

Научная статья

УДК 548.4, 548.74

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.15411>

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ ФОРМИРОВАНИЕМ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ

Н. Ю. Золоторевский^{1,3} ✉, В. В. Рыбин^{1,3},
Э. А. Ушанова^{1,2}, В. Н. Перевезенцев³

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
г. Санкт-Петербург, Россия;

² НИЦ Курчатовский институт – ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей»,
г. Санкт-Петербург, Россия;

³ Институт проблем машиностроения РАН
(филиал ФИЦ «Институт прикладной физики РАН»), г. Нижний Новгород, Россия
✉ zolotorevsky@phmf.spbstu.ru

Аннотация. Методом дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ) изучали эволюцию микроструктуры технически чистой меди в процессе одноосного растяжения. В образце, деформированном до разрушения, в области шейки исследовали участки, соответствующие различным степеням деформации. Это позволило на одном образце изучить микроструктуру при деформациях в интервале от 0,45 до 1,15. Одновременно с деформационной микроструктурой в меди создается текстура, состоящая из двух компонент с преимущественными ориентировками направлений [100] и [111] параллельно оси растяжения. Показано, что зерна, относящиеся к компоненте [111], сохраняют относительно однородную ориентацию при деформациях около 1. В то же время, зерна, относящиеся к компоненте [100], постепенно разбиваются на сильно разориентированные фрагменты. Полученные результаты обсуждаются с точки зрения микромеханики поликристаллического материала.

Ключевые слова: пластическая деформация, поликристалл, медь, микроструктура, текстура, фрагментация, ДОРЭ-анализ

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 21-19-00366).

Для цитирования: Золоторевский Н. Ю., Рыбин В. В., Ушанова Э. А., Перевезенцев В. Н. Особенности эволюции фрагментированной микроструктуры меди при растяжении, обусловленные формированием кристаллографической текстуры // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки. 2022. Т. 15. № 4. С. 147–155. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.15411>

Статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Original article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.15411>

THE EFFECT OF CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE FORMATION ON THE FEATURES OF MICROSTRUCTURE EVOLUTION IN TENSILE-STRAINED COPPER

N. Yu. Zolotarevsky^{1,3} ✉, V. V. Rybin^{1,3},
E. A. Ushanova^{1,2}, V. N. Perevezentsev³

¹ Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia;

² NRC "Kurchatov Institute" – CRISM "Prometey", St. Petersburg, Russia;

³ Institute for Problems in Mechanical Engineering of RAS (the branch of
Institute of Applied Physics of RAS), Nizhny Novgorod, Russia

✉ zolotarevsky@phmf.spbstu.ru

Abstract. The microstructural evolution of a commercially pure copper specimen deformed by uniaxial tension has been studied using electron backscatter diffraction (EBSD). In the specimen deformed up to fracture, some areas (in the neck) corresponding to various strain degrees were examined. This allowed us to study the microstructure obtained for strain degrees in the range from 0,45 to 1,15 on the single sample. A texture consisting of two components with prevailing orientations of [100] and [111] directions, parallel to the tensile axis, formed concurrently with the deformation microstructure. The grains of the [111] component were shown to retain rather uniform orientation at strain degrees of about 1. At the same time, the grains of the [100] component subdivided gradually into highly disoriented fragments. The obtained results were discussed in terms of polycrystalline material micromechanics.

Keywords: plastic deformation, polycrystal, copper, microstructure, texture, fragmentation, EBSD analysis

Funding: The reported study was funded by Russian Science Foundation (Grant No. 21-19-00366).

