

Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Соловьев А.Н., Черкасов Н.В. Субструктурные превращения и фазовые переходы дислокационной структуры в сплавах Cu–Mn // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 59–65. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.3.07

Trishkina L.I., Cherkasova T.V., Solov'ev A.N., Cherkasov N.V. Phase transitions of the dislocation structure in polycrystalline copper-based alloys. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2021, vol. 23, no. 3, pp. 59–65. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.3.07

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 23, № 3, 2021
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2021.3.07

УДК 539.375.5

Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, А.Н. Соловьев, Н.В. Черкасов

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия

**СУБСТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ДИСЛОКАЦИОННОЙ
СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ CU–MN**

Физика пластичности и прочности во многом основана на дислокационной физике. Изучение дефектной субструктуры после пластической деформации проводилось с применением электронного микроскопа. Для исследования использовались поликристаллы ГЦК-сплавов на основе меди. Содержание Mn изменялось от 0,4 до 25 ат. %. Средний размер зерен в образцах равен 100 мкм. Образцы сплавов для исследования подвергались растяжению при комнатной температуре. Установлена последовательность изменения типов дислокационных субструктур в сплавах. В сплаве Cu + 0,4 ат. % Mn наблюдается следующая последовательность дислокационных субструктур (ДСС): клубки из дислокаций, ячеистая без разориентировки, ячеистая с разориентировками, в которых разориентировки между ячейками составляют больше 0,5°, микрополосовая. В сплавах с содержанием Mn более 6 ат. % наблюдается другая последовательность превращения ДСС: дислокационный хаос, дислокационные скопления, неразориентированная сетчатая, неразориентированная ячеисто-сетчатая, разориентированная ячеисто-сетчатая, микрополосовая. Тип ДСС, формирующийся при определенной степени деформации, характеризуется своими количественными параметрами и распределением дислокаций. Проведено количественное измерение параметров каждого типа субструктур. Присутствие одновременно при данной степени деформации не менее двух типов ДСС говорит о наличии двухфазности в материале. Рост степени деформации способствует увеличению плотности дислокаций в материале. При этом объем субструктуры, которая сформировалась при меньших степенях деформации, уменьшается, а вновь образовавшаяся субструктура занимает в материале больший объем, чем предыдущая ДСС. Вновь сформированная ДСС продолжает развиваться с ростом деформации. При этом величина плотности дислокаций принимает критические значения. Накопление дислокаций в каждой сформированной субструктуре ρ_{DSS} гораздо выше, чем в предыдущих. Выявлена взаимосвязь параметров ДСС со средней скалярной плотностью дислокаций. Установлено, что большинство параметров ДСС могут являться параметрами фазовых превращений. Наблюдаемые зависимости характерны для превращений «порядок-беспорядок». При этом фаза представляет собой определенную организацию дислокаций в дислокационном ансамбле.

Ключевые слова: поликристалл, сплавы, фазы, деформация, концентрация твердого раствора, субструктуры, размер зерна, параметры дефектной структуры, средняя скалярная плотность дислокаций, изгиб-кручение кристаллической решетки.

L.I. Trishkina, T.V. Cherkasova, A.N. Solov'ev, N.V. Cherkasov

Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russian Federation

**PHASE TRANSITIONS OF THE DISLOCATION STRUCTURE
IN POLYCRYSTALLINE COPPER-BASED ALLOYS**

The physics of plasticity and strength are largely based on dislocation physics. The study of the defective substructure after plastic deformation was carried out using an electron microscope. For the study, polycrystals of fcc copper-based alloys were used. The Mn content varied from 0.4 to 25 at. %. The average grain size in the samples is 100 μm . Samples of alloys for research were subjected to tension at room temperature. The sequence of changes in the types of dislocation substructures in alloys is established. In the Cu + 0.4 at. % Mn alloy, the following sequence of dislocation substructures (DSS) is observed: dislocation tangles, cellular without misorientations, cellular with misorientations, in which the misorientations between cells are greater than 0.5°, micro-bands. In alloys with a Mn content of more than 6 at. %, a different sequence of DSS transformation is observed: chaotic dislocations, nondisoriented network, cell-networks without misorientations, misoriented cellular-reticulated, micro-band. The type of DSS formed at a certain degree of deformation is characterized by its quantitative parameters and distribution of dislocations. A quantitative measurement of the parameters of each type of substructures was carried out. The presence of at least two types of DSS at a given degree of deformation at the same time indicates the presence of "two-phase" in the material. An increase in the degree of deformation contributes to an increase in the density of dislocations in the material. In this case, the volume of the substructure that was formed at small degrees of deformation decreases, and the newly formed substructure occupies a larger volume in the material than the previous DSS. The newly formed DSS continues to develop with increasing deformation. In this case, the value of the dislocation density takes on critical values. The accumulation of dislocations in each formed substructure ρ_{DSS} is much higher than in the previous ones. The paper reveals the relationship between the parameters of the DSS and the average scalar dislocation density. It was found that most of the parameters of the DSS can be the parameters of "phase" transformations. The observed dependences are characteristic of order-disorder transformations. In this case, the "phase" is a definite organization of dislocations in a dislocation ensemble.

