

Известия Алтайского государственного университета. 2026. № 4 (150). С. 43–51.

Izvestiya of Altai State University. 2026. No 4 (150). P. 43–51.

Научная статья

УДК 539.373,669.35:539.214

[https://doi.org/10.14258/izvasu\(2026\)4-05](https://doi.org/10.14258/izvasu(2026)4-05)

Микрополосовые дислокационные субструктуры как предшественники разрушения в поликристаллических сплавах системы Cu-Mn

*Людмила Ильинична Тришкина¹, Анатолий Анатольевич Клопотов²,
Татьяна Викторовна Черкасова³, Александр Иванович Потекаев⁴,
Владимир Дмитриевич Клопотов⁵*

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия, trishkina.53@mail.ru

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия, klopotovaa@tsuab.ru

³Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, cherkasova_tv@mail.ru

⁴Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия, Томский научный центр СО РАН, Томск, Россия, potekaev@spti.tsu.ru

⁵Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, vdklopotov@mail.ru

Original article

Microbands as Precursors of Fracture in Polycrystalline Cu-Mn System Alloys

*Lyudmila I. Trishkina¹, Anatoly A. Klopotov², Tatiana V. Cherkasova³,
Alexander I. Potekaev⁴, Vladislav D. Klopotov⁵*

¹Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia, trishkina.53@mail.ru,

²Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia, klopotovaa@tsuab.ru

³Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia, National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia, cherkasova_tv@mail.ru

⁴National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia, Tomsk Scientific Center of the Siberian Branch of the RAS, Tomsk, Russia, potekaev@spti.tsu.ru

⁵National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia, vdklopotov@mail.ru

Аннотация. Исследована эволюция дислокационных субструктур в поликристаллических сплавах Cu-Mn с содержанием марганца 0.2–25 ат.% и размером зерен 10–240 мкм. Методом просвечивающей электронной микроскопии установлена последовательность структурных превращений при пластической деформации: хаотическое распределение дислокаций → незориентированная ячеистая структура → разориентированная ячеистая структура → микрополосовая субструктура. Показано, что границы зерен

Abstract. The paper studies the evolution of dislocation substructures in polycrystalline Cu-Mn alloys with a manganese content of 0.2–25 at.% and a grain size of 10–240 μm. The following sequence of structural transformations during plastic deformation is found using transmission electron microscopy: chaotic distribution of dislocations → non-disoriented cellular structure → disoriented cellular structure → microband substructure. Grain boundaries are shown to be the primary sources of dislocation generation. The parameters

являются первичными источниками генерации дислокаций. Количественно охарактеризованы параметры разориентированных субструктур: кривизна-кручение кристаллической решетки. Установлены критические значения параметров дислокационных субструктур, приводящие к разрушению в слаболегированных сплавах при пластической деформации $\epsilon_{\text{ист}}=0.60$, в концентрированных — при $\epsilon_{\text{ист}}=0.80$. Выявлена роль внутренних полей напряжений в процессах деформационного упрочнения и разрушения.

Ключевые слова: средняя скалярная плотность дислокаций, дислокационные субструктуры, деформация, сплавы Cu-Mn

Для цитирования: Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Черкасова Т.В., Потекаев А.И., Клопотов В.Д. Микрополосовые дислокационные субструктуры как предшественники разрушения в поликристаллических сплавах системы Cu-Mn // Известия Алтайского государственного университета. 2026. № 4 (150). С. 43–51. [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2026\)4-05](https://doi.org/10.14258/izvasu(2026)4-05).

Финансирование: исследование выполнено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (FEMN-2026-0003).

Введение

Развитие современного материаловедения характеризуется переходом от макроскопического описания механических свойств металлов и сплавов к изучению физических процессов на микро- и мезоуровнях [1, 2]. Границы зерен (ГЗ) выполняют многокомпонентную функцию: выступают как источники дислокаций, барьеры для их движения и концентраторы внутренних напряжений.

Экспериментальные исследования различных металлов и сплавов, включая чистые металлы Cu [3] и Ni [4], сплавы V-4Ti-4Cr [5], Mo — 47 % Re — 0.4 % Zr [6], Cu-Mn [7] и аустенитной стали [8], демонстрируют, что ГЗ являются первичными источниками генерации дислокаций при напряжениях ниже предела текучести [9, 10].

Особый интерес представляет роль ГЗ в формировании дислокационных субструктур (ДСС), которые в результате под действием пластической деформации испытывают эволюцию от неразориентированных к разориентированным структурам, с границами зерен как центрами зарождения [7, 11, 12]. В ряде работ на основе количественных исследований выявили корреляцию параметров ДСС с процессами разрушения [12, 13, 14, 15].

Здесь необходимо отметить, что исследование роли ГЗ при деформации металлов способствует развитию фундаментальных основ физики прочности и пластичности, а также созданию новых материалов [1–2]. Актуальность таких исследований усиливается для ультрамелкозернистых материалов, где взаимодействие дислокаций с ГЗ отличается от классических представлений [4, 16], требуя пересмотра моделей упрочнения [17, 18, 19].

of the disoriented substructures are characterized quantitatively: curvature-torsion of the crystal lattice. Critical values of the mentioned parameters that lead to fractures in weakly-doped alloys at deformation $\epsilon_{\text{true}}=0.60$ and in concentrated alloys at $\epsilon_{\text{true}}=0.80$ are identified. The role of internal stress fields in the processes of strain hardening and fracturing is revealed.