For citation: Zolotarevsky N. Yu., Rybin V. V., Ushanova E. A., Perevezentsev V. N., The effect of crystallographic texture formation on the features of microstructure evolution in tensile-strained copper, St. Petersburg State Polytechnical University Journal. Physics and Mathematics. 15 (4) (2022) 147–155. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.15411>

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение

Процесс пластической деформации металлических материалов сопровождается формированием их новой деформационной микроструктуры. Важнейшей закономерностью, связанной с этим формированием, является постепенное разбиение исходных зерен на разориентированные микрообласти – фрагменты, и такая трансформация происходит на фоне общего роста плотности дислокаций и образования ячеистой дислокационной субструктуры [1 – 3]. Это явление, названное фрагментацией [1], в последние два десятилетия привлекает внимание многих исследователей в связи с возможностью измельчения зерна и, соответственно, перспективой создания ультрамелкозернистых металлических материалов, обладающих уникальным сочетанием физико-механических свойств [3]. В то же время, начальные стадии фрагментации изучены недостаточно, и остается много вопросов, относящихся как к физическому механизму фрагментации, так и к зависимости структурных параметров от природы материала и условий деформации [3, 4].

Одним из наиболее актуальных вопросов выступает характер взаимосвязи между фрагментацией и кристаллографической текстурой – распределением ориентаций кристаллитов



(зерен, фрагментов) [5 – 9]. Ранее было показано, что ориентация зерна существенно влияет на параметры деформационной структуры меди при деформации растяжением [10, 11]. Однако в этих работах рассматривали лишь влияние исходной ориентации зерен на морфологию дислокационной структуры и не анализировали количественно разориентаций между элементами этой структуры. Кроме того, рассмотренные авторами степени деформации не превышали 0,28 [10].

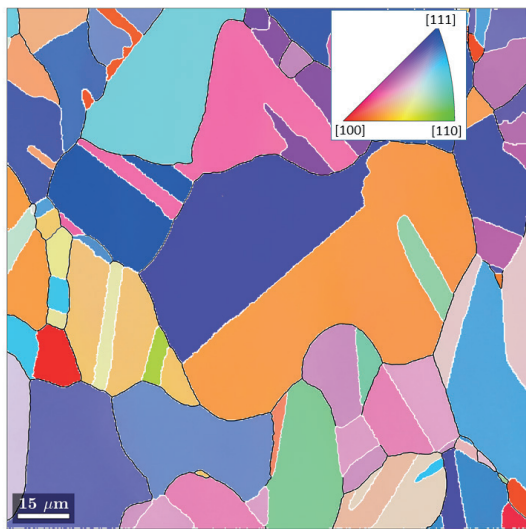
На основании изложенного состояния проблемы вызывает значительный интерес исследовать ориентационную зависимость эволюции структуры при больших степенях пластической деформации – на стадии фрагментации. Это необходимо, в частности, для создания адекватных математических моделей деформационного упрочнения поликристаллов [4, 6, 11].

Задача настоящего исследования – изучить ориентационную зависимость эволюции микроструктуры и ее взаимосвязь с микротекстурой¹ на примере поликристаллической меди, деформированной растяжением.

Материал и методы исследования

Образец для исследования вырезали из прутка технической чистой меди М1. Для растворения мелких выделений второй фазы, присутствующих в состоянии поставки на границах зерен, образец дополнительно отжигали перед деформацией при 700 °С в течение двух часов. Полученная рекристаллизованная структура, содержащая многочисленные двойники отжига (суммарная длина двойниковых границ составляет примерно 65 % от общей длины границ зерен), показана на рис. 1. Испытывали гладкий цилиндрический образец длиной и диаметром рабочей части 35 и 5 мм, соответственно. Скорость растяжения составляла 1 мм/с, что эквивалентно скорости деформации около $3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Величина относительного удлинения составляла примерно 58 %, а относительного сужения в шейке образца – 87 %.

Одну из половин разрушенного образца разрезали вдоль оси растяжения, и изучали деформационную микроструктуру в области шейки (на продольном сечении) с помощью дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ).