Keywords: polycrystalline, alloys, phase, deformation, solid solution concentration, substructures, grain size, parameters of the defect substructure, average scalar dislocation density, curvature-torsion of crystal lattice.

Введение

Разориентированные ДСС в сплавах формируются при повышенных пластических деформациях [1–6]. В ходе активной деформации (растяжения или сжатия) формируются следующие ДСС: ячеистая с разориентировками, разориентированная сетчатая, ячеисто-сетчатая с разориентировками и микрополосы с деформационными контурами. В данных субструктурах параметрами, которые описывают эти разориентировки, могут быть еще и такие, как границы дислокационных ячеек, деформационные оборванные субграницы, дислокационные сгущения, которые сформировались путем накручивания на длинные прямолинейные дислокации других одиночных дислокаций [7]. В разориентированной ячеистой субструктуре границы ячеек [8] содержат избыточную плотность дислокаций, а в ячеисто-сетчатой субструктуре – дислокационные сгущения или дислокационные сплетения [9]. Существует отличие между субграницами и границами ячеек: субграницы образуются посредством дислокаций в виде дислокационной стенки, а границы ячеек формируются при помощи двух или даже нескольких дислокационных стенок, состоящих из дислокаций разных знаков. Формирование разориентированных ДСС в материале и их количественные параметры пока изучены недостаточно.

Целями данного исследования являются: выявление типов разориентированных ДСС, которые образуются в процессе деформации поликристаллических ГЦК твердых растворов Cu–Mn, и установление взаимосвязи параметров ДСС между собой при структурно-фазовых изменениях в системе в зависимости от величины легирующего компонента и степени деформации.

Методика эксперимента

Для исследования были использованы поликристаллические сплавы системы «медь – марганец» после различных степеней деформации с размером зерен 100 мкм. Концентрация второго компонента Mn изменялась от 0,4 до 25 ат. %. Образцы с размером рабочей части $100 \times 12 \times 2$ мм³ вырезались на электроискровом станке и подвергались растяжению при комнатной температуре. Для определения размера зерен поверхность пластин травили в ортофосфорной кислоте, съемки с поверхности образцов производили посредством металлографического микроскопа МИМ-7. Для просмотра в электронном микроскопе фольги применяли несколько методов: механический, химический, электролитический в растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. Толщина фольги для

просмотра в электронном микроскопе должна быть не более 1700 Å. Увеличение в колонне микроскопа составляло 40 000. По полученным микроснимкам проведены измерения различных параметров ДСС: размер дислокационных ячеек D , ширина их стенок h , средняя скалярная плотность дислокаций $\langle \rho \rangle$, кривизна-кручение кристаллической решетки χ , плотность разориентированных границ ячеек $P_{p.g.}$, плотность разориентированных границ микрополос $M_{p.g.}$, плотность деформационных экстинкционных контуров N , которые наблюдаются на электронно-микроскопических изображениях структуры деформированных материалов, свидетельствуя о возникновении кривизны-кручения кристаллической решетки [10–18]. Скалярная плотность дислокаций, плотность разориентированных границ (ячеек, микрополос) определялись методом секущей [19]. Для определения параметра кривизны-кручения дефектной кристаллической решетки χ использовались параметры экстинкционных деформационных контуров [10]. Подробно методика измерений изложена в источнике [20].

Результаты эксперимента

Электронно-микроскопические исследования позволили выявить формирование типов ДСС и определить последовательности их превращений в процессе деформации. С ростом степени деформации от $\epsilon_{ист} = 0,05$ в сплавах с небольшим содержанием Mn (0,4–6 ат. %) смена типов ДСС выглядит следующим образом: клубки из дислокаций → ячеистая без разориентировки → ячеистая с разориентировками → микрополосовая. В сплавах с содержанием Mn более 6 ат. % наблюдается другая последовательность превращения ДСС: дислокационный хаос → скопления из отдельных дислокаций → неразориентированная сетчатая → ячеисто-сетчатая без разориентировок → ячеисто-сетчатая с разориентировками → микрополосовая [21–24]. Изображения, полученные в электронном микроскопе после деформации образцов с размером зерна $\langle d \rangle = 100$ мкм и разным содержанием второго компонента, представлены на рис. 1. Рост степени деформации приводит к увеличению разориентировок дислокационных субструктур, а также изменению величины χ , которая является одной из значимых характеристик при повышенных степенях деформации [18]. Известно, что у границ зерен, уступах на них, у оборванных субграниц и у границ деформационных микрополос возникают дополнительные напряжения, которые способствуют формированию кривизны-кручения решетки.

