

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 539.25:669.1

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.02.010

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН, ТЕМПЕРАТУРЫ НА СКАЛЯРНУЮ ПЛОТНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ И КРИВИЗНУ-КРУЧЕНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В МЕДНО-МАРГАНЦЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**Людмила Ильинична Тришкина^{1†}, Анатолий Анатольевич Клопотов²,
Татьяна Викторовна Черкасова³, Владислав Иванович Бородин⁴,
Александр Иванович Потехаев⁵, Михаил Дмитриевич Старостенков⁶**^{1, 2, 3, 4} Томский государственный архитектурно-строительный университет, пл. Соляная, 2, 634003, Томск, Россия^{4, 5} Национальный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, 634050, Томск, Россия³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, 634050, Томск, Россия⁶ Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, пр. Ленина, 46, 656038, Барнаул, Россия¹ trishkina.53@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0002-2724-0691>² klopotovaaa@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3690-0436>³ cherkasova_tv@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5330-9093>⁴ v.borodin@gtt.gazprom.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4111-4712>⁵ potekhaev@spti.tsu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7102-0207>⁶ genphys@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6326-7613>

Аннотация. Получены зависимости напряжения течения от деформации при разных температурах одно-родных твердых растворов на основе сплавов Cu–Mn с ГЦК кристаллической решеткой в зависимости от состава. Установлено, что различие между кривыми напряжения течения при разных температурах, растет с увеличением содержания Mn в сплаве. Представлены результаты исследования эволюции дислокационной структуры в сплавах Cu–Mn с содержанием марганца 1, 2, 4 и 6 ат. % в интервале размеров зерен 20...240 мкм при температурах деформации от 293 до 673 К методами дифракционной электронной микроскопии. Установлены зависимости скалярной плотности дислокаций от размера зерен и температуры испытания в сплавах Cu–Mn. Установлено, что с увеличением степени деформации происходит значительный рост средней скалярной плотности дислокаций. При фиксированной степени деформации во всех исследованных сплавах увеличение температуры деформации приводит к уменьшению плотности дислокации. В интервале размеров зерен от 10 до 100 мкм при всех температурах испытания наблюдается интенсивное уменьшение средней скалярной плотности дислокаций. Для размеров зерен свыше 100 мкм данная величина плотности дислокаций не изменяется. По микроснимкам, полученных в электронном микроскопе по ширине изгибных экстинкционных деформационных контуров измерялись численные значения кривизны-кручения кристаллической решетки. Установлено, что величина кривизны-кручения кристаллической решетке возрастает с деформацией нелинейным образом во всех исследованных сплавах. Величина кривизны-кручения кристаллической решетке при фиксированной степени деформации сплавах с размером зерна ~ 10 мкм больше, чем в сплавах с более высокими размерами зерен ~200 мкм.

Ключевые слова: сплавы Cu–Mn, скалярная плотность дислокаций, деформационные кривые, дислокационные структуры, кривизна-кручение кристаллической решетки.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2023-0003.

Для цитирования: Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Черкасова Т.В., Бородин В.И., Потехаев А.И., Старостенков М.Д. Влияние размера зерен, температуры на скалярную плотность дислокаций и кривизну-кручение кристаллической решетки в медно-марганцевых сплавах при пластической деформации // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2023. Т. 20, № 2. С. 228–243. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.02.010.

Original article

EFFECT OF GRAIN SIZE, TEMPERATURE ON SCALAR DISLOCATION DENSITY AND CURVATURE-TORSION OF THE CRYSTAL LATTICE IN COPPER-MANGANESE ALLOYS DURING PLASTIC DEFORMATION

Lyudmila I. Trishkina^{1†}, Anatoliy A. Klopotov², Tatiana V. Cherkasova³, Vladislav I. Borodin⁴, Alexander I. Potekaev⁵, Mikhail D. Starostenkov⁶

^{1, 2, 3, 4} Tomsk State University of Architecture and Building, sq. Solyanaya, 2, Tomsk, 634003, Russia

^{4, 5} National Research Tomsk State University, ave. Lenin, 36, Tomsk, 634050, Russia

³ National Research Tomsk Polytechnic University, ave. Lenin, 30, Tomsk, 634003, Russia

⁶ I.I. Polzunov Altai State Technical University, Lenin Pr., 46, Barnaul, 656038, Russia

¹ trishkina.53@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0002-2724-0691>

² klopotovaa@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3690-0436>

³ cherkasova_tv@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5330-9093>

⁴ v.borodin@gtt.gazprom.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4111-4712>

⁵ potekaev@spti.tsu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7102-0207>

⁶ genphys@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6326-7613>

Abstract. The dependences of the flow stress on strain at different temperatures of homogeneous solid solutions based on Cu–Mn alloys with an fcc crystal lattice are obtained depending on the composition. It has been established that the difference between the flow stress curves at different temperatures increases with an increase in the Mn content in the alloy. The results of the study of the evolution of the dislocation structure in Cu–Mn alloys with manganese content of 1, 2, 4 and 6 at. % in the grain size range of 20...240 μm at deformation temperatures from 293 to 673 K by the methods of diffraction electron microscopy are presented. The dependences of the scalar dislocation density on the grain size and test temperature in Cu–Mn alloys have been established. It has been established that with an increase in the degree of deformation, a significant increase in the average scalar density of dislocations occurs. At a fixed degree of deformation in all the alloys studied, an increase in the deformation temperature leads to a decrease in the dislocation density. In the grain size range from 10 to 100 μm , at all test temperatures, an intense decrease in the average scalar dislocation density is observed. For grain sizes above 100 μm , this value of the dislocation density does not change. The numerical values of the curvature-torsion of the crystal lattice were measured from the micrographs obtained in an electron microscope along the width of the bending extinction deformation contours. It has been established that the magnitude of the curvature-torsion of the crystal lattice increases with deformation in a non-linear manner in all the investigated alloys. The value of curvature-torsion of the crystal lattice at a fixed degree of deformation in alloys with a grain size of ~ 10 μm is greater than in alloys with higher grain sizes of ~ 200 μm .

Keywords: Cu–Mn alloys, scalar dislocation density, deformation curves, dislocation structures, curvature-torsion of the crystal lattice.

Acknowledgements: The work was carried out within the framework of the state task of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (project No. FEMN-2023-0003).

For citation: Trishkina, L. I., Klopotov, A. A., Cherkasova, T. V., Borodin, V. I., Potekaev, A. I. & Starostenkov, M. D. (2023). Effect of grain size, temperature on scalar dislocation density and curvature-torsion of the crystal lattice in copper-manganese alloys during plastic deformation. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 20(2), 228–243. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.02.010.

Введение

Твердые растворы системы Cu–Mn с ГЦК решеткой представляют интересный объект для исследования. Это связано с тем, что сплавы на основе твердых растворов системы Cu–Mn обладают хорошим сочетанием прочностных и пластических свойств. Поэтому понятен пристальный интерес исследователей к сплавам

системы Cu–Mn, который отражается в достаточно обширной библиографии [1–6]. В результате определен ряд особенных свойств в этих сплавах. Отметим некоторые из них. Во-первых, в системе растворимость Mn в меди значительная (~ 25 – 30 ат. % Mn при низких температурах) [7]. Во-вторых, твердые растворы системы Cu–Mn достаточно однородны и в них происходит образование ближнего порядка

(БП) [8] при этом параметры ближнего порядка повышаются с увеличением содержания Mn. В-третьих, значения твердорастворного упрочнения σ_f увеличиваются с ростом концентрации Mn. В-четвертых, содержание Mn слабо влияет на энергию дефекта упаковки (ЭДУ) (в большом интервале концентраций ЭДУ изменяется от 38 до 40 мДж/м²) [9-11].

Таким образом, по сравнению с другими системами сплавы системы Cu–Mn обладают уникальными особенностями, которые проявляются при деформации этих сплавов в разнообразии дефектов: точечных дефектов и их групп, дислокаций, дисклинаций, зернограничных ступеней, тройных стыков зерен, свободного объема, внутренних напряжений линейных и объемных [12]. Кроме того, необходимо отметить, что в процессах неупругой деформации кристаллов необходимо, возможно, учитывать образование таких дефектов как краудионы [13-16], а также кривизну (χ) кристаллической решетки [17-20], которые могут играть существенную роль.

Краудионы как новый вид дефектов кристаллической структуры относятся к достаточно необычным объектам в современной физике кристаллов. Краудионы образуются при деформации как дефекты кристаллического строения в плотноупакованных атомных рядах кристалла, относительно слабо связанных со своим окружением. Образование краудиона связано с тем, что собственный межузельный атом в плотноупакованном ряду делокализуется. В результате это приводит к размытию вдоль ряда сгущение атомов, например, вдоль одного из плотноупакованных направлений типа $\langle 110 \rangle$ в кристаллах с ГЦК решеткой [13-16].