Истинная деформация ϵ в местах изучения, которая была найдена исходя из величины локального сужения образца, составляла 0,45, 0,70, 1,00 и 1,15. ДОРЭ-анализ проводили с помощью сканирующего микроскопа LYRA 3 XMN RL и системы Oxford HKL AZtec™. Исходную микроструктуру изучали путем сканирования с шагом 350 нм, а деформационную микроструктуру так же, но с шагом 250 нм для случая $\epsilon = 0,45$ и с шагом 200 нм в остальных случаях. Размеры исследованных участков составляли 700×700 мкм для исходной микроструктуры и 300×300 мкм для деформационных микроструктур. Полученные экспериментальные данные анализировали с помощью пакета программ с открытым кодом MTEX [12] в пакете MATLAB. На ориентационных картах, которые представлены на рис. 1 и 2, цвет пикселя определяется локальной ориентацией оси растяжения (англ. tensile direction (TD)), в соответствии с указанной на рисунках кодировкой цветов. Также на этих картах показаны границы с разориентировками, когда углы θ превышают 2°.

Рис. 1. Пример ориентационной карты участка исходной микроструктуры образца меди (кодировка цвета указана на стереографическом треугольнике). Произвольные границы зерен выделены черным цветом, двойниковые границы – белым

¹ Микротекстурой называют кристаллографическую текстуру, наблюдаемую на микромасштабе, т. е. на масштабе зерна или группы зерен.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 2, *a, b* представлены ориентационные карты типичных участков микроструктуры деформированного образца для $\varepsilon = 0,45$ и $1,15$, а на рис. 2, *c, d* – соответствующие этим деформациям микротекстуры, а именно – распределения ориентаций оси растяжения на стереографической проекции.

При $\varepsilon = 0,45$ (см. рис. 2, *a*) в структуре зерен видны существенные изменения, по сравнению с исходным состоянием. Во-первых, изменилась разориентировка исходных границ зерен, о чем можно судить по границам двойников отжига, благодаря тому, что их начальная разориентировка известна. Белым цветом на рис. 2, *a, b* выделены границы, которые близки к двойниковым по критерию Брэндона, т. е. отклонение их разориентировки от двойниковой не превышает значения $\Delta\theta_c = 15^\circ/\sqrt{3} = 8,66^\circ$. Видно, что на многих участках это отклонение превысило указанное значение. Во-вторых, возникла внутризеренная деформационная субструктура, в частности, образовались многочисленные дислокационные границы. В основном, это малоугловые границы, но, в то же время, вблизи исходных границ зерен можно отметить несколько фрагментов с большеугловыми ($\theta > 15^\circ$) границами деформационного происхождения. Как видно на рис. 2, *c*, уже при этой, относительно небольшой деформации, сформировалась кристаллографическая текстура: все ориентации сосредоточены вблизи стороны $[100] - [111]$ стереографического треугольника с максимумами полюсной плотности вблизи вершин $[111]$ и $[100]$.

При $\varepsilon = 1,15$ фрагментация (см. рис. 2, *b*) существенно усилилась, при том, что текстура стала лишь немного острее: максимальная полюсная плотность увеличилась примерно в 1,5 раза (см. рис. 2, *d*). Количественно описать эволюцию фрагментированной микро-