Keywords: scalar dislocation density, dislocation substructures, Cu-Mn alloys, deformation

For citation: Trishkina L.I., A.A. Klopotov, Cherkasova T.V., Potekaev A.I., Klopotov V.D. Microbands as Precursors of Fracture in Polycrystalline Cu-Mn System Alloys. *Izvestiya of Altai State University*. 2026. No 4 (150). P. 43–51. (In Russ.). [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2026\)4-05](https://doi.org/10.14258/izvasu(2026)4-05).

Funding: the research was carried out within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (FEMN-2026-0003).

В [7, 11, 20] на основе электронно-микроскопических методов установлены закономерности эволюции микрополосовой и фрагментированной ДСС. Применение дифракционной микроскопии выявило особенности распределений полей напряжений в области стыков ГЗ, микротрещин и уступов [7, 11, 13, 20], которые значимы для механизмов упрочнения и разрушения [21, 22].

Несмотря на значительный прогресс исследований в этом направлении, остаются недостаточно изученными закономерности влияния типа ГЗ на генерацию и эволюцию ДСС, а также разработки комплексных моделей, учитывающих взаимосвязь параметров границ и макроскопических свойств [23–25].

Целью настоящего исследования является установление критериев разрушения поликристаллических сплавов системы Cu-Mn на основе количественного анализа параметров микрополосовых дислокационных субструктур как предшественников разрушения, а также их эволюции в зависимости от концентрации марганца и степени деформации, с учетом роли границ зерен в формировании и локализации внутренних напряжений.

Материал и методика исследования

Настоящее исследование выполнено на поликристаллических сплавах системы медь-марганец. Концентрация Mn варьировалась в пределах 0.2 ... 25 ат. %, а исследуемый интервал размеров зерен — 10 ... 240 мкм. Плоские образцы с размером рабочей части 100×12×2 мм подвергались растяжению на машине «Instron» со скоростью $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ при температуре испытания 293 К. Образцы деформировали до разрыва. Фольги для электронно-мик-

роскопического исследования готовили сначала химическим, а затем электролитическим утонением в насыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте до толщины 170 нм. Тонкие структурные исследования проводили при помощи просвечивающих электронных микроскопов ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540», снабженных гониометром с наклоном и прецессией. Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 30000. Были проведены измерения различных параметров ДСС при разных степенях деформации: средней скалярной плотности дислокаций ($\langle \rho \rangle$), кривизны-кручения кристаллической решетки (χ), плотности разориентированных границ ($P_{р.г.}$) и плотности микротрещин ($\rho_{тр.}$) [26, 27].

Результаты эксперимента и их обсуждение

Уступы на границах зерен являются источниками дислокаций. Испускание дислокаций с границ зерен начинается при напряжениях, меньших предела текучести. В недеформированном, хорошо отожжен-

ном материале скалярная плотность дислокаций ρ обычно составляет $\sim 2 \times 10^{-12} \text{ м}^{-2}$. После деформации $\epsilon_{ист} = 0.15$ внутри зерен начинают появляться дислокации и другие дефекты.

Электронно-микроскопические исследования показали, что в процессе увеличения степени деформации в исследуемых сплавах формируются дислокационные субструктуры, которые сменяют друг друга в определенной последовательности при достижении критического значения средней скалярной плотности дислокаций в предыдущей субструктуре. На рисунке 1 приведены электронно-микроскопические изображения типов ДСС в сплавах с концентрацией второго элемента от 0.2 до 6 ат. % Mn. С ростом степени деформации в сплавах с небольшим содержанием Mn наблюдается следующая последовательность превращений субструктур: хаотическое распределение дислокаций, неразориентированная ячеистая ДСС, разориентированная ячеистая ДСС и микрополосовая [13].

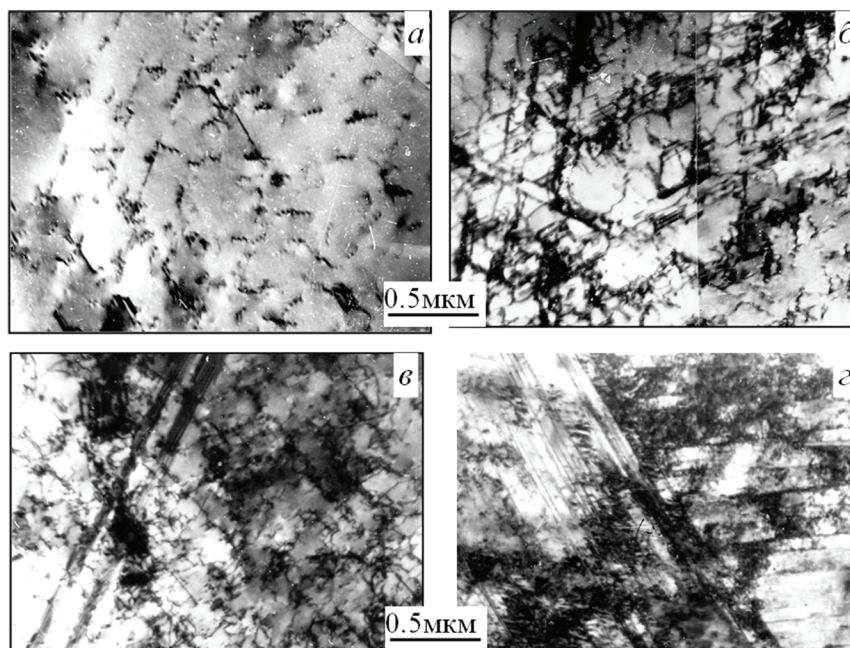


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения последовательности превращений ДСС в медно-марганцевых сплавах при различных степенях деформации: а — хаотическое распределение дислокаций ($\epsilon_{ист} = 0.05$), б — неразориентированная ячеистая ($\epsilon_{ист} = 0.20$), в — разориентированная ячеистая ($\epsilon_{ист} = 0.40$), г — разориентированная ячеистая и микрополосовая ($\epsilon_{ист} = 0.50$). Концентрация сплава от 0.2 до 8 ат. %Mn. Средний размер зерна $d = 100 \text{ мкм}$