Согласно развиваемым в [21-22] представлениям, локальная кривизна кристаллической решетки при значительных деформациях в металлах и сплавах определяет зарождение дислокаций и, как следствие, оказывает значительное влияние в деформационное упрочнение. Здесь необходимо отметить, что кривизна кристаллической решетки как еще один из видов дефектов уже достаточно подробно описан Козловым Э.В. с сотрудниками в [23].

В общем случае χ определяется как тензор с компонентами кривизны и кручения. Поэтому параметр χ принято называть как кривизну-кручение кристаллической решетки [24]. Экспериментальные исследования по эволюции кривизне-кручению кристаллической решетки χ

с деформацией уделено достаточно много работ. Так в работе [24] на сплавах системы Cu–Mn на основе электронно-микроскопических исследований установлено, что величина χ существенно зависит от размера зерен и источниками возникновения кривизны-кручения кристаллической решетки являются границы зерен, стыки зерен и деформационные границы разориентации. Совершенно по-другому проявляется кривизна-кручение кристаллической решетки при деформации в аустенитной стали 110Г13 [25]. Например, процессы микродвойникования приводят к уменьшению значений χ и к снижению внутренних напряжений в деформированной стали Гадфильда [25]. Поэтому глубокое понимание влияния кривизны-кручения кристаллической решетки совместно с дислокационными субструктурами необходимы для понимания механизмов упрочнения в твердых растворах в сплавах на основе Cu–Mn с ГЦК решеткой.

В работах [26-29] выявлены детальные особенности дислокационных структур на различных металлах и сплавах. Известно, что эти структуры могут быть классифицированы как высоко-, средне- и низкоэнергетические [30]. В упорядочивающихся сплавах закономерности накопления дислокаций приведены в [31], но накопление дислокаций в твердых растворах имеет свои отличия [18]. Как следствие это разным образом проявляется в кривизне-кручения кристаллической решетки. В литературе нет достаточно полных данных, связывающих такие параметры как плотность дислокаций с кривизной кручения кристаллической решетки в зависимости от размера зерен и температуры. Так, например, в работе [32] на основе исследования механических свойств и эволюции дислокационной структуры в сплаве Cu+0,4 ат. % Mn установлен многостадийный характер на зависимости напряжения течения (σ) и коэффициента деформационного упрочнения ($\theta = d\sigma/d\varepsilon$) от степени деформации и показано, что для каждой стадии характерен свой носитель деформации в виде определенной дислокационной субструктуры (ДСС). Не смотря, на большое внимание, которое уделено исследователями сплавам на основе Cu–Mn в литературе нет достаточно полных данных об особенностях эволюции дислокационной структуры от деформации сплавах Cu–Mn при концентрации Mn до 6 ат. %.

Вопрос о том, как образующиеся при деформации краудионы, которые обладают достаточно высокой подвижностью, могут оказать влияние на механизмы деформации кристаллических материалов, является достаточно сложным и до конца не изученным. Так же, необходимо отметить, что особенностью краудионов является их кооперативный характер движения. При этом краудионы при своем движении могут перемещаться на десятки и даже сотни межатомных расстояний вдоль плотноупакованной цепочки атомов с высокой скоростью. Разная степень ближнего порядка в зависимости от содержания Mn и температуры испытаний в твердых растворах системы Cu–Mn с ГЦК решеткой [8] оказывает влияние не только на механизмы образования дислокаций и краудионов, но и на подвижность дислокаций и краудионов. То, что дислокации оказывают влияние на кривизну-кручение кристаллической решетки установлено в литературе на разных сплавах [17-19]. Однако, систематизированного исследования в твердых растворах системы Cu–Mn посвященных этому вопросу в литературе нет. Следует отметить, что вопрос о том, как особые свойства краудионов, могут проявиться на кривизне-кручении кристаллической решетки остается открытым и требует специальных исследований.

Таким образом, можно определить задачу, которой посвящена данная работа: методом электронной микроскопии изучить изменений скалярной плотности дислокаций и кривизны-кручения кристаллической решетки в деформированных поликристаллах твердых растворов медь-марганец в интервале концентраций 1-6 ат. % Mn в зависимости от размеров зерен и температуры деформации.

Материал и методика эксперимента

Исследовались поликристаллы с содержанием марганца 1, 2, 4 и 6 ат. % в интервале размеров зерен 20...240 мкм. Исследуемый интервал размеров зерен соответствует мезоуровню [19, 20]. Сплавы получали посредством выплавки в печи, используя атмосферу аргона. Для просмотра в электронном микроскопе готовились фольги следующим образом. Из слитков после прокатки в ленты толщиной 1,0 мм штамповали образцы с размером рабочей части 120×12×1 мм. Образцы деформировали на машине Instron со скоростью 10^{-2} с^{-1} в

интервале температур 20 до 400 °С. Из образцов после деформации электроискровой резкой нарезали тонкие пластинки размером меньше 0,1 мм. Из полученных пластинок методом электрополировки получали тонкие фольги. Дислокационную структуру просматривали в электронных микроскопах ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540», снабженных гониометром с наклоном и прецессией. Микрофотографии, полученные непосредственно в электронном микроскопе, использовались для изучения дислокационной структуры. Методы измерения параметров дислокационной структуры приведены в [33].

Кривизна-кручение кристаллической решетки определялась по градиенту непрерывной разориентировки $\partial\varphi/\partial\ell$ [33, 34]. Известно, что для определения χ необходимо измерить смещение $\Delta\ell$ изгибного экстинкционного контура, наблюдаемого на электронно-микроскопическом изображении с контролируемым углом $\Delta\varphi$ наклона фольги. Возникновение изгибных экстинкционных контуров на электронно-микроскопических изображениях структуры металлических материалов является свидетельством наличия в них кривизны-кручения и внутренних напряжений [33, 34]. Величину $\chi = \partial\varphi/\partial\ell$ можно также определить, измеряя ширину изгибного экстинкционного контура. Экстинкционный деформационный контур локализован на участке фольги, где отражающие плоскости имеют одинаковую ориентировку. При удалении от положения точного брэгговского отражения интенсивность в деформационном контуре падает от центра контура к его краям. По величине χ , довольно легко можно вычислить внутреннее напряжение в локальных участках образца.

Результаты и их обсуждение

Формирование различного типа дислокационной структуры (ДСС) зависит от деформации, концентрации второго элемента, температуры испытания, а также от размера зерен. Информация о формирующихся типах ДСС включает в себя измеренные параметры ДСС, такие как средняя скалярная плотность дислокаций, плотность геометрически необходимых и статистически запасенных дислокаций [35, 36], размер дислокационных ячеек, плотность дислокаций в стенках и внутри ячеек, величина внутренних напряжений, значение кривизны-кручения кристаллической решетки и др.

Во всех исследованных сплавах с ростом степени деформации наблюдалась следующая последовательность развития ДСС: хаотическое распределение дислокаций → неразориентированная дислокационная ячеистая субструктура → разориентированная ячеистая → микрополосовая

ДСС. Качественные электронно-микроскопические изображения ДСС сплава Cu+6 ат. % Mn после деформации при температуре $T = 293$ К с размером зерна 100 мкм показаны на рис.1а-в.

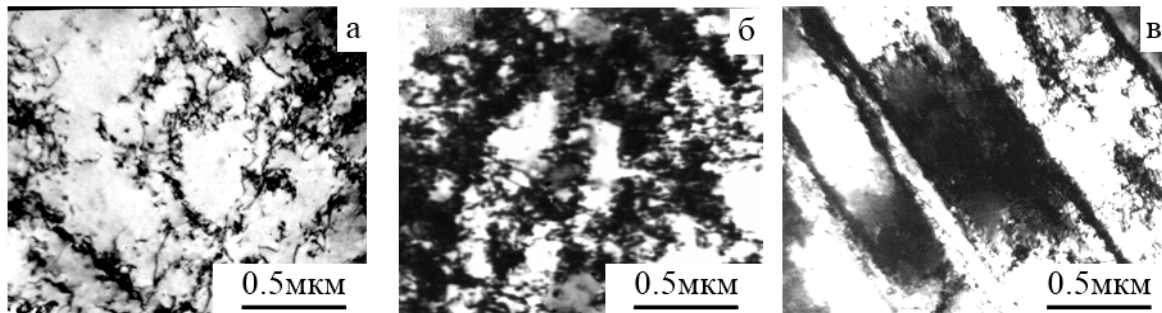


Рис.1. Электронно-микроскопическое изображение субструктуры после деформации при $T = 293$ К в сплаве Cu + 6 ат. % Mn (а – хаос и неразориентированная ячеистая ДСС, б – разориентированная ячеистая, в – микрополосовая) после различных степеней деформации: а – $\varepsilon_{ист} = 0,05$; б – $\varepsilon_{ист} = 0,20$; в – $\varepsilon_{ист} = 0,40$. Средний размер зерна $\langle d \rangle = 100$ мкм