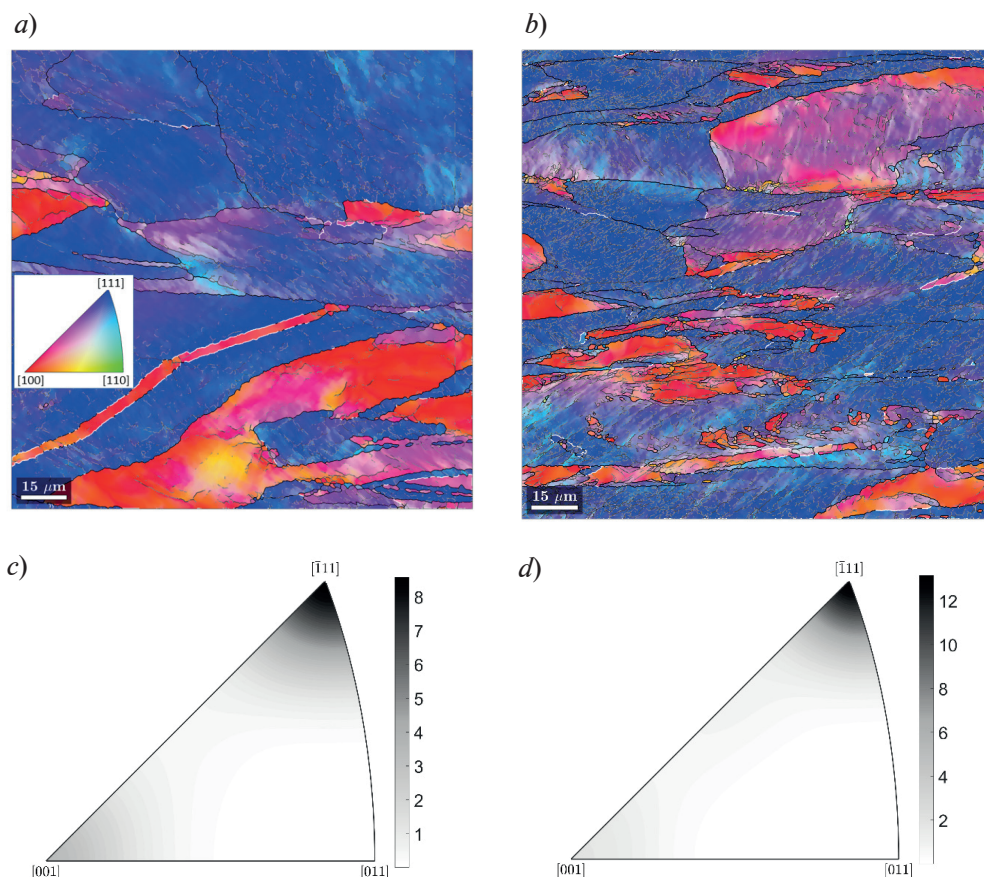


Рис. 2. Ориентационные карты участков микроструктуры (*a, b*) и микротекстуры этих участков (*c, d*), соответствующие значениям деформации $0,45$ (*a, c*) и $1,15$ (*b, d*). Произвольные большеугловые и двойниковые границы выделены так же, как на рис. 1; малоугловые границы выделены серым цветом (рис. 2, *a, b*). Представлены обратные полюсные фигуры для оси растяжения (TD) (рис. 2, *c, d*)

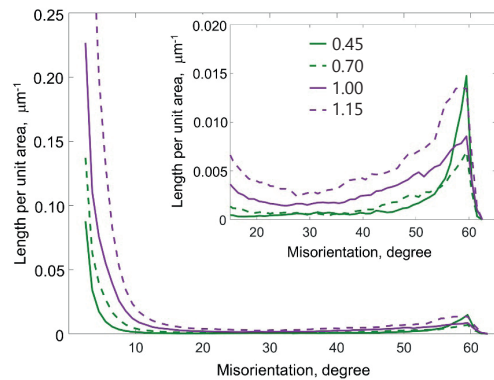


Рис. 3. Распределения разориентировок в терминах удельной длины границ при разной степени деформации образца (значения указаны на вставке)

структуры с ростом степени деформации можно с помощью распределения разориентировок на границах фрагментов, в терминах удельной длины границ $l_{\text{ДИБ}}(\theta)$. Мы определяем здесь величину $l_{\text{ДИБ}}(\theta)$ как суммарную протяженность границ, имеющих разориентировки в интервале $(\theta, \theta + 1^\circ)$. Для удобства представления нескольких распределений на одной диаграмме (рис. 3), на базе исходных гистограмм с шагом 1° были построены линейные графики.

На рис. 3 видно, что в изученном интервале деформаций удельная длина малоугловых границ ($\theta < 5^\circ$) почти на два порядка больше, чем большеугловых. Тем не менее, протяженность большеугловых границ также непрерывно возрастает в исследованном интервале деформаций, что указывает на постепенное образование большеугловых границ деформационного происхождения и, соответственно, измельчение зерна в результате фрагментации.

В то же время, как видно на ориентационных картах (см. рис. 2, *a, b*), формирование микроструктуры происходит неоднородно по объему, причем структурные особенности зависят от ориентации области.