Присутствие одновременно при данной степени деформации двух типов ДСС говорит о нали-

чии двухфазности в материале [25–27]. Каждый тип ДСС характеризуется своими количественными параметрами и распределением дислокаций. Например, на рис. 2 в сплаве с малым содержанием второго компонента приведено электронно-микроскопическое изображение сетчатой и разориентированной ячеисто-сетчатой субструктур.

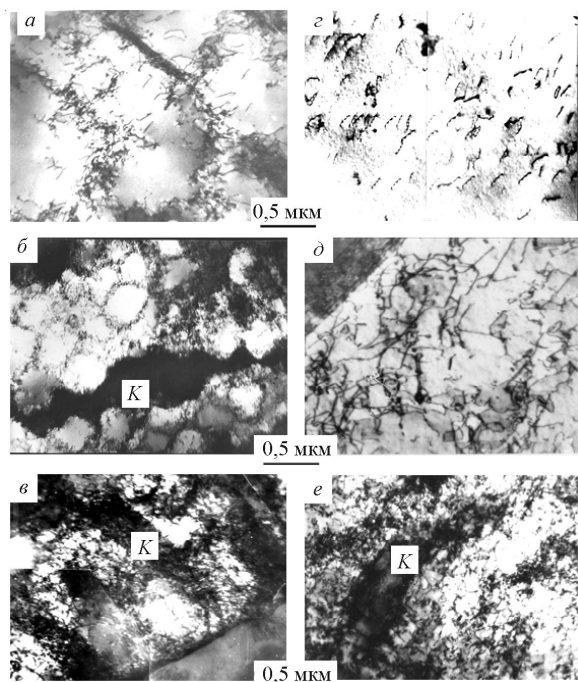


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения типов ДСС в сплавах с концентрацией марганца от 0,4 до 6 ат. % (а-в), от 6 до 25 ат. % (г-е) при разных степенях деформации: а – неразориентированная ячеистая ДСС; б – разориентированная ячеистая ДСС ($\epsilon_{\text{ист}} = 0,25$); в – микрополосовая ($\epsilon_{\text{ист}} = 0,50$); г – хаотическое распределение дислокаций и дислокационные скопления ($\epsilon_{\text{ист}} = 0,05$); д – сетчатая, е – разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС ($\epsilon_{\text{ист}} = 0,30$). К – деформационный экстинкционный контур



Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения двухфазности в сплаве с концентрацией марганца от 0,4 до 6 ат. %: сетчатая и разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС ($\epsilon_{\text{ист}} = 0,20$)

По микроснимкам была измерена средняя плотность $\langle \rho \rangle$ по образцу, плотность дислокаций в каждом типе субструктур $\rho_{\text{сост}}$, а также определе-

на объемная доля субструктуры, которую она занимает в материале при данной степени деформации. Установлена взаимосвязь между $\rho_{\text{сост}}$ и $\langle \rho \rangle$. Рис. 3 демонстрирует связь плотности дислокаций в каждом типе ДСС с их объемными долями при определенной степени деформации со средней скалярной плотностью дислокаций. Особенностью зависимостей $\rho_{\text{сост}} = f(\langle \rho \rangle)$ является появление мест, где формируются новые типы субструктур на фоне уже существующей. Эту особенность на кривых зависимостей можно считать точками бифуркации, которые, в свою очередь, могут отвечать кинетическим фазовым переходам. Как правило, в материале при определенной степени могут присутствовать одновременно два, а то и более типов ДСС. Объемная доля, занятая первоначальной структурой, в процессе деформации уменьшается, а следующая структура при росте степени деформации зарождается, а затем в дальнейшем происходит увеличение ее объемной доли. Наступает момент, когда плотность дислокаций в конкретном типе субструктуры увеличилась до своего критического значения $\rho_{\text{кр}}$, и тогда в сплаве происходит образование и смена типов субструктур. Формирование и накопление $\rho_{\text{сост}}$ в образованной ДСС несколько выше, чем в структуре, из которой она зародилась.