Fig.1. Electron microscopic image of the substructure after deformation at $T = 293$ K in the Cu + 6 at. % Mn alloy (а – chaos and non-misoriented cellular DSS, б – misoriented cellular, в – microstrip) after various degrees of deformation: а – $\varepsilon_{true} = 0.05$; б – $\varepsilon_{true} = 0.20$; в – $\varepsilon_{true} = 0.40$. Average grain size $\langle d \rangle = 100$ μm

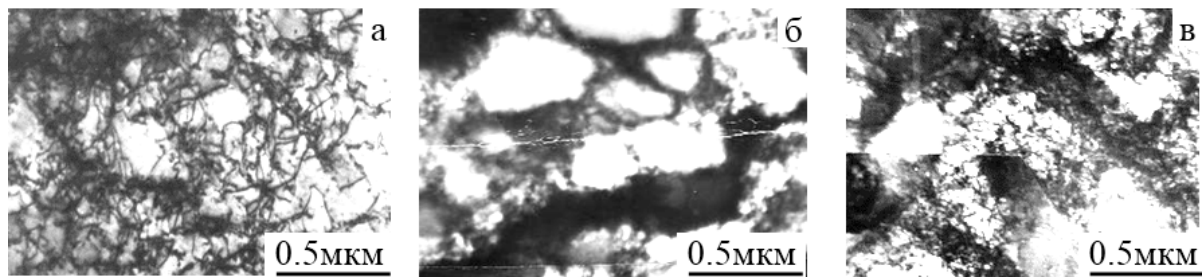


Рис.2. Электронно-микроскопическое изображение субструктуры после деформации при $T = 673$ К в сплаве Cu + 6 ат.%Mn (а – неразориентированная ячеистая ДСС, б – разориентированная анизотропная ячеистая, в – микрополосовая) после различных степеней деформации: а – $\varepsilon_{ист} = 0,05$; б – $\varepsilon_{ист} = 0,20$; в – $\varepsilon_{ист} = 0,40$. Средний размер зерна $\langle d \rangle = 100$ мкм

Fig.2. Electron microscopic image of the substructure after deformation at $T = 673$ K in the Cu + 6 at.% Mn alloy (а – non-misoriented cellular DSS, б – misoriented anisotropic cellular DSS, в – microstrip) after various degrees of deformation: а – $\varepsilon_{true} = 0.05$; б – $\varepsilon_{true} = 0.20$; в – $\varepsilon_{true} = 0.40$. Average grain size $\langle d \rangle = 100$ μm

Для сравнения на рис.2 приведены электронно-микроскопические изображения ДС того же сплава при температуре 673 К. Проследим влияние температуры испытания на развитие дислокационной структуры: формирование ячеистой субструктуры при $T=693$ К наступает быстрее уже при небольших степенях деформации по сравнению со сплавами, деформированными при температуре $T=273$ К, а также образование разориентированных ДСС. При детальном анализе рис.1 и 2 хорошо видно, что в случае деформации при комнатной температуре в сплаве Cu+6 ат. % Mn формируется низкоэнергетическая последовательность ДСС [1,

37]. Повышение вероятности формирования высокоэнергетических дислокационных субструктур обусловлена ростом температуры деформации. Высокоэнергетические дислокационные субструктуры присутствуют, в частности, на рис.2а,в.

На рис.3а представлены зависимости напряжения течения (σ) и коэффициента деформационного упрочнения (θ) от степени деформации (ε) в сплаве Cu+0,4 ат. % Mn при температуре испытания 293 К. Римскими цифрами указаны стадии деформации и пунктирными вертикальными линиями показаны границы стадий. Размер зерна $\langle d \rangle = 100$ мкм. Для выде-

ления стадий деформации были построены зависимости коэффициента деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ от степени деформации $\varepsilon_{ист}$, анализ которых позволил выявить наличие короткой переходной стадии π , характеризующая переход от упругой деформации к пластической деформации – стадию II с почти постоянным коэффициентом деформационного упрочнения θ , стадию III с уменьшающимся θ и стадию IV с постоянным θ [26, 27].

Согласно литературным данным диаграммы напряжения течения поликристаллических металлов и сплавов в координатах истинное напряжение σ – истинная деформация $\varepsilon_{ист}$ имеют параболический вид и могут быть описаны выражением вида [27-29]

$$\sigma = \sigma_0 + \theta \varepsilon^n, \quad (1)$$

σ_0 – предел текучести, n – показатель деформационного упрочнения, который может принимать значения в пределах от 0,5 до 1,5 [28]. В тоже время напряжения течения в сплавах зависят от скалярной плотности дислокаций и подчиняются уравнениям вида [26-29]

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

$$\rho = \rho_0 + A \varepsilon^n, \quad (3)$$

$$\theta = \frac{n}{2} \alpha \rho G b A^{1/2} \varepsilon^{(n/2+1)}, \quad (4)$$

где ρ – скалярная плотность дислокаций; α – коэффициент взаимодействия дислокаций, которая может принимать значения в широких пределах от 0,5 до 1,5; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргера дислокаций; σ_0 – компонента внутренних напряжений не дислокационного происхождения, которую можно отнести к напряжению трения; A – коэффициент накопления дислокаций; ρ_0 – плотность дислокаций в не деформированном состоянии; В литературе показано, что при эволюции ДСС от степени деформации параметры в уравнениях (1-3) значительно изменяются [26-29].

В твердых растворах системы Cu–Mn с ГЦК решеткой с повышением концентрации Mn происходит изменение параметров ближнего порядка (БП) при незначительном изменении энергии ДУ. Изменение параметров ближнего порядка приводит к изменениям параметров в уравнениях (1-3). Поскольку разрушению БП в процессе деформации оказывает определяющее влияние на эволюцию дислокационных субструктур. Это предположение хорошо коррелирует с данными работы [6]. В этой работе показано, что увеличение степени БП в сплавах Cu-

Mn с ростом содержания Mn оказывает эффективное влияние на циклическую деформацию и разрушение сплавов.

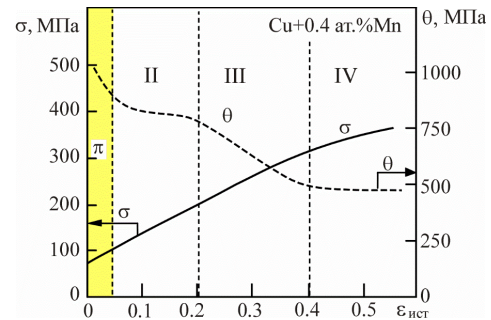


Рис.3. Зависимости напряжения течения (σ) и коэффициента деформационного упрочнения (θ) от степени деформации ($\varepsilon_{ист}$) в сплаве Cu+0,4 ат. % Mn. Римскими цифрами указаны стадии деформации и пунктирными вертикальными линиями показаны границы стадий. Размер зерна $\langle d \rangle = 100$ мкм

Fig.3. Dependences of the flow stress (σ) and the strain hardening coefficient (θ) on the degree of deformation (ε_{true}) in the Cu + 0.4 at. % Mn alloy. Roman numerals indicate the stages of deformation, and dotted vertical lines show the boundaries of the stages.

Grain size $\langle d \rangle = 100 \mu\text{m}$

Зависимости напряжения течения σ в сплавах с разными составами при разных температурах испытаний представлены на рис.4. На основе этих данных были получены графики, отражающие разницу между значениями напряжения течения $\Delta\sigma(\varepsilon) = \sigma(\varepsilon)_{293} - \sigma(\varepsilon)_{673}$ (рис.4а) при разных температурах от деформации для сплавов с разными составами (рис.5).

Видно, что наибольшее значение $\Delta\sigma$ наблюдается в сплаве Cu+6 ат. % Mn, чем в сплавах с меньшим содержанием Mn (рис.5). Приведенная выше различная эволюция ДСС при разных температурах испытания в сплаве Cu+6 ат. % Mn наблюдается наиболее существенное отличие в подвижности дислокаций. Такие отличия в подвижности дислокаций зависят от разных факторов. Во-первых, подвижность дислокаций связана с разным торможением их на границах дислокационных ячеек и на границах микрополос. Во-вторых, в сплаве Cu+6 ат. % Mn более значителен ближний порядок в твердом растворе, чем в сплавах с меньшей концентрацией легирующего элемента и как следствие более значительное влияние на подвижность дислокаций оказывает разрушение БП при деформации при более высокой температуре.