Рассмотрим наиболее существенные из этих особенностей. Будем для краткости называть зерна/фрагменты с ориентациями около вершины [100] стереографического треугольника «[100]-зернами», а зерна/фрагменты с ориентациями около вершины [111] – «[111]-зернами». Согласно данным статьи [11], при $\epsilon < 0,3$ в [100]-зернах почти отсутствуют «границы блоков ячеек» (так называют протяженные дислокационные границы, имеющие разориентировки около $1 - 2^\circ$ и более) и наблюдается низкий, менее 1° , уровень разориентировок между ячейками. В отличие от этого, в [111]-зернах всегда присутствуют две системы пересекающихся границ блоков ячеек. Как видно на рис. 2, *a*, где показаны только границы с разориентировками более 2° , эти особенности деформационной субструктуры сохраняются при $\epsilon = 0,45$. Действительно, в [100]-зернах практически отсутствует слабо разориентированная субструктура, а протяженные дислокационные границы – относительно редкие, причем они наблюдаются в основном в тех областях, где ориентировка заметно отклоняется от $[100] \parallel \text{TD}$. Наоборот, в [111]-зернах видны многочисленные участки разнонаправленных границ с разориентировками более 2° . В то же время, на рис. 2, *a* наблюдается особенность, не отмеченная в предыдущих работах: [111]-зерна в основном сохраняют однородную ориентировку, тогда как ориентационная неоднородность [100]-зерен оказывается довольно значительной, вплоть до образования отдельных фрагментов.

Тенденция, возникшая при $\epsilon = 0,45$, сохраняется в ходе дальнейшей деформации: как видно на рис. 2, *b*, при $\epsilon = 1,15$ области с ориентациями, близкими к $[100] \parallel \text{TD}$, оказываются значительно более фрагментированными, чем области, принадлежащие ко второй текстурной компоненте. Чтобы количественно характеризовать ориентационную зависимость фрагментации, «зерна»² были разделены на три группы в зависимости от

² «Зернами» в данном случае мы называем области (исходные зерна или их фрагменты деформационного происхождения), разориентировка которых относительно окружения превышает 15° .

их размеров. Рис. 4 показывает распределение ориентаций для каждой из этих групп по отдельности. Видно, что большинство мелких зерен (размером менее 5 мкм) имеет ориентации, близкие к вершине $[100]$ стереографического треугольника. В группе зерен с промежуточными размерами (от 5 до 25 мкм), максимум полюсной плотности смещен к вершине $[111]$, но вклады $[111]$ - и $[100]$ -зерен остаются сопоставимыми. Ориентации же наиболее крупных зерен (>25 мкм) концентрируются около полюса $[111]$. Таким образом, действительно, $[111]$ -зерна намного меньше склонны к фрагментации, чем $[100]$ -зерна.

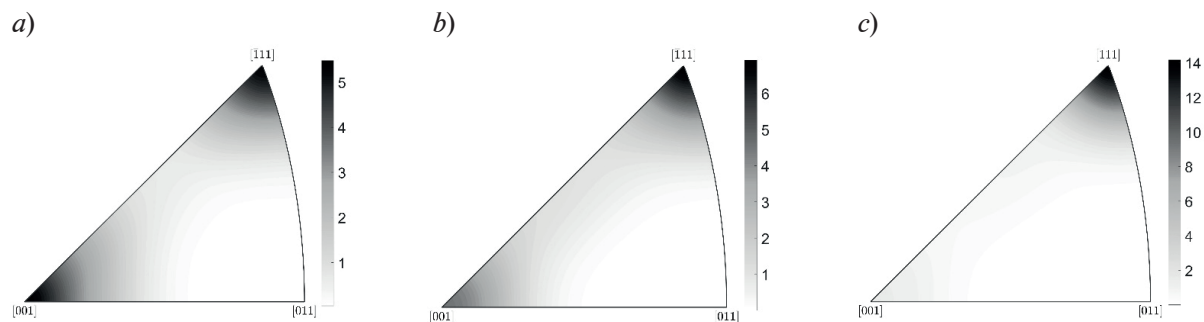


Рис. 4. Частичные микротекстуры для «зерен» с размерами < 5 мкм (a), от 5 до 25 мкм (b) и >25 мкм (c) при значении деформации 1,15. Представлены обратные полюсные фигуры для оси растяжения (TD)