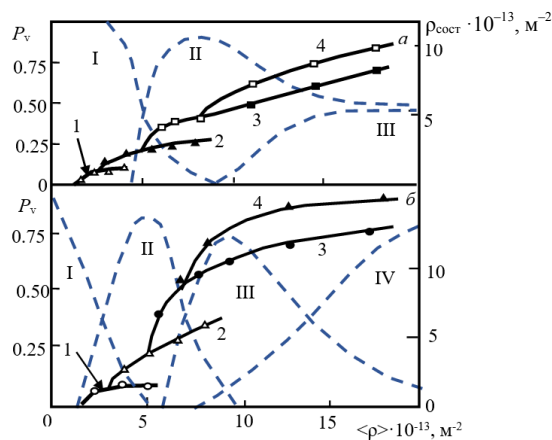


Рис. 3. Характер изменения плотности дислокаций в каждой из составляющих субструктур ($\rho_{\text{сост}}$) и их объемных долей P_v ДСС в сплавах Cu+0.4ат.%Mn (а) и Cu+6ат.%Mn (б) от средней скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$: 1 – клубки, сформированные из отдельных дислокаций; 2 – ячеистая без разориентировок; 3 – ячеистая с разориентировками (угол разориентировки $>0,5^\circ$); 4 – разориентированная микрополосовая; I – клубки и ячеистая без разориентировок; II – ячеистая с разориентировками; III – разориентированная микрополосовая. P_v от $\langle \rho \rangle$ – пунктирные линии. $\rho_{\text{сост}}$ от $\langle \rho \rangle$ – сплошные линии

На рис. 4 приведены зависимости ряда параметров, которые характеризуют дислокационные субструктуры: размер дислокационных ячеек, ши-

рина стенок ячеек, степень разориентировки между соседними ячейками, плотность разориентированных деформационных границ, избыточная плотность дислокаций, плотность деформационных субграниц, кривизна-кручение кристаллической решетки от средней скалярной плотности дислокаций для сплавов Cu + 0,4 ат. % Mn. Рост степени деформации способствует увеличению плотности дислокаций, что, в свою очередь, приводит к возрастанию величины кривизны-кручения кристаллической решетки, плотности разориентированных деформационных границ, плотности разориентированных микрополос, которая называется микрополосовой ДСС [22]. Формирование микрополосовой субструктуры в сплавах с разной концентрацией легирующего элемента происходит по-разному: в сплавах с концентрацией Mn от 0,4 до 6 ат. % – по границам разориентированных ячеек, в сплавах с содержанием Mn более 6 ат. % – по границам дислокационных сгущений [20].

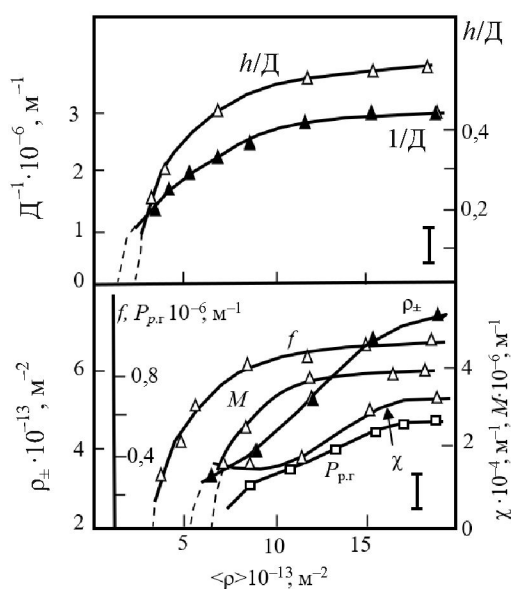


Рис. 4. Изменение и связь параметров ДСС: D – размер дислокационных ячеек; h – ширина стенок ячеек; f – степень разориентировки между соседними ячейками; $P_{гр}$ – плотность разориентированных границ; ρ_{\pm} – избыточная плотность дислокаций; M – плотность оборванных субграниц; χ – кривизна-кручение кристаллической решетки со средней скалярной плотностью дислокаций $\langle \rho \rangle$. Сплав Cu + 0,4 ат. % Mn

Кривизна-кручение кристаллической решетки является неотъемлемой частью разориентировок в субструктуре [10–17]. Проведем анализ поведения величины кривизны-кручения кристаллической решетки с ростом плотности дефектной структуры, в частности от средней скалярной плотности дислокаций для слабелегированных сплавов. На рис. 5