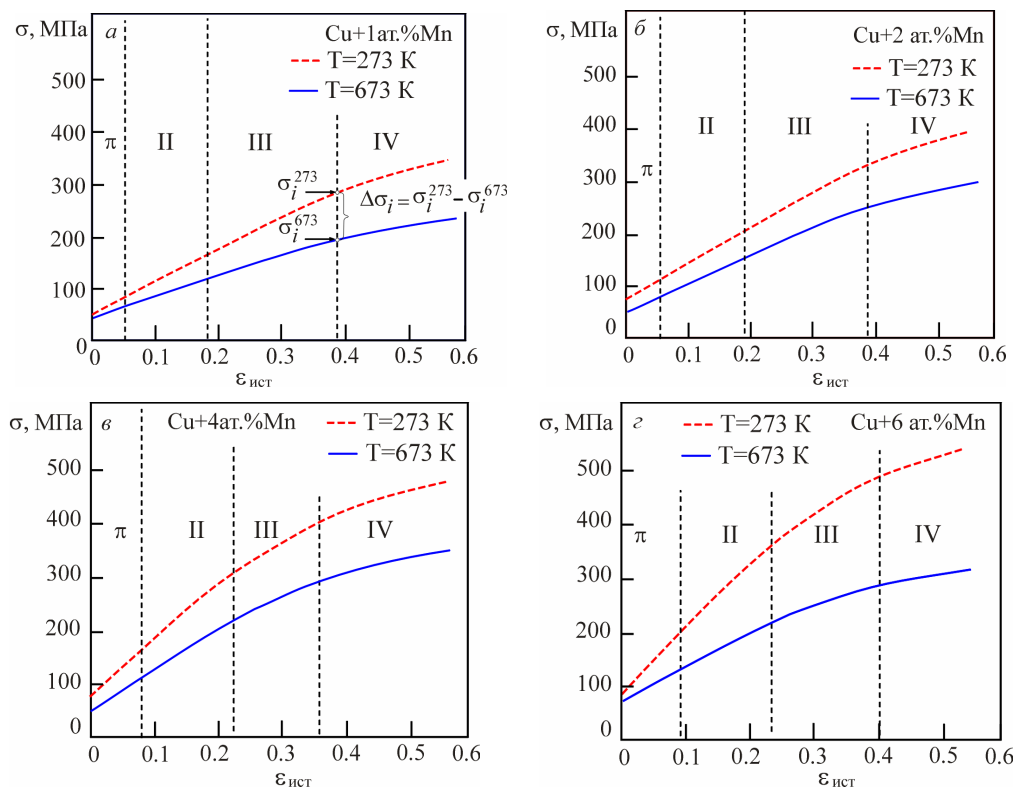


Рис.4. Зависимости напряжения течения σ в сплавах с разными составами (1 – Cu+1 ат. % Mn; 2 – Cu+2 ат. % Mn; 3 – Cu+4 ат. % Mn; 4 – Cu+6 ат. % Mn) при разных температурах испытаний: а – $T = 293$ К; б – $T = 473$ К; в – $T = 673$ К. Римскими цифрами указаны стадии деформации и пунктирными вертикальными линиями показаны границы стадий. Размер зерна $\langle d \rangle = 100$ мкм

Fig.4. Dependences of flow stress σ in alloys with different compositions (1 – Cu+1 at.% Mn; 2 – Cu+2 at.% Mn; 3 – Cu+4 at.% Mn; 4 – Cu+6 at.% Mn) at different test temperatures: а – $T = 293$ К; б – $T = 473$ К; в – $T = 673$ К. Roman numerals indicate the stages of deformation, and dotted vertical lines show the boundaries of the stages. Grain size $\langle d \rangle = 100$ μ m

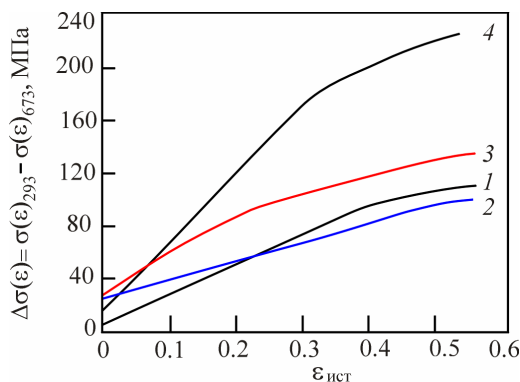


Рис.5. Кривые, вычисленные как разница между зависимостями напряжений течения при от деформации при разных температурах 293 К и 673 К ($\Delta\sigma(\varepsilon) = \sigma(\varepsilon)_{293} - \sigma(\varepsilon)_{673}$) для сплавов с разными составами (1 – Cu+1 ат. % Mn; 2 – Cu+2 ат. % Mn; 3 – Cu+4 ат. % Mn; 4 – Cu+6 ат. % Mn). $\sigma(\varepsilon)_{293}$ и $\sigma(\varepsilon)_{673}$ напряжения течения в координатах σ от $\varepsilon_{ист}$ при температурах 293 К и 673 К соответственно

Fig.5. Curves calculated as the difference between the dependences of the flow stresses at on the deformation at different temperatures of 293 K and 673 K ($\Delta\sigma(\varepsilon) = \sigma(\varepsilon)_{293} - \sigma(\varepsilon)_{673}$) for alloys with different compositions (1 – Cu+ 1 at % Mn, 2 – Cu+2 at % Mn, 3 – Cu+4 at % Mn, 4 – Cu+6 at % Mn). $\sigma(\varepsilon)_{293}$ and $\sigma(\varepsilon)_{673}$ flow stresses in coordinates σ from $\varepsilon_{ист}$ ist at temperatures of 293 K and 673 K, respectively

В результате наблюдается более значительное влияние содержания Mn в сплаве Cu+6 ат. % Mn на разницу между значениями напряжения течения $\Delta\sigma(\varepsilon)=\sigma(\varepsilon)_{293}-\sigma(\varepsilon)_{673}$ при разных температурах от деформации, чем в сплавах с меньшим содержанием Mn.

Рост степени деформации приводит к образованию большего числа дислокаций при всех

температурах испытания, а увеличение температуры испытания приводит к уменьшению интенсивности накопления дислокаций при фиксированной степени деформации, которая зависит от содержания Mn в сплавах (рис.5). Эти данные подтверждаются построенными зависимостями $\langle\rho\rangle$ от $\varepsilon_{ист}$ при разных температурах испытаний на рис.6.

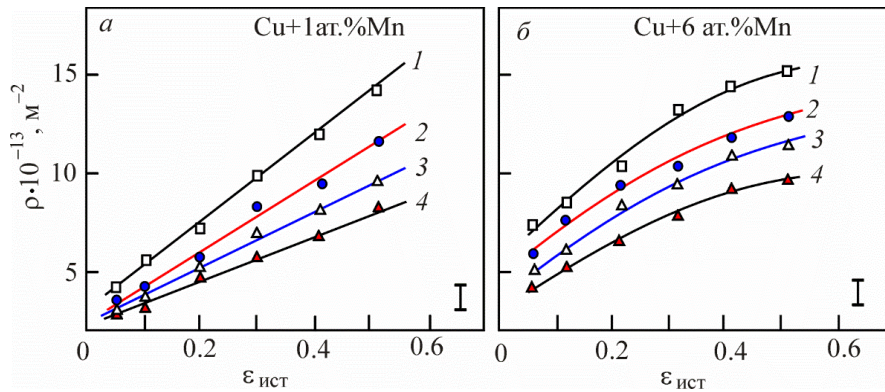


Рис.6. Зависимости средней скалярной плотности дислокаций (ρ) от степени деформации (ε) в сплавах Cu–Mn с разным содержанием Mn (а – Cu+1 ат.% Mn; б – Cu+6 ат. % Mn) при разных температурах испытаний (Т): 1 – 293 К; 2 – 473 К; 3 – 573 К; 4 – 673 К. Средний размер зерна $\langle d \rangle = 100\text{мкм}$

Fig.6. Dependences of the average scalar dislocation density (ρ) on the degree of deformation (ε) in Cu–Mn alloys with different Mn content (a – Cu + 1 at.% Mn; b – Cu + 6 at. % Mn) at different test temperatures (Т): 1 – 293 К; 2 – 473 К; 3 – 573 К; 4 – 673 К. Average grain size $\langle d \rangle = 100\mu\text{m}$

С одной стороны, увеличение концентрации второго элемента оказывает значительное влияние на изменение функциональных зависимостей $\rho=f(\varepsilon_{ист})$ (рис.6). С другой стороны, на приведенных кривых видно, что температура испытаний также оказывает значительное влияние на зависимости $\rho=f(\varepsilon_{ист})$. Плотность подвижных и закрепленных дислокаций в металлах и сплавах зависит от деформации согласно соотношению (3) [29]. По приведенным на рис.6а данным при разных температурах испытаний кривые ρ от $\varepsilon_{ист}$ в сплаве Cu+1 ат. % Mn можно экстраполировать в виде линейных зависимостей

$$\rho = \rho_0 + A\varepsilon^1. \quad (5)$$

На основе анализа данных на рис.6а данных построены зависимости коэффициента $A=\partial\rho/\partial\varepsilon$ от температуры испытаний для исследуемых сплавов (рис.7). Этот коэффициент отражает интенсивность накопления дислокаций и характеризует подвижность дислокаций и наглядно показывает, что в сплаве Cu+1 ат. % Mn наблюдается заметное уменьшение коэффициента А с ростом температуры (рис.7, кривая 1). Функциональных зависимостей $\rho=f(\varepsilon_{ист})$ для сплава Cu+6 ат. % Mn имеют более сложный

вид при разных температурах испытаний (рис.6б). На начальных этапах деформации кривые в координатах $\langle\rho\rangle$ от $\varepsilon_{ист}$ в области I можно проэкстраполировать в виде линейных зависимостей. Видно, что в области I зависимость коэффициента А в температурном интервале от 293 до 573 К слабо зависит от температуры (рис.7, кривая 2). Переход в более высокую температурную область 573-673 К приводит к увеличению интенсивности уменьшения коэффициента А, близкого к интенсивности уменьшения коэффициента А для сплава Cu+1 ат. % Mn (рис.7). При значительных пластических деформациях сплава Cu+6 ат. % Mn при разных температурах испытания кривые ρ от $\varepsilon_{ист}$ в области II на рис.6б можно проэкстраполировать в виде степенной зависимости согласно выражению (3) с коэффициентом n в интервале значений 1-0,5.