Интерпретация результатов

Согласно теоретическим представлениям, фрагментация поликристаллов обусловлена пластическим взаимодействием между зёрнами в процессе деформации [1, 13 – 15]. Различие в скорости деформации различно ориентированных зёрн приводит к возникновению на их границах мезомасштабных дефектов, которые, будучи источниками внутренних напряжений, стимулируют, в свою очередь, неоднородность внутризеренных сдвигов и поворотов кристаллической решетки. Фундаментальная характеристика, определяющая зависимость пластических свойств зёрна от его ориентации – это фактор Тейлора, который в нашем случае равен отношению суммарного приращения сдвига в активных системах скольжения, вычисленного в рамках модели Тейлора, к приращению деформации растяжения образца [4]. Чем меньше величина фактора Тейлора, тем легче зёрно деформируется, в нем накапливается меньше дислокаций и, соответственно, меньше его деформационное упрочнение. Поэтому ориентировки с относительно малым фактором Тейлора называют «мягкими», а с большим – «жесткими».

В случае одноосной деформации металлов с гранцентрированной кубической кристаллической решеткой, фактор Тейлора равен 2,65 и 3,67 для ориентаций $[100]$ и $[111] \parallel TD$, соответственно $[11]$. Таким образом, после формирования двухкомпонентной текстуры, материал состоит из мягких $[100]$ -зёрен и жестких $[111]$ -зёрен. Тем самым создается своеобразный композит, «мягкую» составляющую которого образуют кристаллиты с ориентациями, близкими к $[100] \parallel TD$. Очевидно, что именно мягкие, $[100]$ -зёрна в этих условиях будут подстраиваться к жестким, в том числе, за счет неоднородного поворота кристаллической решетки и фрагментации, в согласии с результатами настоящего исследования.

Заключение

Проведенное исследование показало, что эволюция микроструктуры в меди, подвергнутой одноосной деформации, зависит от ориентации зёрна, в котором эта микроструктура формируется. Уже на ранней стадии деформации в образце создается двухкомпонентная кристаллографическая текстура $[100] + [111]$. В ходе дальнейшей деформации, многие зёрна, относящиеся к компоненте $[111]$, сохраняют относительно однородную ориентировку. В отличие от них, зёрна, относящиеся к компоненте $[100]$, разбиваются на сильно разориентированные фрагменты. Ориентационная зависимость фрагментации обусловлена, по-видимому, тем, что наличие двухкомпонентной текстуры создает своего рода композитный материал, в котором составляющая $[100]$ является пластичной.



