параболического типа. Понижение температуры испытаний приводит к повышению прочности и снижению пластичности сплава. Для анализа стадий деформационного упрочнения исходные индикаторные кривые течения, записанные в координатах «напряжение — деформация $\sigma(\epsilon)$ », перестраивались в зависимости «истинные напряжения — истинные деформации $s(\epsilon)$ » и по наклону прямых участков графиков в координатах $\ln(s-s_0) - \ln \epsilon$ (где s_0 — эмпирическая константа, n — показатель параболическости) выявляли параболическую ($n=0,5$) стадию и предразрушения ($n < 0,5$).

Визуализация зон макроскопической локализации пластической деформации и регистрация их кинетики осуществлялись методом спекл-фотографии [6–9]. При реализации этого метода растягиваемый образец освещался когерентным светом полупроводникового лазера с длиной волны 635 нм и мощностью 15 мВт. Полученные при таком освещении изображения деформируемого образца с наложенными на них спекл-картинами, модулированными возникающим при деформации рельефом, регистрировались цифровой видеокамерой PixeLink PL-B781 с частотой 10 Гц. Обработка изображений производилась с помощью специальной вычислительной программы RED32. Для каждой точки изображения формировалась последовательность отсчетов, характеризующая временной ход ее яркости, вычислялись дисперсия и математическое ожидание, которые использовались для отображения зон локализации деформации. Применяя такую методику, удается регистрировать области, в которых при заданном приросте общего удлинения образца локализуется деформация мате-

риала на макроскопическом масштабном уровне (рис. 1б). Геометрической характеристикой таких структур служит пространственный период $3 \leq \lambda \leq 8 \text{ мм}$ — расстояние между максимумами локальных удлинений вдоль оси растяжения (длина автоволны).

Результаты и их обсуждение

В модели деформационного упрочнения ГЦК металлов [25] на основе феноменологических представлений параболическая зависимость $\sigma(\epsilon)$ при низких и умеренных температурах объясняется балансом процессов накопления дислокаций при их взаимодействии с «лесом» и аннигиляции дислокаций путем поперечного скольжения. В рамках данной модели коэффициент деформационного упрочнения определяется соотношением:

$$\theta = \theta_0 + \theta, \quad (1)$$

где θ_0 — упрочнение, обусловленное накоплением дислокаций, а θ , определяет скорость динамического возврата и зависит от температуры и скорости деформации. Таким образом, в ГЦК металлах поперечное скольжение рассматривается в качестве одного из механизмов аннигиляции дислокаций на стадии параболического деформационного упрочнения, который вызывает уменьшение скорости деформационного упрочнения и, как следствие, локализацию деформации и разрушение образца.

На рисунке 2 в исследуемом интервале $170 < T < 350 \text{ К}$ представлены зависимости изменения коэффициента деформационного упрочнения от истинных напряжений $\theta(\sigma)$, на которых стадия параболического деформационного упрочнения выявляется по прямолинейным участкам $\theta(\sigma)$. Пересечение прямолинейных участков с осью абсцисс соответствует предельному напряжению σ_v , при котором коэффициент деформационного упрочнения вследствие динамического возврата обращается в нуль. Идентифицируя σ_v с напряжением поперечного скольжения, в [21, 22, 25] анализируются температурные и скоростные зависимости напряжения σ_v и показано, что $\sigma_v = 2\theta_0/k$, где k — коэффициент аннигиляции винтовых дислокаций.

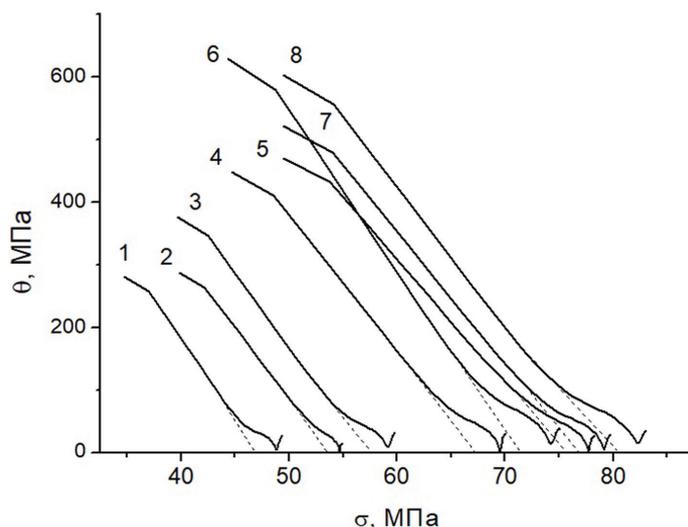


Рис. 2. Зависимость коэффициента деформационного упрочнения от напряжений Al для разных температур: 1 — 350 К; 2 — 340 К; 3 — 300 К; 4 — 260 К; 5 — 240 К; 6 — 220 К; 7 — 210 К; 8 — 170 К