Зависимость А от Т, приведенную на рис.7 для сплава Cu+1 ат.%Mn, можно представить в виде выражения

$$A=a_0+kT, \quad (6)$$

здесь $a_0 = 33,5 \cdot 10^{-13} [\text{М}^{-2}]$, $k = -0,033 \cdot 10^{-13} [1/\text{К} \cdot \text{М}^2]$.

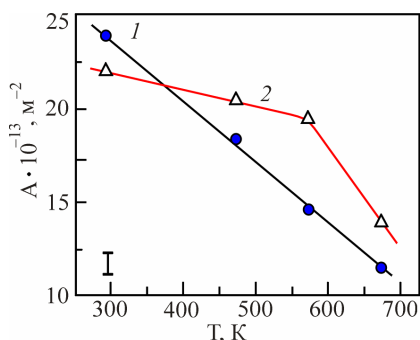


Рис.7. Зависимость коэффициента $A = \partial\rho/\partial\varepsilon$ от температуры испытаний в сплавах Cu–Mn с разным содержанием Mn (1 – Cu+1 ат. % Mn; 2 – Cu+6 ат. % Mn)

Fig.7. Dependence of coefficient $A = \partial\rho/\partial\varepsilon$ on test temperature in Cu–Mn alloys with different Mn content (1 – Cu+1 at. % Mn; 2 – Cu+6 at. % Mn)

Для сплава Cu+6 ат. % Mn выражение (5) можно использовать ограниченно в области температур 293-573 К с константами

$a_0 = 24,6 \cdot 10^{-13} [\text{м}^{-2}]$, $k = -0,009 \times 10^{-13} [1/\text{К} \cdot \text{м}^2]$. Коэффициент a_0 можно представить как скалярную плотность дислокаций, накопленную при деформации равной 0,51 при температуре 0 К. Приведенные данные показывают, что скалярная плотность дислокаций более интенсивно накапливается в сплавах с высоким содержанием Mn, чем в сплавах с низким содержанием Mn.

Анализ влияния размера зерна на накопленные плотности дислокаций показал, что размер зерен не оказывает значительного влияния на тип формирующихся ДСС, но зато оказывает сильное влияние на количественные параметры ДС. Об этом свидетельствуют данные, приведенные на рис.8 для сплава Cu+6 ат. % Mn. На рисунке 8 представлены зависимости средней скалярной плотности дислокаций ρ от размера зерна $\langle d \rangle$ при различных температурах испытания и степени деформации.

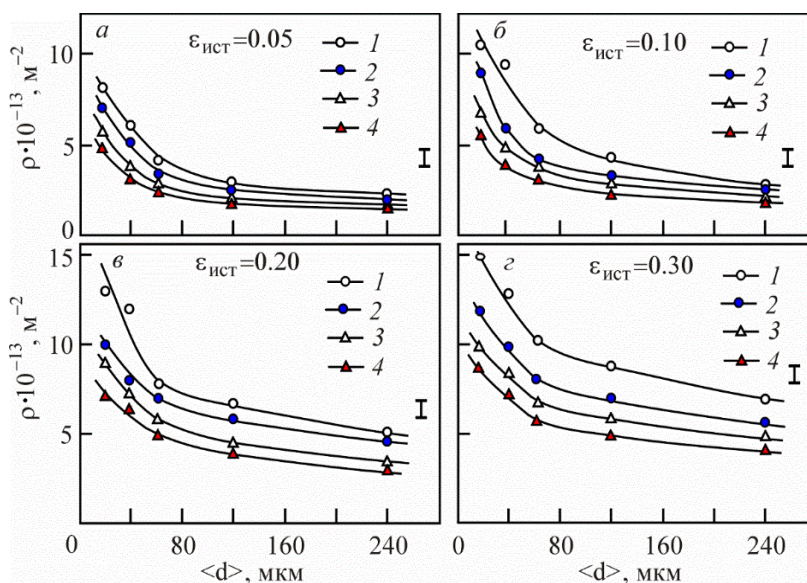


Рис.8. Зависимость средней скалярной плотности дислокаций ($\langle \rho \rangle$) от среднего размера зерна ($\langle d \rangle$) при разных степенях деформации ($\varepsilon_{\text{ист}}$) и температурах испытания T в сплаве Cu+6 ат. % Mn: 1 – T = 293 К; 2 – T = 473 К; 3 – T = 573 К; 4 – T = 673 К

Fig.8. Dependence of the average scalar dislocation density ($\langle \rho \rangle$) on the average grain size ($\langle d \rangle$) at different degrees of deformation ($\varepsilon_{\text{ист}}$) and test temperatures T in the Cu + 6 at. % Mn alloy: 1 – T = 293 К; 2 – T = 473 К; 3 – T = 573 К; 4 – T = 673 К

Несложно видеть, что с ростом размера зерен плотность дислокаций значительно уменьшается. Наиболее интенсивное уменьшение плотности дислокаций происходит в интервале размеров зерен 20...120 мкм. Можно отметить, анализируя эти зависимости, что размер зерен $\langle d \rangle \approx 100$ мкм может являться критическим.

При дальнейшем увеличении размера зерен зависимость $\rho = f(\langle d \rangle)$ значительно ослабевает. Из рис.8 также следует, что вблизи размера зерна $\langle d \rangle \approx 100$ мкм изменяется физическая картина процесса.

Повышение степени деформации после $\varepsilon_{\text{ист}} > 0,10-0,15$ приводит к появлению разори-

ентировок в ячеистой субструктуре. Разориентировки проявляются на электронномикроскопических изображениях в виде экстинкционных изгибных контуров. Это, в свою очередь, свидетельствует о наличии кривизны-кручения кристаллической решетки χ . На рис.9 показано влияние степени деформации на величину χ во всех исследованных сплавах для двух размеров зерен 10 и 200 мкм. Анализ зависимостей показывает, что при размере зерна 10 мкм (рис.9а) величина χ при фиксированной степени деформации намного больше, чем в сплавах с размером зерна 200 мкм (рис.9б). Максимальное значение величины кривизны-кручения кристаллической решетки наблюдается при достижении степени деформации $\varepsilon_{ист} = 0,60$.

На рис.10 приведены данные, полученные на основе анализа электронномикроскопических изображений субструктуры (рис.1 и 2). На рисунке представлены зависимости изменения величины кривизны-кручения кристаллической решетки χ с ростом размера зерна $\langle d \rangle$ во всех исследованных сплавах при $\varepsilon_{ист} = 0,20$ и $\varepsilon_{ист} = 0,60$, деформированных при комнатной температуре испытания. Анализ этих зависимостей показывает, что увеличение размера зерна от 10 до 240 мкм приводит к уменьшению значений величины χ . При фиксированном размере зерна величина χ выше в сплавах с концентрацией легирующего элемента 6 ат. %.