Проведем анализ формирования микрополосовой ДСС. Увеличение степени деформации приводит к тому, что стенки ячеек уплотняются дислокациями и вытягиваются вдоль плотноупакованных направлений (рис. 2а). При дальнейшем увеличении деформации происходит возникновение микрополос, которые зарождаются либо в разориентированной ячеистой субструктуре (рис. 2б) и проходят через нее или от гра-

ниц зерен (рис. 2в). Границы ячеек становятся основой для образования микрополосовой субструктуры. Взаимодействие микрополос при прохождении их через ячеистую дислокационную структуру приводит к уширению и дроблению стенок ячеек. Плотность микрополос увеличивается с ростом степени деформации (рис. 2д), при этом ширина микрополос и расстояния между ними уменьшаются. Следует отметить, что мик-

рополосовая ДСС является одной из составляющих структур, при образовании которой происходит разрушение материала. В зависимости от концентрации легирующего элемента в твердорастворных сплавах Cu-Mn возможны разные варианты формирования разориентированной микрополосовой субструктуры. В нашей работе мы выделили два механизма. Первый механизм выявлен в сплавах Cu-Mn с низкой концентрацией легирующего элемента. Деформационное воздействие приводит к вытягиванию стенок ячеек вдоль плотноупакованных направлений. В структуре присутствует разориентация между соседними ячейками. Увеличение концентрации легирующего элемента приводит к смене механизма формирования микропо-

лосовой ДСС. Это второй механизм. В этом случае образование микрополосовой структуры обусловлено процессами «накручивания» на длинные дислокации других дислокаций, образуя при этом дислокационные барьеры с повышенной плотностью дислокаций. Анализ электронно-микроскопических изображений позволил выявить образование экстинкционных деформационных контуров. Образование этих контуров вызвано ростом избыточной плотности дислокаций внутри микрополос, и они свидетельствуют о наличии непрерывной разориентировки в материале. Дифракционный контраст при переходе через субграницу испытывает скачок, что свидетельствует о наличии дискретной разориентировки через субграницу (рис. 2г).