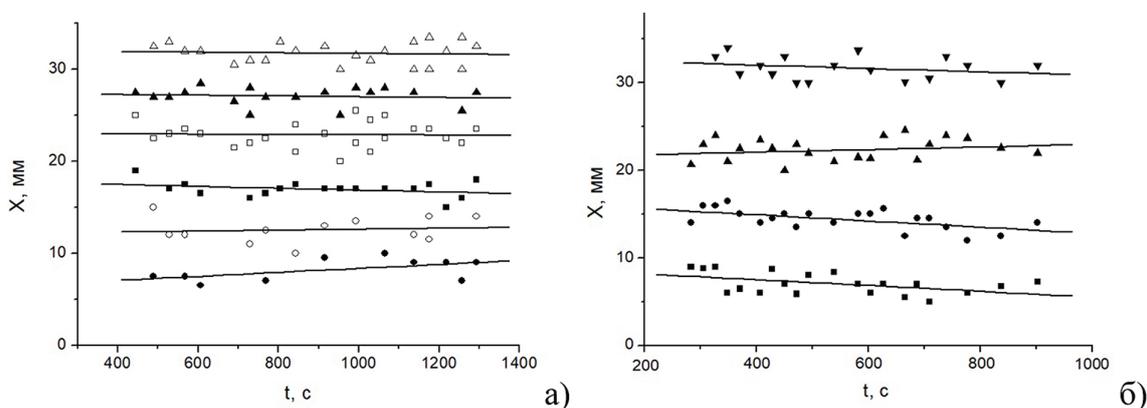


Рис. 3. Кинетические диаграммы $X(t)$ стационарных очагов локализованной пластичности в образце Al на стадиях параболического деформационного упрочнения при $T=350$ К (а); $T=170$ К (б)

На стадии параболического деформационного упрочнения Al очаги локализованной пластичности неподвижны и образуют стационарную диссипативную структуру. В этом случае материал деформируется и упрочняется только в нескольких стационарных зонах, одна из которых в конце концов становится шейкой разрушения. Численные значения автоволновых характеристик локализованной пластичности λ измерялись по $X-t$ диаграммам (X — координата очага локальной деформации, t — время), построенным по данным анализа распределений продольной компоненты тензора пластической дисторсии (рис. 3).

При возникновении стационарной диссипативной структуры на стадии параболического деформационного упрочнения алюминия длина автоволны локализованной пластичности λ убывает с ростом температуры по экспоненциальному закону. Более высокая температура испытаний приводит к увеличению пластичности металла за счет более равномерной дефор-

мации, что отражается на пространственном периоде локализации деформации.

Принципиальной проблемой, возникающей при объяснении природы крупномасштабной периодичности в расположении очагов локализации деформации, является согласование макроскопического масштаба $\lambda \sim 10^{-2}$ м с масштабом дислокационных процессов $\sim 10^{-10} \div 10^{-5}$ м. Для анализа связи дислокационного и макроскопического масштабов при пластическом течении поликристаллического Al использованы данные обзора [22] о размерах дислокационных ячеек при растяжении Al в исследуемом температурном интервале на стадиях параболического деформационного упрочнения при общей деформации 20 %.

На рисунке 4а для соответствующих температур показаны зависимости изменения размера Λ дислокационных ячеек (кривая 1), по данным [22], и расстояния λ между очагами локализованной пластичности (кривая 2) от предельного напряжения σ_p , а также

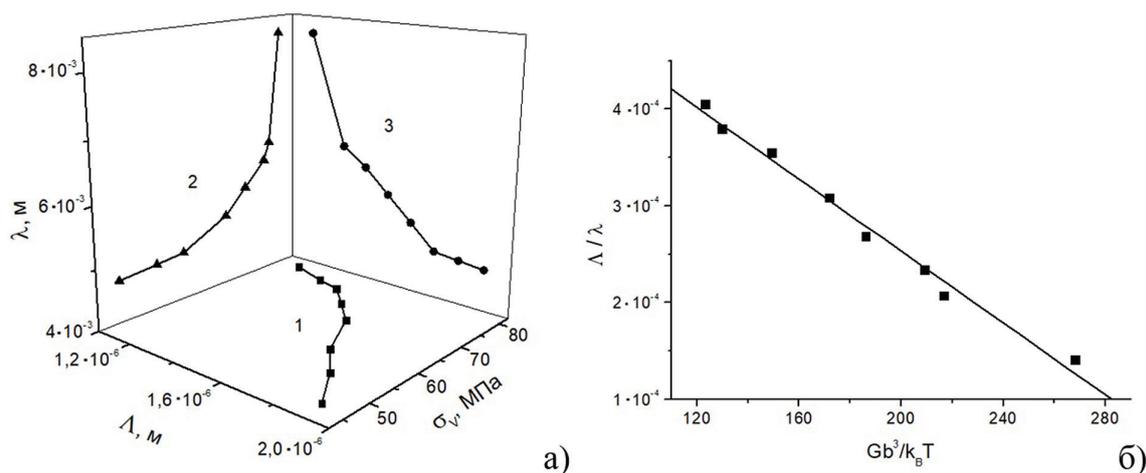


Рис. 4. Зависимости изменения размера дислокационных ячеек Λ и длины автоволны локализованной пластичности λ от предельного напряжения σ_v (а); температурная зависимость отношения пространственных характеристик разномасштабных процессов локализации пластической деформации Λ/λ (б)