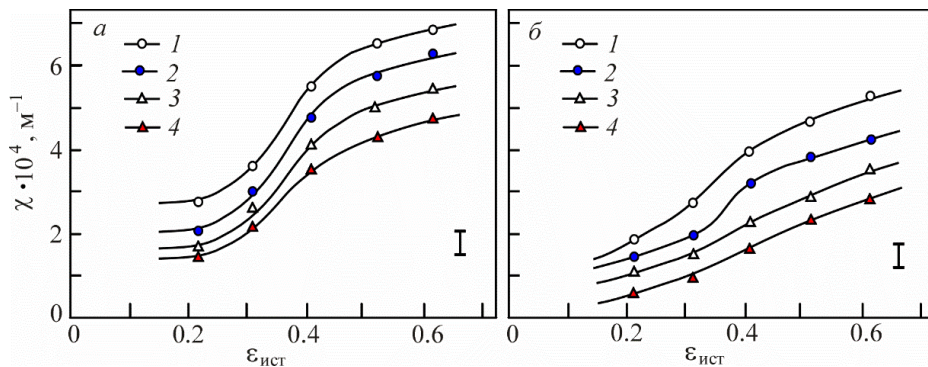


Рис.9. Зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки χ от деформации $\varepsilon_{ист}$ в сплавах с размером зерна: а – $\langle d \rangle = 10$ мкм, б – $\langle d \rangle = 200$ мкм: 1 – Cu+1 ат. % Mn, 2 – Cu+2 ат. % Mn, 3 – Cu+4 ат. % Mn, 4 – Cu+6 ат. % Mn. При температуре испытаний $T_{деф} = 293$ К

Fig.9. Dependences of the curvature-torsion of the crystal lattice χ on the deformation ε_{true} in alloys with a grain size: а – $\langle d \rangle = 10 \mu m$, б – $\langle d \rangle = 200 \mu m$: 1 – Cu+1 at. % Mn, 2 – Cu+2 at. % Mn, 3 – Cu+4 at. % Mn, 4 – Cu+6 at. % Mn. At test temperature $T_{def} = 293$ K

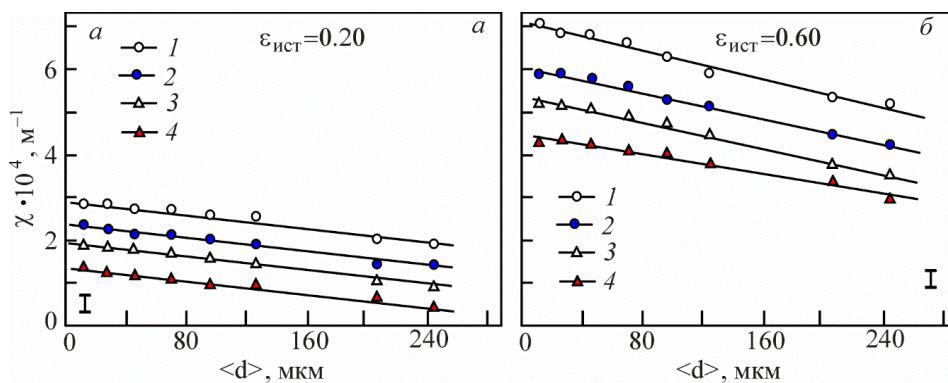


Рис.10. Зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки χ от размера зерна $\langle d \rangle$ при разных степенях деформации $\varepsilon_{ист}$ в сплавах: 1 – Cu+1 ат. % Mn, 2 – Cu+2 ат. % Mn, 3 – Cu+4 ат. % Mn, 4 – Cu+6 ат. % Mn. При температуре испытаний $T_{деф} = 293$ К

Fig.10. Dependences of the curvature-torsion of the crystal lattice χ on the grain size $\langle d \rangle$ at different degrees of deformation ε_{true} in alloys: 1 – Cu+1 at. % Mn, 2 – Cu+2 at. % Mn, 3 – Cu+4 at. % Mn, 4 – Cu+6 at. % Mn. At test temperature $T_{def} = 293$ K

Зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки χ от температуры испытания при различных степенях деформации показаны на рис.11. Анализ зависимостей $\chi=f(T)$ обнаруживает, что при нагревании сплавов до темпе-

ратуры 493 К величина χ практически не изменяется, а дальнейшее повышение температуры испытания приводит к резкому уменьшению величины χ , особенно при деформациях $\varepsilon_{ист} = 0,60$.

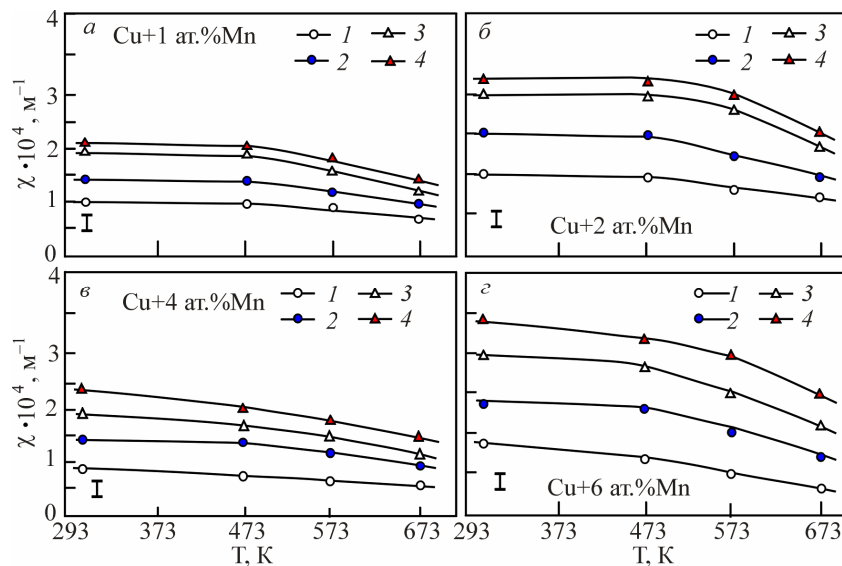


Рис.11. Зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки (χ) от температуры испытания (T) в сплавах при различных степенях деформации: 1 – $\varepsilon_{ист} = 0,20$, 2 – $\varepsilon_{ист} = 0,30$, 3 – $\varepsilon_{ист} = 0,40$, 4 – $\varepsilon_{ист} = 0,60$. Измерения χ проводились внутри зерна. Средний размер зерна 100 мкм

Fig.11. Dependences of the curvature-torsion of the crystal lattice (χ) on the test temperature (T) in alloys at various degrees of deformation ($\varepsilon_{ист}$): 1 – 0.20, 2 – 0.30, 3 – 0.40, 4 – 0.60. The χ measurements were carried out inside the grain. Average grain size 100 μm

Заклучение

Представлены результаты исследования эволюции дислокационной структуры и кривизны-кручения кристаллической решетки поликристаллов однородных твердых растворов с ГЦК кристаллической решеткой в сплавах $\text{Cu}+X$ ат. % Mn ($X=1, 2, 4, 6$).

1. Выявлены разные зависимости напряжения течения при разных температурах сплавов Cu-Mn в зависимости от состава, которые представлены в виде кривых $\Delta\sigma(\varepsilon) = \sigma(\varepsilon)_{293} - \sigma(\varepsilon)_{673}$. Установлено, что различие между кривыми напряжения течения $\Delta\sigma(\varepsilon)$, полученные при разных температурах, растет с увеличением содержания Mn в сплаве и это различие достигает максимального значения в сплаве $\text{Cu}+6$ ат. % Mn. Такое изменение $\Delta\sigma(\varepsilon)$ отражает разную подвижность при их движении в зернах поликристаллического сплава с разными значениями параметров БП и изменением их взаимодействия их с границами ячеек и границами микрополос.

2. Установлено, что влияние концентрации твердого раствора в поликристаллах с ГЦК кристаллической решеткой в сплавах $\text{Cu}+X$ ат. % Mn ($X=1, 2, 4, 6$) на формирование типов дислокационных субструктур оказывается незначительным. Во всех исследованных сплавах при комнатной температуре $T = 293$ К с ростом степени деформации установлена следующая последовательность эволюции ДСС: хаотическое распределение дислокаций \rightarrow неразориентированная дислокационная ячеистая субструктура \rightarrow разориентированная ячеистая \rightarrow микрополосовая ДСС. Деформация при температуре испытания 673 К в сплаве $\text{Cu} + 6$ ат. % Mn приводит к изменению последовательности эволюции ДСС: неразориентированная ячеистая ДСС \rightarrow разориентированная анизотропная ячеистая \rightarrow микрополосовая.

3. Анализ электронно-микроскопических изображений позволил установить, что скалярная плотность дислокаций линейно растет с увеличением пластической деформации в сплавах с малым содержанием Mn. В сплавах с более высоким содержанием Mn наблюдается не-

линейная зависимость скалярной плотности дислокаций от значений пластической деформации. При температурах от 293 К до 673 К в деформированных сплавах наблюдается уменьшение средней скалярной плотности дислокаций. Уменьшение размера зерна способствует возрастанию скалярной плотности дислокаций для всех исследованных сплавов. Размер зерна 100 мкм является критическим: при $d \leq 80$ мкм в зернах начинается интенсивное увеличение плотности дислокаций.

4. Установлено, что размер зерен оказывает значительное влияние на величину кривизны-кручения кристаллической решетки χ . Это влияние оказывается наиболее существенным при размерах зерен меньше 100-120 мкм. Установлено, что кривизна-кручение кристаллической решетки линейно растёт с уменьшением среднего размера зерна $\langle d \rangle$ как при небольших степенях деформации, так и при значительных пластических деформациях. Это хорошо коррелирует с данными работы [38], в которой показано, что источниками возникновения кривизны-кручения являются границы зерен, стыки зерен и деформационные границы разориентации.

5. Выявлено, что при деформации исследуемых сплавов не зависимо от содержания Mn, критическая температура испытаний, при которой величина кривизны-кручения кристаллической решетки χ начинает значительно уменьшаться, начинается с температуры 493 К.