показана взаимосвязь величины χ от $\langle \rho \rangle$ в ячеистой субструктуре от оборванных деформационных субграниц, деформационных микрополос и вдали от распределенных избыточных дислокаций. При увеличении плотности дислокаций сначала происходит рост величины χ , который в дальнейшем выходит на насыщение. Анализируя рис. 5, можно обратить внимание на то, что все зависимости на данном рисунке имеют вид S-образного характера. Низкие значения $\rho_{кр}$ соответствуют первому фазовому переходу. Данный переход можно охарактеризовать как переход от неориентированных к разориентированным ДСС. Превращение разориентированной ячеистой субструктуры в микрополосовую (или фрагментированную) соответствует второму фазовому переходу. Подтверждением того, что кривизна-кручение кристаллической решетки является очередным параметром в дислокационных превращениях, является характер зависимостей на рис. 5. Подобная картина наблюдается в сплавах с небольшим содержанием второго компонента, что может свидетельствовать о возрастании числа отличных от нуля компонент тензора кривизны-кручения кристаллической решетки. Об этом свидетельствует тип субструктуры, в котором присутствуют как дискретные, так и непрерывные разориентировки.

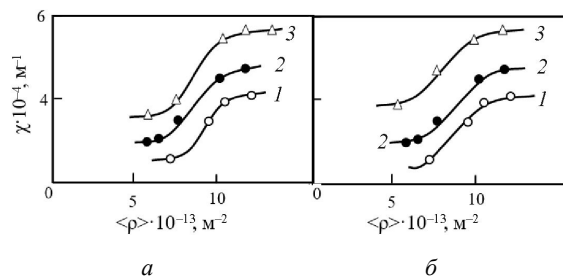


Рис. 5. Связь кривизны-кручения кристаллической решетки χ от средней скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$: 1 – вдали от распределенных избыточных дислокаций; 2 – от оборванных деформационных субграниц; 3 – деформационных микрополос в сплавах: а – Cu + 0,4 ат. % Mn; б – Cu + 6 ат. % Mn

Выводы

Разные типы ДСС образуются в сплавах при определенных степенях деформации и содержании величины второго компонента. Во всех типах ДСС были измерены характеризующие их параметры, такие как размер дислокационных ячеек, ширина дислокационных стенок, плотность деформационных оборванных субграниц, деформационных контуров, кривизна-кручение кристаллической решетки, степень разориентировки между соседними ячейками и так далее от средней скалярной плот-

ности дислокаций. Из полученных экспериментальных данных выявлен интересный факт, что большая часть количественных параметров ДСС являются участниками фазовых превращений дислокационных ДСС. При этом под понятием «фаза» следует понимать определенную организацию дислокаций в дислокационном ансамбле.

Обнаружено, что все полученные зависимости имеют вид, который характеризует превращения в дислокационном ансамбле как порядок-беспорядок в атомной кристаллической структуре. Получено подтверждение того, что смена типов ДСС после определенных степеней деформации соответствует характеру кинетических фазовых переходов, обусловленных и процессами самоорганизации в дислокационной структуре.

Работа выполнена при поддержке госзадания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2020-0004.