зависимость $\lambda(\Lambda)$ для соответствующих температур (кривая 3). Это позволило установить обратно пропорциональную зависимость между пространственными характеристиками разномасштабных процессов локализации пластической деформации. На рисунке 4б показана температурная зависимость отношения размера дислокационных ячеек и пространственного периода распределений локальных удлинений Λ/λ для стадий параболического деформационного упрочнения в исследуемом температурном интервале, которая описывается линейной зависимостью:

$$\frac{\Lambda}{\lambda} = A + B \cdot \frac{Gb^3}{k_B T}, \quad (2)$$

где k_B — постоянная Больцмана, b — вектор Бюргерса, G — модуль сдвига, A и B — константы.

Повышение температуры испытаний ведет к увеличению размера дислокационных ячеек и длины пробега дислокаций. В то же время поперечное скольжение имеет в основе акты выброса винтовых дислокационных петель в наклонную плоскость скольжения в кри-

сталле. Вероятность подобных актов растет с ростом температуры, что, соответственно, указывает на повышение частоты зарождения новых очагов деформации. В итоге это вызывает уменьшение длины автоволны локализованной пластичности при формировании стационарной диссипативной структуры [27].

Заключение

В работе экспериментально исследовано термически активированное изменение длины автоволны локализованной пластичности в поликристаллическом алюминии, сохраняющей высокий уровень пластичности в интервале $170 < T < 350$ К. Удалось найти естественную связь развиваемой автоволновой теории пластической деформации с теорией дислокаций на основе температурной зависимости дислокационного и макроскопического масштабов. Это обеспечивает 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. Lubarda V.A. Elastoplasticity Theory. London: CRS Press, 2001. 648 p.
2. Фридель Ж. Дислокации. М.: Мир, 1967. 643 с.
3. Hull D., Bacon D.J. Introduction in Dislocations. Oxford: Elsevier, 2011. 272 p.
4. Козлов Э.В., Старенченко В.А., Конева Н.А. Эволюция дислокационной субструктуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов // Металлы. 1993. № 5. С. 152–161.
5. Сарафанов Г.Ф. Корреляционные эффекты в ансамбле краевых дислокаций // Физика твердого тела. 2008. Т. 50. № 10. С. 1793–1799.
6. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
7. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро- к микро-. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука, 2018. 130 с.

8. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и автоволновые моды. М.: Физматлит, 2018. 207 с.
9. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. Физика неоднородного пластического течения. М.: Физматлит, 2024. 320 с.
10. 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
11. McDonald R.J., Efstathiou C., Kurath P. The Wave-like Plastic Deformation of Single Crystal Copper // *Journal of Engineering Materials and Technology*. 2009. Vol. 131. №. 3. P. 692–703. DOI: 10.1115/1.3120410
12. Fressengeas C., Beaudoin A., Entemeyer D., Lebedkina T., Lebyodkin M., Taupin V. 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
13. Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. Пространственно-временная неоднородность процессов неупругого деформирования металлов. М.: Физматлит, 2016. 118 с.
14. Порубов А.В. Локализация нелинейных волн деформации. М.: Физматлит, 2009. 207 с.
15. Назаров В.Е. Дислокационная нелинейность и нелинейные волновые процессы в поликристаллах с дислокациями // *Физика твердого тела*. 2016. Т. 58. № 9. С. 1665–1673.
16. Naimark O.B. Defect Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Continua. *Advances in Multifield Theories of Continua with Substructure*. Boston: Birkhauser Inc., 2003. P. 75–114.
17. Плехов О.А. Экспериментальное исследование термодинамики пластического деформирования методом инфракрасной термографии // *Журнал технической физики*. 2011. Т. 81. № 2. С. 144–146.
18. Zbib H.M., de la Rubia T.D. A Multiscale Model of Plasticity // *International Journal of Plasticity*. 2002. Vol. 18. No. 7. P. 1133–1163.
19. 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
20. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // *Физическая мезомеханика*. 2003. Т. 6. № 4. С. 45–72.
21. Малыгин Г.А. Механизм деформационного упрочнения и образования дислокационных структур в металлах при больших пластических деформациях // *Физика твердого тела*. 2006. Т. 48. № 4. С. 651–657.
22. 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
23. Зегер А. Механизм скольжения и упрочнения в ГЦК и ГПУ металлах // *Дислокации и механические свойства кристаллов*. М.: ИИЛ, 1960. С. 179–267.
24. Владимирова В.Л., Лаврентьев Ф.Ф., Похил Ю.А. Процессы пластической деформации при низких температурах. Киев: Наукова Думка, 1974. 384 с.
25. Kocks U.F., H. 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