Список литературы

1. Steffens T., Schwink C., Korner A., Karnthaler H.P. Transmission electron microscopy study of the stacking-fault energy and dislocation structure in CuMn alloys // *Philos. Mag. A*. 1987. V. 56. P. 161–173.
2. Коновалова Е.В., Перевалова О.Б., Конева Н.А., Иванов К.В., Козлов Э.В. Исследование зёрненной структуры сплавов Cu–Al и Cu–Mn методами дифракции обратно рассеянных электронов и оптической металлографии // *Известия РАН. Серия физическая*. 2014. Т. 78, № 4. С. 384–387.
3. Коновалова Е.В., Перевалова О.Б., Конева Н.А., Иванов К.В., Козлов Э.В. Влияние микроскопических смещений атомов на параметры двойниковых границ зерен в сплавах на основе меди // *Фун-*

даментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Т. 10, № 2. С. 272–277.

4. Han D., Van Z., Yang Y., Shi F., Li X.W. A good strength-ductility match in Cu–Mn alloys with high stacking fault energies: Determinant effect of short range ordering // *Scripta Materialia*. 2017. V. 133. P. 59–64.

5. Han D., Guan X.J., Yang Y., Shi F., Li X.W. Anomalous recovery of work hardening rate in Cu–Mn alloys with high stacking fault energies under uniaxial compression // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. V. 743. P. 745–754.

6. Hana D., Zhanga Y.J., Li X.W. A crucial impact of short-range ordering on the cyclic deformation and damage behavior of face-centered cubic alloys: A case study on Cu–Mn alloys // *Acta Materialia*. 2021. V. 205. P. 116559.

7. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под ред. С. П. Лякишева Т.2. М.: Машиностроение, 1997. 273 с.

8. Pfeiler W. Investigation of short-range order by electrical resistivity measurement // *Acta Metall.* 1988. V. 36. P. 2417–2434.

9. Gallagher P.C.J. The influence of alloying, temperature, and related effects on the stacking fault energy // *Metall. Trans.* 1970. V. 1. P. 2429–2461.

10. Nakajima K., Numakura K. Effect of solute atoms on stacking faults Cu–Ni and Cu–Mn systems // *Philos. Mag.* 1965. V. 12. P. 361–368.

11. Steffens T., Schwink C., Korner A., Karnthaler H.P. Transmission electron microscopy study of the stacking-fault energy and dislocation structure in Cu–Mn alloys // *Philos. Mag. A*. 1987. V. 56. P. 161–173.

12. Штремель М.А. Прочность сплавов (в 2-х частях). М.: МИСИС, 1999. 527 с.

13. Нацик В. Д., Смирнов С. Н. Краудионы в теории упругости. Кристаллография. 2009. Т. 54, № 6. С. 1034–1042.

14. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Барчук А.А., Медведев Н.Н. Особенности динамики краудионов и их комплексов в деформированном ГЦК кристалле // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2011. Т. 8, № 3. С. 83–88.

15. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Барчук А.А., Бовкуш С.В. Диссипация энергии движущихся краудионов на малоугловых границах зерен наклона в алюминии // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2011. Т. 8, №4. С. 9–14.

16. Старостенков М.Д., Захаров П.В., Медведев Н.Н. Взаимодействие краудиона с границей биметалла Ni–Al в 2D модели // Письма о материалах. 2011. Т. 1. С. 238–240.
17. Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А., Козлов Э.В. Определение плотности энергии, запасенной при пластической деформации изотропного тела, по кривизна-кручение кристаллической решетки // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2011. Т. 8, № 3. С. 34–41.
18. Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А., Козлов Э.В. эволюция кривизны-кручения кристаллической решетки при деформации аустенитной стали 110Г13 // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2014. Т. 78, № 4. С. 406–409.
19. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Коротаев А.Д., Денисов К.И. Эволюция кривизны кристаллической решетки в металлических материалах на мезо- и наноструктурных уровнях пластической деформации // Физическая мезомеханика. 2013. Т. 16, № 3. С. 63–79.
20. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. Кривизна-кручение кристаллической решетки в деформированных поликристаллических сплавах // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2019. Т. 83, № 10. С. 1362–1367.
21. Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф. Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в пластичности и прочности твердых тел // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17, № 6. С. 7–18.
22. Егорушкин В.Е., Панин В.Е., Панин А.В. Кривизна решетки, полосы локализованного сдвига и механизм электропластического эффекта // Физическая мезомеханика. 2018. Т. 21, № 3. С. 5–11.
23. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В., Козлов Э.В. Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Ч. 1 / под ред. акад. Панина В.Е. Томск: ТГУ, 1990. С. 83–104.
24. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. Эволюция кривизны-кручения кристаллической решетки при деформации поликристаллических твердых растворов Cu–Al и Cu–Mn: Роль размера зерен // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2017. Т. 81, № 3. С. 419–421.
25. Попова Н.А., Клопотов А.А., Никоненко Е.Л., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Волокитин Г.Г., Лоскутов О.М., Бородин В.И., Потекаев А.И. Механизмы упрочнения и особенности стадийности деформации в высокомарганцевой аустенитной стали Гадфильда // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2022. Т. 19, № 4. С. 423–436.
26. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения / под ред. В. Е. Панина. Новосибирск: Наука, 1990. С. 123–186.
27. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потекаев А.И., Козлов Э.В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии. Томск: НТЛ, 2015. 344 с.
28. Хонникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.
29. Тушинский Л.И. Структурная теория конструктивной прочности материалов. Новосибирск, 2004. 400 с.
30. Plastic deformation and fracture of materials. Edited by H. Mughrabi. V. 6 of Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment. VCH, Weinheim, 1992. 697 p.
31. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Жуковский С.П., Козлов Э.В. Эволюция дислокационной структуры и стадии пластического течения поликристаллического железо-никелевого сплава // ФММ. 1985. Вып. 1. С. 171–179.
32. Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Клопотов А.А., Потекаев А.И. Механизмы твердорастворного упрочнения однофазных сплавов на основе Cu–Al и Cu–Mn с сетчатой дислокационной субструктурой // Известия ВУЗов. Физика. 2021. № 4 (120) С. 59–66.
33. Конева Н.А., Черкасова Т.В., Тришкина Л.И., Попова Н.А., Громов В.Е., Аксенова К.В. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры. Электронно-микроскопические методы измерения их параметров. Новокузнецк: СибГИУ, 2019. 136 с.
34. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Внутренние поля напряжений, изгиб-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерения и результаты. Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Часть I / под ред. В. Е. Панина. Томск: ТГУ, 1990. С. 83–93.
35. Козлов Э.В., Конева Н.А., Тришкина Л.И. Проблема классификации компонент дислокационной структуры // Фундаментальные

проблемы современного материаловедения. 2009. Т. 6, № 1. С. 7–11.

36. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Зёрненная структура, геометрически необходимые дислокации и частицы вторых фаз в поликристаллах микро- и мезоуровня // Физическая мезомеханика. 2009. Т. 12, № 4. С. 93–106.

37. Hansen N., Kuhlmann-Wilsdorf D. Low energy dislocation structure due to unidirectional deformation at low temperatures // Mater. Sci. Eng. 1986. V. 81. P. 141–161.

38. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. Эволюция кривизны-кручения кристаллической решетки при деформации поликристаллических твердых растворов Cu–Al и Cu–Mn роль размера зерен // Известия РАН. Серия физическая. 2017. Т. 81, № 3. С. 419–421.

Информация об авторах

Л. И. Тришкина – доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики, химии и теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета.

А. А. Клопов – доктор физико-математических наук, профессор кафедры Прикладной механики и материаловедения, Томского государственного архитектурно-строительного университета.

Т. В. Черкасова – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики, химии и теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета.

В. И. Бородин – инженер-исследователь Национального исследовательского Томского государственного университета.

А. И. Потеев – доктор физико-математических наук, профессор Национального исследовательского Томского государственного университета.

М. Д. Старостенков – доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник, профессор Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова.

References

1. Steffens, Th., Schwink, Ch., Korner, A. & Karnthaler, H. P. (1987). Transmission electron

microscopy study of stacking-fault energy and dislocation structure in Cu–Mn alloys. *Phil. Mag. A.*, 56(2), 161–173.

2. Konovalova, E. V., Perevalova, O. B., Ivanov, K. V., Koneva, N. A. & Kozlov, E. V. (2014). Investigating the grain structure of Cu–Al and Cu–Mn alloys via electron backscatter diffraction and optical metallography. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: physics*, 78(4), 253–256. (In Russ.).

3. Konovalova, E. V., Perevalova, O. B., Koneva, N. A., Ivanov, K. V. & Kozlov, E. V. (2013). Influence of microdistortions and total root-mean-square displacements of atoms on the parameters of twin grain boundaries in copper-based alloys. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 10(2), 272–277. (In Russ.).

4. Han, D., Van, Z., Yang, Y., Shi, F. & Li, X. W. (2017). A good strength-ductility match in Cu–Mn alloys with high stacking fault energies: Determinant effect of short range ordering. *Scripta Materialia*, 133, 59–64.