Формирование такой неоднородной структуры следует учитывать при разработке математических моделей деформационного упрочнения металлов с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой и сплавов в процессах осесимметричной пластической обработки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Рыбин В. В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Metallurgy, 1986. 224 с.
2. **Hughes D. A., Hansen N.** High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms // *Acta Materialia*. 1997. Vol. 45. No. 9. Pp. 3871–3886.
3. **Estrin Y., Vinogradov A.** Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. No. 3. Pp. 782–817.
4. **Hughes D. A., Hansen N.** The microstructural origin of work hardening stages // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 148. 15 April. Pp. 374–383.
5. **Zolotarevsky N. Yu., Nesterova E. V., Rybin V. V., Titovets Yu. F.** Micro- and macrotecture evolution during steel-wire drawing // *Physics of Metals and Metallography*. 2005. Vol. 99. No. 1. Pp. 73–79.
6. **Bacroix B., Queyreau S., Chaubet D., Siv E., Chauveau Th.** The influence of the cube component on the mechanical behaviour of copper polycrystalline samples in tension // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 160. November. Pp. 121–136.
7. **Després A., Zecevic M., Lebensohn R. A., Mithieux J. D., Chassagne F., Sinclair C. W.** Contribution of intragranular misorientations to the cold rolling textures of ferritic stainless steels // *Acta Materialia*. 2020. Vol. 182. 1 January. Pp. 184–196.
8. **Zolotarevsky N. Yu., Rybin V. V., Khomskaya I. V., Ushanova E. A., Matvienko A. N.** Orientation-dependent microstructure development during high-rate shear deformation of copper // *Philosophical Magazine*. 2020. Vol. 100. No. 11. Pp. 1499–1518.
9. **Sedighiani K., Traka K., Roters F., Sietsma J., Raabe D., Diehl M.** Crystal plasticity simulation of in-grain microstructural evolution during large deformation of IF-steel // *Acta Materialia*. 2022. Vol. 237. 15 September. P. 118167.
10. **Huang X.** Grain orientation effect on microstructure in tensile strained copper // *Scripta Materialia*. 1998. Vol. 38. No. 11. Pp. 1697–1703.
11. **Huang X., Borrego A., Pantleon W.** Polycrystal deformation and single crystal deformation: dislocation structure and flow stress in copper // *Materials Science and Engineering: A*. 2001. Vol. 319–321. December. Pp. 237–241.
12. **Hielscher R., Silbermann C. B., Schmidl E., Ihlemann J.** Denoising of crystal orientation maps // *Journal of Applied Crystallography*. 2019. Vol. 52. Part 5. Pp. 984–996.
13. **Rybin V. V., Zisman A. A., Zolotarevsky N. Y.** Junction disclinations in plastically deformed crystals // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1993. Vol. 41. No. 7. Pp. 2211–2217.
14. **Kanjarla A. K., Delannay L., Van Houtte P.** Finite element study of intragrain plastic heterogeneity near triple junctions // *Metallurgical and Materials Transactions. A*. 2011. Vol. 42A. No. 3. Pp. 660–668.
15. **Zisman A.** Model for partitioning slip patterns at triple junctions of grains // *International Journal of Engineering Science*. 2017. Vol. 116. July. Pp. 155–164.

REFERENCES

1. **Rybin V. V.**, Bolshiye plasticheskiye deformatsii i razrusheniye metallov [Large plastic deformation and destruction of metals], Metallurgy Publishing, Moscow, 1986 (in Russian).
2. **Hughes D. A., Hansen N.**, High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms, *Acta Mater.* 45 (9) (1997) 3871–3886.
3. **Estrin Y., Vinogradov A.**, Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science, *Acta Mater.* 61 (3) (2013) 782–817.
4. **Hughes D. A., Hansen N.**, The microstructural origin of work hardening stages, *Acta Mater.* 148 (15 April) (2018) 374–383.
5. **Zolotarevsky N. Yu., Nesterova E. V., Rybin V. V., Titovets Yu. F.**, Micro- and macrotecture evolution during steel-wire drawing, *Phys. Met. Metallogr.* 99 (1) (2005) 73–79.