Список литературы

1. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И. Классификация дислокационных структур // *Металлофизика*. – 1991. – Т. 13, № 10. – С. 49–58.
2. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Конева Н.А. Накопление дислокаций при пластической деформации поликристаллов медно-марганцевых твердых растворов // *Кристаллография*. – 2009. – Т. 54, № 6. – С. 981–990.
3. Валиев Р.З., Александров И.А. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
4. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая [и др.]. – Новосибирск: Наука, 2001. – 232 с.
5. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы / Уро РАН. – Екатеринбург, 2003. – 279 с.
6. Панин В.Е., Деревягина Л.С., Валиев Р.З. Механизм локализованной деформации субмикроструктурной меди при растяжении // *Физическая мезомеханика*. – 1999. – Т. 2, № 1-2. – С. 89–95.
7. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
8. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Конева Н.А. Закономерности развития разориентированной ячеистой субструктуры в медно-алюминиевых и медно-марганцевых сплавах // *ФММ*. – 1992. – № 11. – С. 148–152.
9. Эволюция дислокационной структуры при деформации поликристаллических сплавов на основе меди и их пластичность / Н.А. Конева, Э.В. Козлов, Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2016. – Т. 13, № 2. – С. 162–167.
10. Дальнедействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерения и результаты / Н.А. Конева, Э.В. Козлов, Л.И. Тришкина, Д.В. Лычагин // *Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела* / под ред. В.Е. Панина. – Томск: Изд-во ТГУ, 1990. – Ч. I. – С. 83–93.
11. Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А. Определение плотности энергии, запасенной при пластической деформации изотропного тела, по кривизне-кручению кристаллической решетки // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2011. – Т. 8, № 3. – С. 34–41.
12. Эволюция микроструктуры никеля при деформации кручением под давлением / И.А. Дитенберг, А.Н. Тюменцев, А.В. Корзников, Е.А. Корзникова // *Физическая мезомеханика*. – 2012. – Т. 15, № 5. – С. 59–68.
13. Эволюция кривизны-кручения кристаллической решетки в металлических материалах на мезо- и нанокристаллическом уровнях пластической деформации / А.Н. Тюменцев, В.А. Дитенберг, А.Д. Коротаев, К.И. Денисов // *Физическая мезомеханика*. – 2013. – Т. 16, № 3. – С. 63–79.
14. Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в пластичности и прочности твердых тел / В.Е. Панин, А.В. Панин, Т.Ф. Елсукова, Ю.Ф. Попкова // *Физическая мезомеханика*. – 2014. – Т. 17, № 6. – С. 7–18.
15. Koneva N.A., Trishkina L.I., Cherkasova T.V. Curvature and torsion of the crystal lattice in deformed polycrystalline alloys // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. – 2019. – Vol. 83, no. 10. – P. 1362–1367.
16. Эволюция вкладов в пластическую составляющую внутренних напряжений компонент изгиба и кручения кристаллической решетки в аустенитной стали / С.Ф. Киселева, Н.А. Попова, Н.А. Конева, Э.В. Козлов // *Материаловедение*. – 2016. – № 7. – С. 24–26.
17. Evolution of contributions from components of lattice bending–torsion to the elastic component of internal stresses during the deformation of a polycrystal / N.A. Koneva, S.F. Kiseleva, N.A. Popova, E.V. Kozlov // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics*. – 2016. – Vol. 80, no. 6. – P. 722–724.
18. Courtney T.H. *Mechanical behavior of materials*. – Boston; Toronto: McGraw – Hill International Editions, 2000. – 732 p.
19. Салтыков С.А. *Стереометрическая металлография*. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
20. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры. Электронно-микроскопические методы измерения их параметров / Н.А. Конева, Т.В. Черкасова, Л.И. Тришкина, Н.А. Попова, В.Е. Громов, К.В. Аксенов; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк, 2019. – 136 с.
21. Koneva N.A., Trishkina L.I., Cherkasova T.V. Evolution of dislocation structure parameters in deformed polycrystalline FCC solid solutions // *Russian Physics Journal*. – 2019. – Vol. 62, no. 6. – P. 948–955.
22. Микрополосовая дислокационная субструктура: формирование и эволюция с деформацией / Н.А. Конева, Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, Э.В. Козлов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2013. – Т. 10, № 2. – С. 283–289.
23. Закономерности формирования и эволюции ячеистой дислокационной субструктуры ГЦК металлов и однофазных твердых растворов и их количественная оценка / Н.А. Конева, Д.В. Лычагин, В.А. Старенченко,

Э.В. Козлов // Деформация и разрушение материалов. – 2006. – № 9. – С. 24–32.

24. Субструктурно-фазовые превращения при пластической деформации материалов на основе меди / Н.А. Конева, А.Н. Жданов, Ю.Ф. Иванов, Н.А. Попова, Э.В. Козлов // Нанотехнология и физика функциональных нанокристаллических материалов: сб. науч. тр. – Екатеринбург. – Изд-во УрО РАН, 2005. – Ч. 2. – С. 9–19.

25. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Фазовые превращения и накопление дефектов при пластической деформации поликристаллических материалов: размерный эффект // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т. 11, № 4. – С. 522–528.

26. Structure and phase composition of the superalloy on the basis of Ni–Al–Cr alloyed by Re and La / E.L. Nikonenko, N.A. Popova, N.A. Koneva, E.V. Kozlov // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 112. – 012036. DOI 10.1088/1757-899X8112/1/012036

27. Фазовые превращения и разориентировки в ферритно-мартенситной стали интенсивной пластической деформации / Н.А. Конева, Н.А. Попова, Е.Л. Nikonenko, Н.Р. Сизоненко // Известия РАН. Серия физическая. – 2018. – Т. 82, № 7. – С. 15–18.

References

1. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I. Klassifikatsiia dislokatsionnykh struktur [Classification of dislocation structures]. *Metallofizika*, 1991, vol. 13, no. 10, pp. 49–58.

2. Kozlov E.V., Trishkina L.I., Koneva N.A. Nakoplenie dislokatsii pri plasticheskoi deformatsii polikristallov medno-margantsevykh tverdykh rastvorov [Dislocation accumulation during plastic deformation of polycrystals of copper-manganese solid solutions]. *Kristallografiia*, 2009, vol. 54, no. 6, pp. 981–990.

3. Valiev R.Z., Aleksandrov I.A. Nanostrukturnye materialy, poluchennye intensivnoi plasticheskoi deformatsiei [Nanostructured materials obtained by severe plastic deformation]. Moscow: Logos, 2000, 272 p.