5. Han, D., Guan, X. J., Yang, Y., Shi, F. & Li, X. W. (2019). Anomalous recovery of work hardening rate in Cu–Mn alloys with high stacking fault energies under uniaxial compression. *Materials Science and Engineering: A*, 743, 745–754.

6. Hana, D., Zhanga, Y. J. & Li, X. W. (2021). A crucial impact of short-range ordering on the cyclic deformation and damage behavior of face-centered cubic alloys: A case study on Cu–Mn alloys. *Acta Materialia*, 205, 116559.

7. (1997). State diagrams of binary metallic systems. T.2. Ed. acad. RAS N. P. Lyakishev. Moscow. Mechanical engineering. P. 273. (In Russ.).

8. Pfeiler, W. (1988). Investigation of short-range order by electrical resistivity measurement. *Acta Metall.*, 36, 2417–2434.

9. Gallagher, P. C. J. (1970). The influence of alloying, temperature, and related effects on the stacking fault energy. *Metall. Trans.*, 1, 2429–2461.

10. Nakajima, K. & Numakura, K. (1965). Effect of solute atoms on stacking faults Cu–Ni and Cu–Mn systems. *Philos. Mag.*, 12, 361–368.

11. Steffens, T., Schwink, C., Korner, A. & Karnthaler, H. P. (1987). Transmission electron microscopy study of the stacking-fault energy and dislocation structure in Cu–Mn alloys. *Philos. Mag. A.*, 56, 161–173.

12. Shtremel, M. A. (1999). The strength of alloys. M. MISIS. P. 527. (In Russ.).
13. Natsik, V. D. & Smirnov, S. N. (2009). Crowdions in the theory of elasticity. *Crystallography*, 54(6), 1034–1042. (In Russ.).
14. Markidonov, A. V., Starostenkov, M. D., Barchuk, A. A. & Medvedev, N. N. (2011). Features of the dynamics of crowdions and their complexes in a deformed fcc crystal. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 8(3), 83–88. (In Russ.).
15. Markidonov, A. V., Starostenkov, M. D., Barchuk, A. A. & Bovkush, S. V. (2011). Energy Dissipation of Moving Crowdions at Low-Angle Tilt Grain Boundaries in Aluminum. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 8(4), 9–14. (In Russ.).
16. Starostenkov, M. D., Zakharov, P. V. & Medvedev, N. N. (2011). Crowdion interaction with Ni–Al bimetal boundary in 2D model. *Letters on materials*, 1, 238–240. (In Russ.).
17. Koneva, N. A., Kiseleva, S. F., Popova, N. A. & Kozlov, E. V. (2011). Determination of the energy density stored during plastic deformation of an isotropic body, according to curvature-torsion of the crystal lattice. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 8(3), 34–41. (In Russ.).
18. Koneva, N. A., Kiseleva, S. F., Popova, N. A. & Kozlov, E. V. (2014). Evolution of curvature-torsion of the crystal lattice during deformation of austenitic steel 110G13. *News of the Russian Academy of Sciences. Physical series*, 78(4), 406–409. (In Russ.).
19. Tyumentsev, A. N., Ditenberg, I. A., Korotaev, A. D. & Denisov, K. I. (2013). Evolution of the curvature of the crystal lattice in metallic materials at the meso- and nanostructural levels of plastic deformation. *Physical mesomechanics*, 16(3), 63–79. (In Russ.).
20. Koneva, N. A., Trishkina, L. I. & Cherkasova, T. V. (2019). Curvature-torsion of the crystal lattice in deformed polycrystalline alloys. *News of the Russian Academy of Sciences. Physical series*, 83(10), 1362–1367. (In Russ.).
21. Panin, V. E., Panin, A. V., Elsukova, T. F. & Popkova, Yu. F. (2014). The fundamental role of the curvature of the crystal structure in the plasticity and strength of solids. *Physical mesomechanics*, 17(6), 7–18. (In Russ.).
22. Egorushkin, V. E., Panin, V. E. & Panin, A. V. (2018). Lattice curvature, localized shear bands, and the mechanism of the electroplastic effect. *Physical mesomechanics*, 21(3), 5–11. (In Russ.).
23. Koneva, N. A., Trishkina, L. I., Lychagin, D. V. & Kozlov, E. V. (1990). New methods in physics and mechanics of a deformable solid body. Part 1. Ed. acad. V. E. Panina. Tomsk. TSU. P. 83–104. (In Russ.).
24. Koneva, N. A., Trishkina, L. I., Cherkasova, T. V. & Kozlov, E. V. (2017). Evolution of curvature-torsion of the crystal lattice during deformation of polycrystalline solid solutions Cu–Al and Cu–Mn: The role of grain size. *News of the Russian Academy of Sciences. Physical series*, 81(3), 419–421. (In Russ.).
25. Popova, N. A., Klopotov, A. A., Nikonenko, E. L., Tishkina, L. I., Cherkasova, T. V., Volokitin, G. G., Loskutov, O. M., Borodin, V. I. & Potekaev, A. I. (2022). Strengthening mechanisms and features of deformation stages in high-manganese austenitic Hadfield steel. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 19(4), 423–436. (In Russ.).
26. Koneva, N. A. & Kozlov, E. V. (1990). Physical nature of stages of plastic deformation. Structural levels of plastic deformation and destruction. Ed. Panina V. E. Novosibirsk. Science. P. 123–186. (In Russ.).
27. Koneva, N. A., Trishkina, L. I., Potekaev, A. I. & Kozlov, E. V. (2015). Structural-phase transformations in low-stability states of metal systems under thermal and force action. Tomsk. NTL. P. 344. (In Russ.).
28. Honnikomb, R. (1972). Plastic deformation of metals. M. Mir. P. 408. (In Russ.).
29. Tushinsky, L. I. (2004). Structural theory of structural strength of materials. Novosibirsk. P. 400. (In Russ.).
30. (1992). Plastic deformation and fracture of materials. Edited by H. Mughrabi. V.6 of Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment. VCH, Weinheim. P. 697.
31. Koneva, N. A., Lychagin, D. V., Zhukovsky, S. P. & Kozlov, E. V. (1985). Evolution of the dislocation structure and stages of plastic flow of a polycrystalline iron-nickel alloy. *FMM*, (1), 171–179. (In Russ.).
32. Trishkina, L. I., Cherkasova, T. V., Klopotov, A. A. & Potekaev, A. I. (2021). Mechanisms of solid solution strengthening of single-phase al-

loys based on Cu–Al and Cu–Mn with a network dislocation substructure. *Russian Physics Journal*, 4(120), 59–66. (In Russ.).

33. Koneva, N. A., Cherkasova, T. V., Trishkina, L. I., Popova, N. A., Gromov, V. E. & Aksenova, K. V. (2019). Dislocation structure and dislocation substructures. Electron microscopic methods for measuring their parameters. Novokuznetsk. SibGIU. P. 136. (In Russ.).

34. Koneva, N. A., Kozlov, E. V., Trishkina, L. I. & Lychagin, D. V. (1990). Internal stress fields, bending-torsion of the crystal lattice and stages of plastic deformation. Measurement methods and results. New methods in physics and mechanics of a deformable solid body. Part I. Ed. V. E. Panin. Tomsk. TSU. P. 83–93. (In Russ.).

35. Kozlov, E. V., Koneva, N. A. & Trishkina, L. I. (2009). The problem of classification of the components of the dislocation structure. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 6(1), P.7–11. (In Russ.).

36. Kozlov, E. V., Koneva, N. A. & Popova, N. A. (2009). Grain structure, geometrically necessary dislocations and particles of the second phases in polycrystals of micro- and mesolevel. *Physical mesomechanics*, 12(4), P.93–106. (In Rus).

37. Hansen, N. & Kuhlmann-Wilsdorf, D. (1986). Low energy dislocation structure due to unidirectional deformation at low temperatures. *Mater. Sci. Eng.*, 81, 141–161.

38. Koneva, N. A., Trishkina, L. I., Cherkasova, T. V. & Kozlov, E. V. (2017). Evolution of curvature-torsion of the crystal lattice during deformation of polycrystalline solid solutions Cu–Al and Cu–Mn role of grain size. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. Physical series*, 81(3), 419–421. (In Russ.).

Information about the authors

L. I. Trishkina – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor of the Department of Physic, Chemistry and Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building.

A. A. Klopotov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor of the Department of Applied Mechanics and Materials Science, Tomsk State University of Architecture and Building.

T. V. Cherkasova – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Assistant Professor of the Department of Physic, Chemistry and Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building.

V. I. Borodin – Research Engineer, National Research Tomsk State University.

A. I. Potekaev – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, National Research Tomsk State University.

M. D. Starostenkov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Chief Researcher, Professor, I.I. Polzunov Altai State Technical University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 16.03.2023; одобрена после рецензирования 27.03.2023; принята к публикации 06.04.2023.

The article was received by the editorial board on 16 Mar. 23; approved after reviewing 27 Mar. 23; accepted for publication 06 Apr. 23.