6. **Bacroix B., Queyreau S., Chaubet D., et al.**, The influence of the cube component on the mechanical behaviour of copper polycrystalline samples in tension, *Acta Mater.* 160 (November) (2018) 121–136.
7. **Després A., Zecevic M., Lebensohn R. A., et al.**, Contribution of intragranular misorientations to the cold rolling textures of ferritic stainless steels, *Acta Mater.* 182 (1 January) (2020) 184–196.
8. **Zolotarevsky N. Yu., Rybin V. V., Khomskaya I. V., et al.**, Orientation-dependent microstructure development during high-rate shear deformation of copper, *Philos. Mag.* 100 (11) (2020) 1499–1518.
9. **Sedighiani K., Traka K., Roters F., et al.**, Crystal plasticity simulation of in-grain microstructural evolution during large deformation of IF-steel, *Acta Mater.* 237 (15 September) (2022) 118167.
10. **Huang X.**, Grain orientation effect on microstructure in tensile strained copper, *Scr. Mater.* 38 (11) (1998) 1697–1703.
11. **Huang X., Borrego A., Pantleon W.**, Polycrystal deformation and single crystal deformation: dislocation structure and flow stress in copper, *Mater. Sci. Eng. A.* 319–321 (December) (2001) 237–241.
12. **Hielscher R., Silbermann C. B., Schmidl E., Ihlemann J.**, Denoising of crystal orientation maps, *J. Appl. Cryst.* 52 (5) (2019) 984–996.
13. **Rybin V. V., Zisman A. A., Zolotarevsky N. Y.**, Junction disclinations in plastically deformed crystals, *Acta Metall. Mater.* 41 (7) (1993) 2211–2217.
14. **Kanjarla A. K., Delannay L., Van Houtte P.**, Finite element study of intragrain plastic heterogeneity near triple junctions, *Metall. Mater. Trans. A.* 42A (3) (2011) 660–668.
15. **Zisman A.**, Model for partitioning slip patterns at triple junctions of grains, *Int. J. Eng. Sci.* 116 (July) (2017) 155–164.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ЗОЛОТОРЕВСКИЙ Николай Юльевич – доктор физико-математических наук, профессор Высшей школы механики и процессов управления Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия; старший научный сотрудник Института проблем машиностроения РАН (филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения “Федеральный исследовательский центр «Институт прикладной физики Российской академии наук»”), г. Нижний Новгород, Россия.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29
zolotarevsky@phmf.spbstu.ru
ORCID: 0000-0002-0185-5452

РЫБИН Валерий Васильевич – член-корреспондент РАН, доктор физико-математических наук, профессор Высшей школы механики и процессов управления Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, г. Санкт-Петербург, Россия; главный научный сотрудник Института проблем машиностроения РАН (филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения “Федеральный исследовательский центр «Институт прикладной физики Российской академии наук»”), г. Нижний Новгород, Россия.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29
rybinvv@mail.com
ORCID: 0000-0003-1619-309X

УШАНОВА Элина Артуровна – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Научно-исследовательского центра «Курчатовский институт» – Федерального государственного унитарного предприятия – Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей»; доцент Высшей школы механики и процессов управления Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, г. Санкт-Петербург, Россия.

191015, Россия, Санкт-Петербург, Шпалерная ул., 49
elinaus@mail.ru
ORCID: 0000-0003-3094-8559



ПЕРЕВЕЗЕНЦЕВ Владимир Николаевич — доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник, руководитель направления Института проблем машиностроения РАН (филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения “Федеральный исследовательский центр «Институт прикладной физики Российской академии наук»”), г. Нижний Новгород, Россия.
603024, Россия, г. Нижний Новгород, ул. Белинского, 85
v.n.perevezentsev@gmail.com
ORCID: 0000-0002-0437-8540

THE AUTHORS

ZOLOTOREVSKY Nikolay Yu.

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
Institute for Problems in Mechanical Engineering of RAS (the branch of
Institute of Applied Physics of RAS)*
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia
zolotorevsky@phmf.spbstu.ru
ORCID: 0000-0002-0185-5452

RYBIN Valery V.

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
Institute for Problems in Mechanical Engineering of RAS (the branch of
Institute of Applied Physics of RAS)*
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia
rybinvv@mail.com
ORCID: 0000-0003-1619-309X

USHANOVA Elina A.

*NRC "Kurchatov Institute" - CRISM "Prometey",
Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*
49 Shpalernaya St., St. Petersburg, 191015, Russia
elinaus@mail.ru
ORCID: 0000-0003-3094-8559

PEREVEZENTSEV Vladimir N.

*Institute for Problems in Mechanical Engineering of RAS (the branch of
Institute of Applied Physics of RAS)*
85, Belinskiy St., Nizhny Novgorod, 603024, Russia
v.n.perevezentsev@gmail.com
ORCID: 0000-0002-0437-8540

*Статья поступила в редакцию 30.09.2022. Одобрена после рецензирования 05.10.2022.
Принята 05.10.2022.*

Received 30.09.2022. Approved after reviewing 05.10.2022. Accepted 05.10.2022.