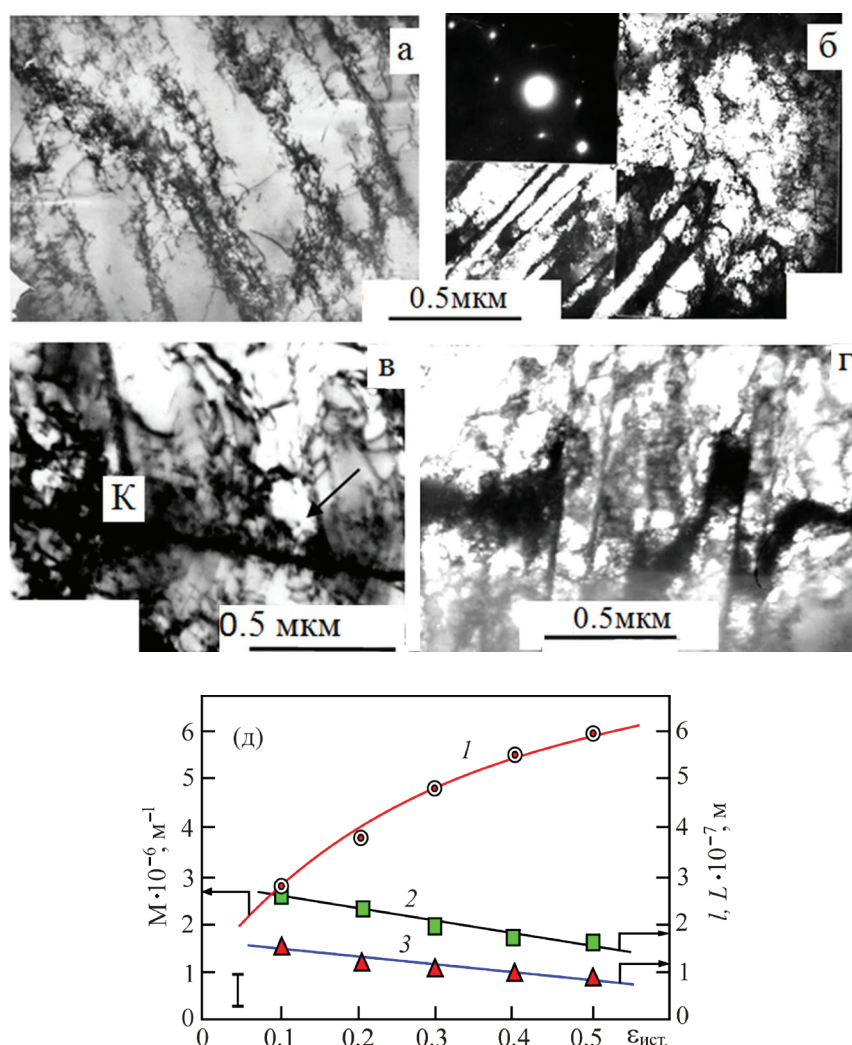


Рис. 2. Зарождение и формирование микрополосовой субструктуры. Стенки ячеек вытягиваются вдоль плотноупакованных направлений в сплаве Cu+6 ат. % Mn при разных степенях деформации (размер зерна $\langle d \rangle \sim 100$ мкм): а — границы ячеек уплотняются; б — происходит разрушение стенок ячеек в одном направлении, а по границам ячеек, которые вытянуты вдоль плотноупакованных направлений, формируются микрополосы из разориентированной ячейистой субструктуры; в — микрополосы зарождаются от границ зерна; г — оборванные субграницы; д — зависимости плотности микрополосовой субструктуры (кривая 1), расстояния между микрополосами (кривая 2), ширина микрополос (кривая 3) от степени деформации. К — экстинкционный деформационный контур

Для анализа образования и накопления разориентировок в ДСС с ростом деформации в металлах и сплавах используют параметр χ , который характеризует кривизну-кручение кристаллической решетки [7, 11, 13]. Источниками кривизны-кручения являются, во-первых, упругие искажения вблизи стыков и уступов и границ зерен, которые возникают на начальных стадиях деформации; во-вторых, распределенные по объему материала избыточные дислокации; в-третьих, источники дислинационного типа [7, 15], которые экранированы облаком распределенных дислокаций, и, в-четвертых, микротрещины.

В работе была измерена кривизна-кручение кристаллической решетки в зависимости от расстояния по мере удаления от различных источников после разных степеней деформации, а именно: от оборванных границ, уступов на границах зерен, стыков зерен и микротрещин. На рисунке 3 представлена серия графиков, иллюстрирующих спадание

амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки от локальных источников для сплавов Cu+19 ат. % Mn и Cu+0.4 ат. % Mn при $\epsilon_{ист.} = 0.30$. Взаимодействие источника с экранирующими дислокациями определяет закон спада амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки с удалением от источника, и эта амплитуда достаточно быстро падает с удалением от стыка или ступени на границе зерна или просто от границы зерна, от микротрещин (рис. 3). Видно, что кривизна-кручение χ кристаллической решетки в области стыков зерен много больше, чем вдали от локальных источников деформации. Оборванные субграницы, уступы и стыки на границах зерен и высокие значения параметра χ являются источниками дислинационного типа. Величина кривизны-кручения кристаллической решетки χ вдали от источника на 3 мкм изменяется в пределах $1 \dots 8 \cdot 10^{-4}$, м⁻¹. Она возрастает с увеличением степени деформации и плотности дислокаций.

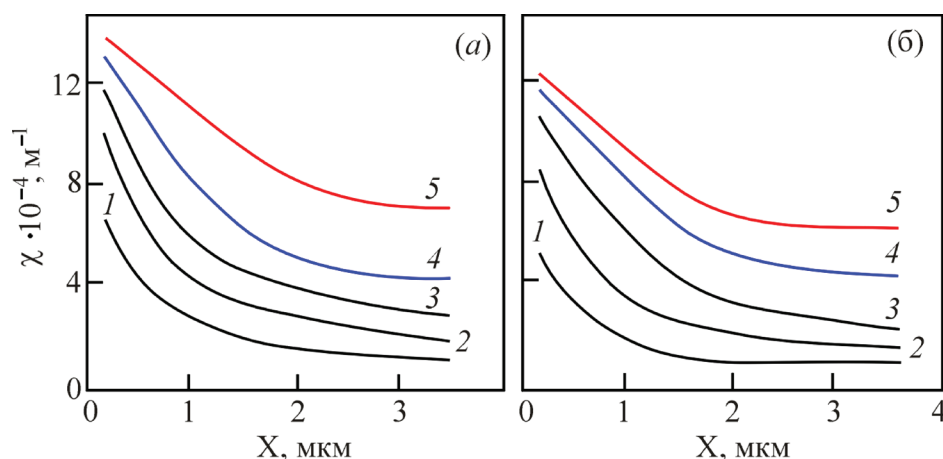


Рис. 3. Зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки χ с удалением от различных источников X для сплавов Cu+19 ат. % Mn (а) и Cu+0.4 ат. % Mn (б): 1 — оборванных границ, 2 — уступов на границах зерен, 3 — микрополосовой, 4 — стыков зерен, 5 — микротрещин. Размер зерна $\langle d \rangle = 100$ мкм

Классическим считается подход, основанный на анализе зависимостей различных параметров, характеризующих эволюцию ДСС от средней скалярной плотности дислокаций: плотность микрополос (M), плотность экстинкционных контуров (N), кривизна-кручение кристаллической решетки (χ), плотность микротрещин ($P_{тр}$) и плотность оборванных разориентированных границ ($P_{р.г.}$). Эти зависимости были построены для всех исследованных в работе сплавов.

На основе анализа зависимости χ от $\langle \rho \rangle$ установлено (рис. 4в), что величина χ увеличивается с ростом плотности дислокаций во всех исследо-

ванных сплавах. В сплавах с концентрацией легирующего элемента больше 6 ат. % Mn величина χ несколько больше. Увеличение плотности дислокаций в материале приводит к росту плотности деформационных экстинкционных изгибных контуров N , наблюдаемых на электронно-микроскопических изображениях. Такой рост плотности контуров обусловлен, во-первых, ростом числа источников кривизны-кручения кристаллической решетки χ , во-вторых, возрастанием амплитуды χ и, в-третьих, ростом числа отличных от нуля компонент тензора этой величины.