References

1. Lubarda V.A. *Elastoplasticity Theory*. London: CRS Press, 2001. 648 p.
2. Friedel J. *Dislocations*. Moscow: Mir, 1967. 643 p. (In Russ.).
3. Hull D. and Bacon D.J. *Introduction in Dislocations*. Oxford: Elsevier, 2011. 272 p.
4. 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.).
5. Sarafanov G.F. Correlation Effects in an Ensemble of Edge Dislocations. *Solid State Physics*. 2008. Vol. 50. No. 10. P. 1793–1799. (In Russ.).
6. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. *Physics of Macrolocalization of Plastic Flow*. Novosibirsk: Nauka, 2008. 327 p. (In Russ.).
7. Zuev L.B., Barannikova S.A., Lunev A.G. *From Macro to Micro. Scales of Plastic Deformation*. Novosibirsk: Nauka, 2018. 130 p. (In Russ.).
8. Zuev L.B. *Autowave Plasticity. Localization and Autowave Modes*. Moscow: Fizmatlit, 2018. 207 p. (In Russ.).
9. Zuev L.B., Khon Yu.A., Gorbatenko V.V. *Physics of Inhomogeneous Plastic Flow*. Moscow: Fizmatlit, 2024. 320 p. (In Russ.).
10. 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. No 2. P. 292–315. DOI: 10.1177/1081286507086903
11. McDonald R.J., Efstathiou C., Kurath P. The Wave-like Plastic Deformation of Single Crystal Copper. *Journal of Engi-*

neering Materials and Technology. 2009. Vol. 131. No 3. P. 692–703. DOI: 10.1115/1.3120410

12. Fressengeas C., Beaudoin A., Entemeyer D., Lebedkina T., Lebyodkin M., Taupin V. 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

13. Tretyakova T.V., Wildeman V.E. *Spatiotemporal Heterogeneity of Processes of Inelastic Deformation of Metals*. Moscow: Fizmatlit, 2016. 118 p. (In Russ.).

14. Porubov A.V. *Localization of Nonlinear Deformation Waves*. M.: Fizmatlit, 2009. 207 p. (In Russ.).

15. Nazarov V.E. Dislocation Nonlinearity and Nonlinear Wave Processes in Polycrystals with Dislocations. *Solid State Physics*. 2016. Vol. 58. No 9. P. 1665–1673. (In Russ.).

16. Naimark O.B. Defect Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Continua. *Advances in Multifield Theories of Continua with Substructure*. Boston: Birkhauser Inc., 2003. P. 75–114.

17. Plekhov O.A. Experimental Study of the Thermodynamics of Plastic Deformation Using Infrared Thermography. *Journal of Technical Physics*. 2011. Vol. 81. No. 2. P. 144–146. (In Russ.).

18. Zbib H.M., de la Rubia T.D. A Multiscale Model of Plasticity. *International Journal of Plasticity*. 2002. Vol. 18. No. 7. P. 1133–1163.

19. 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

20. Naimark O.B. Collective Properties of Ensembles of Defects and Some Nonlinear Problems of Plasticity and Fracture. *Physical mesomechanics*. 2003. Vol. 6. No. 4. P. 45–72. (In Russ.).

21. Malygin G.A. Mechanism of Strain Hardening and Formation of Dislocation Structures in Metals under Large Plastic Deformations. *Solid State Physics*. 2006. Vol. 48. No. 4. P. 651–657. (In Russ.).

22. Malygin G.A. Processes of Self-organization of Dislocations and Plasticity of Crystals. *Physics-Uspexhi*. 1999. Vol. 169. P. 979–1010. (In Russ.). DOI: 10.3367/UFNr.0169.199909c.0979

23. Seeger A. Mechanism of Glide and Work-hardening in Face-Centered Cubic and Hexagonal Close Packed Metals. *Dislocations and Mechanical Properties of Crystals*. New York: John Wiley and Sons Inc., 1957. P. 243–329. (In Russ.).

24. Vladimirova V.L., Lavrentiev F.F., Pokhil Yu.A. *Processes of Plastic Deformation at Low Temperatures*. Kyiv: Naukova Dumka, 1974. 384 p. (In Russ.).

25. Kocks U.F., H. 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. 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. Vol. 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. (In Russ.). DOI: 10.21883/TP.2022.12.55192.170-22

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;

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;

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