4. Kolobov Iu.R., Valiev R.Z., Grabovetskaia G.P. et al. Zernogranichnaia diffuziia i svoistva nanostrukturnykh materialov [Grain-boundary diffusion and properties of nanostructured materials]. Novosibirsk: Nauka, 2001, 232 p.

5. Noskova N.I., Muliukov R.R. Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy [Submicrystalline and nanocrystalline metals and alloys]. Uro RAN. Ekaterinburg, 2003, 279 p.

6. Panin V.E., Dereviagina L.S., Valiev R.Z. Mekhanizm lokalizovannoi deformatsii submikrokristallicheskoj medi pri rastiashenii [Mechanism of localized deformation of submicrocrystalline copper under tension]. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 1999, vol. 2, no. 1-2, pp. 89–95.

7. Rybin V.V. Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov [Large plastic deformations and fracture of metals]. Moscow: Metallurgiiia, 1986, 224 p.

8. Kozlov E.V., Trishkina L.I., Koneva N.A. Zakonomernosti razvitiia razorientirovannoi iacheistoi substrukturny v medno-aliuminievykh i medno-margantsevykh splavakh [Laws of development of the misoriented cellular

substructure in copper-aluminum and copper-manganese alloys]. *FMM*, 1992, no. 11, pp. 148–152.

9. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Cherkasova T.V. Evoliutsiia dislokatsionnoi struktury pri deformatsii polikristallicheskiikh splavov na osnove medi i ikh plastichnost' [The evolution of dislocation structure during deformation of copper-based polycrystalline alloys and their plasticity]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2016, vol. 13, no. 2, pp. 162–167.

10. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Lychagin D.V. Dal'nodeistvuiushchie polia napriazhenii, krivizna-kruchenie kristallicheskoj reshetki i stadii plasticheskoi deformatsii. Metody izmereniia i rezul'taty [Long-range stress fields, curvature-twist of crystal lattice and plastic deformation stages. Methods of measurement and results]. *Novye metody v fizike i mekhanike deformiruemogo tverdogo tela*. Ed. V.E. Panina. Tomsk: Izdatelstvo TGU, 199, pp. 83–93.

11. Koneva N.A., Kiseleva S.F., Popova N.A. Opredelenie plotnosti energii, zapisanoi pri plasticheskoi deformatsii izotropnogo tela, po krivizne-krucheniiu kristallicheskoj reshetki [Determination of energy density stored during plastic deformation of isotropic body by curvature-twist of crystal lattice]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2011, vol. 8, no. 3, pp. 34–41.

12. Ditenberg I.A., Tiumentsev A.N., Korznikov A.V., Korznikova E.A. Evoliutsiia mikrostrukturny nikelia pri deformatsii krucheniem pod davleniem [Evolution of nickel microstructure during pressure torsion deformation]. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 2012, vol. 15, no. 5, pp. 59–68.

13. Tiumentsev A.N., Ditenberg V.A., Korotaev A.D., Denisov K.I. Evoliutsiia krivizny-kruchenii kristallicheskoj reshetki v metallicheskiikh materialakh na mezo- i nanokristallicheskom urovniakh plasticheskoi deformatsii [Evolution of the curvature-torsion of the crystal lattice in metallic materials at the meso- and nanocrystalline levels of plastic deformation]. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 2013, vol. 16, no. 3, pp. 63–79.

14. Panin V.E., Panin A.V., Elsukova T.F., Popkova Iu.F. Fundamental'naia rol' krivizny kristallicheskoj struktury v plastichnosti i prochnosti tverdykh tel [The Fundamental Role of Crystal Structure Curvature in Plasticity and Strength of Solids]. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 2014, vol. 17, no. 6, pp. 7–18.

15. Koneva N.A., Trishkina L.I., Cherkasova T.V. Survature and torsion of the crystal lattice in deformed polycrystalline alloys. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2019, vol. 83, no. 10, pp. 1362–1367.

16. Kiseleva S.F., Popova N.A., Koneva N.A., Kozlov E.V. Evoliutsiia vkladov v plasticheskuiu sostavliaiushchuiu vnutrennikh napriazhenii komponent izgiba i kruchenii kristallicheskoj reshetki v austenitnoi stali [Evolution of contributions to the plastic component of the internal stress of the bending and torsion components of the crystal lattice in austenitic steel]. *Materialovedenie*, 2016, no. 7, pp. 24–26.

17. Koneva N.A., Kiseleva S.F., Popova N.A., Kozlov E.V. Evolution of contributions from components of lattice bending-torsion to the elastic component of internal stresses during the deformation of a polycrystal. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics*, 2016, vol. 80, no. 6, pp. 722–724.

18. Courtney T.H. Mechanical behavior of materials. Boston; Toronto: McGraw – Hill International Editions, 2000, 732 p.

19. Saltykov S.A. Stereometricheskaia metallografiia [Stereometric metallography]. Moscow: Metallurgii, 1970, 376 p.

20. Koneva N.A., Cherkasova T.V., Trishkina L.I., Popova N.A., Gromov V.E., Aksenov K.V. Dislokatsionnaia struktura i dislokatsionnye substrukturny. Elektronno-mikroskopicheskie metody izmereniia ikh parametrov [Dislocation structure and dislocation substructures. Electron-microscopic methods for measuring their parameters]. Novokuznetsk, 2019, 136 p.

21. Koneva N.A., Trishkina L.I., Cherkasova T.V. Evolution of dislocation structure parameters in deformed polycrystalline FCC solid solutions. *Russian Physics Journal*, 2019, vol. 62, no. 6, pp. 948–955.

22. Koneva N.A., Trishkina L.I., Cherkasova T.V., Kozlov E.V. Mikropolosoivaia dislokatsionnaia substruktura: formirovanie i evoliutsiia s deformatsiei [Microstrip dislocation substructure: formation and evolution with deformation]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2013, vol. 10, no. 2, pp. 283–289.

23. Koneva N.A., Lychagin D.V., Starenchenko V.A., Kozlov E.V. Zakonomernosti formirovaniia i evoliutsii iacheistoi dislokatsionnoi substrukturny GTsK metallov i odnofaznykh tverdykh rastvorov i ikh kolichestvennaia otsenka [Laws of formation and evolution of the cellular dislocation substructure of GCC Metal and Single-Phase Solid Solutions and their quantification]. *Deformatsiia i razrushenie materialov*, 2006, no. 9, pp. 24–32.

24. Koneva N.A., Zhdanov A.N., Ivanov Iu.F., Popova N.A., Kozlov E.V. Substrukturno-fazovye prevrashcheniia pri plasticheskoi deformatsii materialov na osnove medi [Substructural-phase transformations during plastic deformation of copper-based materials]. *Nanotekhnologii i fizika funktsional'nykh nanokristallicheskikh materialov*. Ekaterinburg, 2005, pp. 9–19.

25. Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A. Fazo-vye prevrashcheniia i nakoplenie defektov pri plasticheskoi deformatsii polikristallicheskikh materialov: razmernyi effekt [Phase Transformations and Defect Accumulation during Plastic Deformation of Polycrystalline Materials: Dimensional Effect]. *Fundamental'nye problemy so-vremennogo materialovedeniia*, 2014, vol. 11, no. 4, pp. 522–528.

26. Nikonenko E.L., Popova N.A., Koneva N.A., Kozlov E.V. Structure and phase composition of the superalloy on the basis of Ni–Al–Cr alloyed by Re and La. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 112, p. 012036. DOI 10.1088/1757-899X8112/1/012036

27. Koneva N.A., Popova N.A., Nikonenko E.L., Sizonenko N.R. Fazovye prevrashcheniia i razorientirovki v ferritno-martensitnoi stali intensivnoi plasticheskoi deformatsii [Phase transformations and misorientations in ferritic-martensitic steel by severe plastic deformation]. *Izvestiia RAN. Seriiia fizicheskaiia*, 2018, vol. 82, no. 7, pp. 15–18.

Получено 28.07.2021

Опубликовано 30.09.2021

Сведения об авторах

Тришкина Людмила Ильинична (Томск, Россия) – доктор физико-математических наук, доцент, профессор кафедры физики, химии и теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: trishkina.53@mail.ru.

Черкасова Татьяна Викторовна (Томск, Россия) – кандидат физико-математических наук, доцент, доцент кафедры физики, химии и теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: cherkasova_tv@mail.ru.

Соловьев Артем Николаевич (Томск, Россия) – младший научный сотрудник Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: tsk_san@mail.ru.

Черкасов Никита Владиславович (Томск, Россия) – студент Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: cherkasov_2000@outlook.com.

About the authors

Lyudmila I. Trishkina (Tomsk, Russian Federation) – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Department of Physic, Chemistry and Theoretical Mechanic, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: trishkina.53@mail.ru.

Tatyana V. Cherkasova (Tomsk, Russian Federation) – Ph.D. in Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Department of Physic, Chemistry and Theoretical Mechanic, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: cherkasova_tv@mail.ru.

Artyom N. Solov'ev (Tomsk, Russian Federation) – Junior Researcher, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: tsk_san@mail.ru.

Nikita V. Cherkasov (Tomsk, Russian Federation) – Student, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: cherkasov_2000@outlook.com.