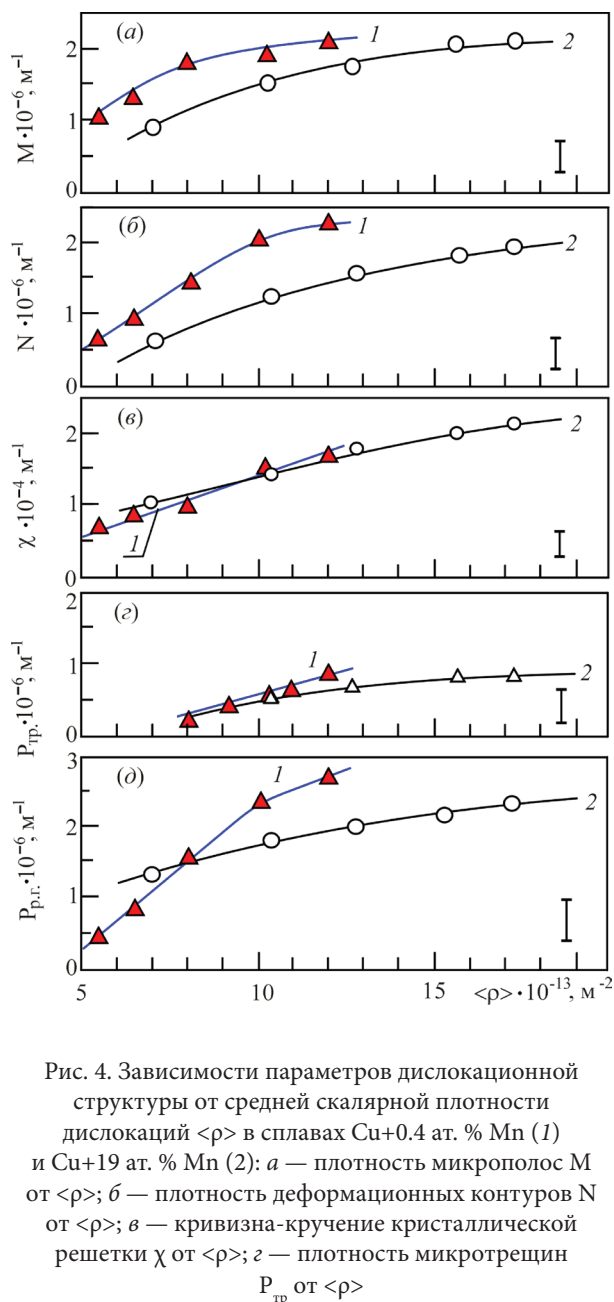


Рис. 4. Зависимости параметров дислокационной структуры от средней скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$ в сплавах Cu+0.4 ат. % Mn (1) и Cu+19 ат. % Mn (2): а — плотность микрополос M от $\langle \rho \rangle$; б — плотность деформационных контуров N от $\langle \rho \rangle$; в — кривизна-кручение кристаллической решетки χ от $\langle \rho \rangle$; г — плотность микротрещин $P_{\text{тр.}}$ от $\langle \rho \rangle$; д — плотность оборванных субграниц $P_{\text{р.л.}}$ от $\langle \rho \rangle$

Известно, что с ростом степени пластической деформации происходит увеличение значений средней скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$, плотности оборванных субграниц ($P_{\text{р.л.}}$), плотности микрополос (M) и плотности микротрещин ($P_{\text{тр.}}$) [9, 11, 12, 14, 20, 21]. Повышенные значения величин, например, таких как плотность микрополос, плотность микротрещин и величина кривизны-кручения, в результате допускают в дальнейшем разрушение образца. Выявлено, что разрушение образца в сплавах с добавками Mn от 0.4 до 6 ат. % наступает при достижении степени деформации $\epsilon_{\text{ист}} = 0.60$ и происходит в основном по границам зерен и границам разориентированных ячеек или микрополос. В сплавах в интерва-

ле концентраций 10–25 ат. % Mn материал начинает разрушаться после деформации $\epsilon_{\text{ист}} = 0.80$, и разрушение образца происходит как по границам зерен, так и по границам микрополосовой ДСС.

Выводы

При пластической деформации сплавов Cu-Mn установлена последовательность эволюции дислокационных субструктур в сплавах Cu-Mn: хаотическое распределение дислокаций $\rightarrow$ неразориентированная ячейчатая ДСС $\rightarrow$ разориентированная ячейчатая ДСС $\rightarrow$ микрополосовая ДСС. Причем в высоколегированных сплавах формируется промежуточная разориентированная ячейчисто-сетчатая структура.

Границы зерен определены как ключевой фактор, инициирующий деформацию и разрушение. Экспериментально подтверждено, что границы зерен служат первичными источниками генерации дислокаций при напряжениях ниже предела текучести. Именно вблизи границ зерен, их стыков и уступов зарождаются будущие субструктуры и концентрируются внутренние напряжения, что в итоге предопределяет возможные пути разрушения (по границам зерен или по границам микрополос).

Показано, что параметр кривизны-кручения решетки (χ), отражающий изгибно-крутильную деформацию кристаллической решетки, характеризует накопление внутренних напряжений. При этом численные значения χ возрастают с деформацией и концентрацией атомов Mn и напрямую связаны с плотностью дислокаций.

Выявлены два различных механизма формирования финальной микрополосовой субструктуры. В высоколегированных сплавах действует другой механизм деформации, который заключается в накручивании дислокаций вокруг протяженных дислокационных образований и формировании барьеров, что указывает на смену доминирующих механизмов пластической деформации с ростом концентрации Mn.

Микрополосовая субструктура идентифицирована как непосредственный предшественник разрушения. Экспериментально установлено, что именно стадия развития микрополосовой ДСС является финальной перед образованием микротрещин. Разрушение происходит либо по границам этих микрополос, либо по границам зерен, где они зарождаются, что позволяет использовать параметры микрополос (плотность, ширина, разориентация) ключевыми для предсказания приближающегося разрушения.

Установлены критические деформации, зависящие от состава, параметры разрушения и определены пороговые степени деформации, при которых накопление дефектов приводит к разрушению. Для слаболегированных сплавов (0.2–6 ат. % Mn) критическое

значение $\varepsilon_{ист} = 0.60$. Для концентрированных сплавов (10–25 ат. % Mn) критическое значение $\varepsilon_{ист} = 0.80$. Это демонстрирует ситуацию, что легирование Mn не только изменяет механизмы деформации на микроуровне, но и существенно повышает макроскопическую пластичность и сопротивление разрушению.

На основе полученных данных выявлена роль внутренних полей напряжений, их экранирования и показано, что локальные источники напряжений (стыки зерен, микротрещины, уступы) создают далекодействующие поля напряжений кривизны-кручения. Эти внутренние поля напряжений экранируются (ос-

лабляются) облаками подвижных дислокаций, что является важным механизмом релаксации напряжений. Нарушение этого баланса (накопление избыточных, неподвижных дислокаций) ведет к катастрофической локализации деформации и разрушению.

Заявление наблюдательного совета учреждения: разрешено.

Конфликт интересов: авторы заявляют, что у них нет известных конкурирующих финансовых интересов или личных отношений, которые могли повлиять на работу, описанную в этой статье.

Библиографический список

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В., Моисеенко Д.Д. Природа локализации пластической деформации твердых тел // ЖТФ. 2007. Т. 77. Вып. 8. С. 62–70.
2. Панин В.Е., Панин А.В., Почивалов Ю.И. и др. Масштабная инвариантность структурных трансформаций при пластической деформации наноструктурных твердых тел // Физическая мезомеханика. 2017. Т. 20. № 1. С. 57–71.
3. Тюменцев А.И., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.Л. и др. Особенности микроструктуры и механизмы формирования субмикроструктурной меди, полученной методами интенсивной пластической деформации // ФММ. 2003. Т. 96. № 4. С. 33–43.
4. Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д. и др. Электронно-микроскопическое исследование границ зерен в ультрамелкозернистом никеле, полученном интенсивной пластической деформацией // ФММ. 1998. Т. 86. № 6. С. 110–120.
5. Дитенберг И.А., Тюменцев А.И., Гриняев К.В. и др. Эволюция дефектной субструктуры при больших пластических деформациях сплава V-4Ti-4Cr // ЖТФ. 2011. Т. 81. № 6. С. 68–74.
6. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Шуба Я.В. Микроструктура сплава Mo — 47 % Re — 0.4 % Zr после прокатки при комнатной температуре. II. Особенности механического двойникования и формирования большеугловых границ микрополос // Изв. вузов. Физика. 2010. № 8. С. 38–46.
7. Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Потекаев А.И. и др. Пластическая деформация и ее влияние на накопление средней скалярной плотности дислокаций и ее компонент ρ_s и ρ_c в сплавах Cu-Mn // Известия Алтайского государственного университета. 2023. Т. 129. № 1. С. 60–67. [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2023\)1-09](https://doi.org/10.14258/izvasu(2023)1-09)
8. Литовченко И.Ю., Тюменцев А.И., Шевченко И.В., Корзников А.В. Эволюция структурно-фазовых состояний при больших пластических деформациях аустенитной стали 17Cr-14Ni-2Mo // ФММ. 2011. Т. 112. № 4. С. 436–448.
9. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И., Валитов В.А. Деформационное наноструктурирование металлов и сплавов. СПб.: Научные технологии, 2020. 185 с.
10. Малыгин Г.А. Механизм снижения прочности субмикроразмерных образцов ГЦК-металлов с нанокристаллической структурой // Физика твердого тела. 2017. Т. 59. Вып. 2. С. 312–318.
11. Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Черкасова Т.В. и др. «Фазовые» превращения при эволюции дислокационных субструктур при деформации в сплавах Cu-Al и Cu-Mn // Известия Алтайского государственного университета. Физика. 2025. Т. 144. № 4. С. 4–57. [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2025\)4-06](https://doi.org/10.14258/izvasu(2025)4-06)
12. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения / под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: Наука. Сибирское отделение, 1990. С. 123–186.
13. Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Черкасова Т.В. и др. Вклады в напряжение течения в малолегированных сплавах медь-марганец с ячеистой субструктурой // Известия Алтайского государственного университета. 2024. Т. 135. № 1. С. 67–75. [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2024\)1-09](https://doi.org/10.14258/izvasu(2024)1-09)
14. Панин В.Е., Моисеенко М.Д., Макаров И.В., Панин С.Б. Эффекты пластической дисторсии в зоне кривизны кристаллической решетки в вершине трещины // Физическая мезомеханика. 2017. Т. 20. № 3. С. 40–50.
15. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
16. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
17. Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Старенченко В.А. Моделирование высокотемпературной суперлокализации пластической деформации в монокристаллах сплавов со сверхструктурой $L1_2$ // Физика металлов и материаловедение. 2015. Т. 116. № 1. С. 12–20.
18. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Кулаева Н.А. и др. Влияние типа фазовой границы на деформационное упрочнение и эволюцию дефектной подсистемы гетерофазных сплавов с ГЦК-матрицей, упрочненных микро- и наночастицами // Известия ВУЗов. Физика. 2014. Т. 57. № 2. С. 21–29.
19. Котельникова Н.В., Волегов П.С. Описание упрочнения при неупругом деформировании монокристаллов

с учетом барьеров Ломера-Коттрелла // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1070–1073.

20. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Дислокационные и диффузионные механизмы деформации материалов с ультрамелким зерном и роль свободного объема // Известия РАН. Серия физическая. 2009. Т. 73. № 9. С. 1295–1301.

21. Малыгин Г.А. Механизм деформационного упрочнения и образования дислокационных структур в металлах при больших пластических деформациях // Физика твердого тела. 2006. Т. 48. № 4. С. 651–657.

22. Малыгин Г.А. Механизм деформационного упрочнения и формирования субмикронных дислокационных структур в металлах при больших пластических деформациях // Вопросы материаловедения. 2007. Т. 52. № 4. С. 260–268.

23. Stricker M., Weygand D. A Model for Physical Dislocation Transmission Through Grain Boundaries and its Implementation in a Discrete Dislocation Dynamics Tool // Journal of Materials Science: Materials Theory. 2024. Vol. 8. № 12. P. 31–16. <https://doi.org/10.1186/s41313-024-00065-7>

24. Овидько И.А. Теории роста зерен и методы его подавления в нанокристаллических и поликристаллических материалах // Materials Physics and Mechanics 2009. Т. 8. С. 174–199.

25. Petch N.J. The Cleavage Strength of Polycrystals // Journal of the Iron and Steel Institute. 1953. Vol. 174. P. 25–28.

26. Конева Н.А. Черкасова Т.В., Тришкина Л.И. и др. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры // Электронно-микроскопические методы измерения их параметров. Новокузнецк: СибГИУ, 2019. 136 с.

27. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия. 1970. 376 с.

References

1. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Moiseenko D.D. On the Nature of Plastic Strain Localization in Solids. *Technical Physics*. 2007. Vol. 77. № 8. P. 62–70. (In Russ.).

2. Panin V.E., Panin A.V., Pochivalov Yu.I., et al. Scale Invariance of Structural Transformations in Plastically Deformed Nanostructured Solids. *Physical Mesomechanics*. 2017. Vol. 20. № 1. P. 57–71. (In Russ.).

3. Tyumentsev A.I., Ditenberg I.A., Pinzhin Yu.L., et al. Microstructure Features and Mechanisms of Formation of Submicrocrystalline Copper Using Methods of Severe Plastic Deformation. *Physics of Metals and Metallography*. 2003. Vol. 96. No 4. P. 33–43. (In Russ.).

4. Tyumentsev A.N., Pinzhin Yu.P., Korotaev A.D., et al. Electron Microscopic Study of Grain Boundaries in Ultrafine-grained Nickel Produced by Severe Plastic Deformation. *Physics of Metals and Metallography*. 1998. Vol. 86. No 6. P. 110–120. (In Russ.).

5. Ditenberg I.A., Tyumentsev A.I., Grinyaev K.V., et al. Evolution of the Defect Substructure in V-4Ti-4Cr Alloy under Severe Plastic Deformation. *Journal of Technical Physics*. 2011. Vol. 81. No 6. P. 68–74. (In Russ.).

6. Ditenberg I.A., Tyumentsev A.N., Shuba Ya.V. Microstructure of the Mo — 47 % Re — 0.4 % Zr Alloy after Rolling at Room Temperature. II. Features of Mechanical Twinning and Formation of High-angle Boundaries of Microbands. *Izvestiya Vuzov. Fizika*. 2010. No 8. P. 38–46. (In Russ.).

7. Trishkina L.I., Klopotov A.A., Potekaev A.I., et al. Influence of Plastic Deformation on the Accumulation of the Average Scalar Dislocation Density and Its Components ρ_S and ρ_G in Cu-Mn Alloys. *Izvestiya of Altai State University*. 2023. Vol. 129 No 1. P. 60–67. (In Russ.). [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2023\)1-09](https://doi.org/10.14258/izvasu(2023)1-09)

8. Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.I., Shevchenko I.V., Korznikov A.V. Evolution of Structural and Phase States at Large Plastic Deformations of an Austenitic Steel 17Cr–14Ni–2Mo. *Physics of Metals and Metallography*. 2011. Vol. 112. No 4. P. 436–448. (In Russ.).

9. Utyashev F.Z., Raab G.I., Valitov V.A. *Deformation Nanostructuring of Metals and Alloys*. St. Petersburg: Science-Intensive Technologies, 2020. 185 p. (In Russ.).

10. Malygin G.A. Mechanism of Decrease in the Strength of Submicron-Sized Specimens of FCC Metals with a Nanocrystalline Structure. *Solid State Physics*. 2017. Vol. 59. Issue 2. P. 312–318. (In Russ.).

11. Trishkina L.I., Klopotov A.A., Cherkasova T.V., et al. “Phase” Transformations During Evolution of Dislocation Substructures in Cu-Al and Cu-Mn Alloys under Deformation. *Izvestiya of Altai State University*. 2025. Vol. 144. No 4. P. 46–57. (In Russ.). [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2025\)4-06](https://doi.org/10.14258/izvasu(2025)4-06)

12. Koneva N.A., Kozlov E.V. Physical Nature of the Stages of Plastic Deformation. *Structural Levels of Plastic Deformation and Fracture*. Ed. V.E. Panin. Novosibirsk: Science. Siberian Branch, 1990. P. 123–186. (In Russ.).

13. Trishkina L.I., Klopotov A.A., Cherkasova T.V., Potekaev A.I., Borodin V.I. Alloys with a Cellular Dislocation Substructure: Hardening Mechanisms and Their Contributions to Flow Stresses. *Izvestiya of Altai State University*. 2024. Vol. 135. No 1. P. 67–75. (In Russ.). [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2024\)1-09](https://doi.org/10.14258/izvasu(2024)1-09)

14. Panin B.E., Moiseenko M.D., Makatov I.V., Panin S.B. Effects of Plastic Distortion in the Lattice Curvature Zone of a Crack Tip. *Physical Mesomechanics*. 2017. Vol. 20. No 3. P. 40–50. (In Russ.).

15. Rybin V.V. *Large Plastic Deformations and Fracture of Metals* M.: Metallurgy, 1986. 224 p. (In Russ.).

16. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Nanostructured Materials Produced by Severe Plastic Deformation*. M.: Logos, 2000. 272 p. (In Russ.).

17. Solovieva Yu.V., Fakhruddinova Ya.D., Starenchenko V.A. Simulation of High-Temperature Superlocalization of Plastic Deformation in Single-Crystals of Alloys with an L12 Superstructure. *Physics of Metals and Metallography*. 2015. Vol. 116. No 1. P. 12–20. (In Russ.).

18. Daneiko O.I., Kovalevskaya T.A., Kulaeva N.A., et al. Effect of the Phase Boundary Type on Strain Hardening and Evolution of the Defect Subsystem of Heterogeneous Alloys with an FCC Matrix Strengthened with Micro- and Nanoparticles. *Izvestiya Vuzov. Fizika*. 2014. Vol. 57. No 2. P. 21–29. (In Russ.).
19. Kotelnikova N.V., Volegov P.S. Description of Hardening during Inelastic Deformation of Single Crystals Taking into Account Lomer-Cottrell Barriers. *Tambov University Reports. Series: Natural and Technical Sciences*. 2016. Vol. 21. No 3. P. 1070–1073. (In Russ.).
20. Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A. Dislocation and Diffusion Deformation Mechanisms in Ultrafine Grained Materials and Free Volume Role. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2009. Vol. 73. No 9. P. 1295–1301. (In Russ.).
21. Malygin G.A. Mechanism of Strain Hardening and Formation of Dislocation Structures in Metals under Large Plastic Deformations. *Physics of the Solid State*. 2006. Vol. 48. No 4. P. 651–657. (In Russ.).
22. Malygin G.A. Mechanism of Strain Hardening and Formation of Submicron Dislocation Structures in Metals under Large Plastic Deformations. *Voprosy Materialovedenia*. 2007. T. 52. No 4. P. 260–268. (In Russ.).
23. Stricker M., Weygand D. A Model for Physical Dislocation Transmission through Grain Boundaries and its Implementation in a Discrete Dislocation Dynamics Tool. *Journal of Materials Science: Materials Theory*. 2024. Vol. 8. No 12. P. 1–16. <https://doi.org/10.1186/s41313-024-00065-7>
24. Ovid'ko I.A. Theories of Grain Growth and Methods of its Suppression in Nanocrystalline and Polycrystalline Materials. *Materials Physics and Mechanics*. 2009. Vol. 8. P. 174–199. (In Russ.).
25. Petch N.J. The Cleavage Strength of Polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1953. Vol. 174. P. 25–28.
26. Koneva N.A., Cherkasova T.V., Trishkina L.I., et al. Dislocation Structure and Dislocation Substructures. *Electron Microscopic Methods for Measuring their Parameters*. Novokuznetsk: SibGIU, 2019. 136 p. (In Russ.).
27. Saltykov S.A. Steriometric Metallography. M.: Metallurgy, 1970. 376 p. (In Russ.).

Информация об авторах

Л.И. Тришкина, доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики, химии и теоретической механики, Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия;

А.А. Клопотов, доктор физико-математических наук, профессор кафедры прикладной механики и материаловедения, Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия;

Т.В. Черкасова, кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики, химии и теоретической механики, Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия; Национальный исследовательский Томский государственный политехнический университет, Томск, Россия;

А.И. Потеев, доктор физико-математических наук, профессор кафедры общей и экспериментальной физики, Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия; ведущий научный сотрудник, Томский научный центр СО РАН, Томск, Россия;

В.Д. Клопотов, кандидат технических наук, доцент кафедры высшей математики, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия.

Information about the authors

L.I. Trishkina, Doctor of Sciences in Physics and Mathematics, Professor of the Department of Physics, Chemistry and Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia;

A.A. Klopotov, Doctor of Sciences in Physics and Mathematics, Professor of the Department of Applied Mechanics and Materials Sciences, Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia;

T.V. Cherkasova, Candidate of Sciences in Physics and Mathematics, Associate Professor of the Department of Physics, Chemistry and Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia; National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia;

A.I. Poteev, Doctor of Sciences in Physics and Mathematics, Professor of the Department of General and Experimental Physics, National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia; Leading Researcher, Tomsk Scientific Center SB RAS, Tomsk, Russia;

V.D. Klopotov, Candidate of Sciences in Technology, Associate Professor of the Department of Higher Mathematics, National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia.