

Известия Алтайского государственного университета. 2024. № 1 (135). С. 67–75.

Izvestiya of Altai State University. 2024. No 1 (135). P. 67–75.

Научная статья

УДК 539.373:669.35:539.214

DOI: 10.14258/izvasu(2024)1-09

Вклады в напряжение течения в малолегированных сплавах медь-марганец с ячеистой субструктурой

*Людмила Ильинична Тришкина¹, Анатолий Анатольевич Клопотов²,
Татьяна Викторовна Черкасова³, Александр Иванович Потехаев⁴,
Владислав Иванович Бородин⁵*

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 государственный университет, Томск, Россия, v.borodin@gtt.gazprom.ru

Original article

Alloys with a Cellular Dislocation Substructure: Hardening Mechanisms and Their Contributions to Flow Stresses

*Lyudmila I. Trishkina¹, Anatoly A. Klopotov², Tatiana V. Cherkasova³,
Alexander I. Potekaev⁴, Vladislav I. Borodin⁵*

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 SB RAS, Tomsk, Russia, potekaev@spti.tsu.ru

⁵National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia, v.borodin@gtt.gazprom.ru

Проведено исследование малолегированных сплавов Cu-Mn, в которых формируется ячеистая дислокационная субструктура при деформации. Оценены вклады в напряжение, которое обусловлено дислокационным ансамблем от ячеистой дислокационной субструктуры, и определены относительные роли различных механизмов в формировании сопротивления деформированию. На основе анализа электронно-микроскопических картин, полученных из тонких фольг в продеформированных малолегированных сплавах на основе Cu-Mn, оценены вклады от различных параметров дислокационной субструктуры,

The study covers dilute Cu-Mn alloys with a cellular dislocation substructure formed during deformation. The contribution to the flow stress caused by the cellular dislocation substructure is evaluated, and relative roles of various deformation resistance mechanisms are determined. The analysis of electron microscopic images of thin foils of deformed low-alloy Cu-Mn alloys shows the contribution of various dislocation substructure parameters. Such parameters are the scalar dislocation density, dislocation densities in cell walls, boundaries of disoriented cells, ragged sub-boundaries, boundaries of band and fragmented

таких как скалярная плотность дислокаций, плотности дислокаций в стенках ячеек, границы разориентированных ячеек, оборванные субграницы, границы полосовой и фрагментированной субструктур и границы зерен. Установлено, что вклад разориентировок на границах ячеек возрастает с увеличением плотности разориентированных границ ячеек и угла разориентировки. Рост эффективности стенок ячеек как препятствия для скольжения дислокаций связан с появлением разориентировок через границы ячеек и их возрастанием с ростом деформации. Появление разориентировок усиливает эффект барьерного торможения в ячеистой дислокационной субструктуре.

Ключевые слова: сплавы Cu-Mn, твердорастворное упрочнение, дислокационные субструктуры

Финансирование: исследование выполнено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

Для цитирования: Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Черкасова Т.В., Потехаев А.И., Бородин В.И. Вклады в напряжение течения в малолегированных сплавах медь-марганец с ячеистой субструктурой // Известия Алтайского государственного университета. 2024. № 1 (135). С. 67–75. DOI: 10.14258/izvasu(2024)1-09.

Введение

Известно [1–9], что существует четыре основных типа упрочнения металлических материалов: структурное, твердорастворное, многофазное и поликристаллическое. Естественно, что каждое из них имеет свои особенности. Структурное упрочнение реализуется линейными, точечными и плоскими дефектами, а твердорастворное обеспечивают атомы замещения и внедрения, структурные вакансии, ближний и дальний атомный порядок. Многофазное упрочнение связано с карбидами в сталях, распадом твердого раствора, эвтектиками, композитами и т.п. Поликристаллическое упрочнение обусловлено наличием границ зерен в металлах и сплавах.

Для сплавов с ячеистой дислокационной субструктурой наиболее важным из основных типов является структурное упрочнение. В случае таких сплавов сопротивление деформированию σ_{cc} со стороны дислокационного ансамбля пропорционально корню квадратному из плотности дислокаций $\rho_{1/2}$ [1, 9]. Ранее были выделены [1, 9] два вклада в сопротивление деформированию: контактный σ_k и близкодействующий упругий σ_y , который связан с напряжением от отдельных дислокаций, их групп и обратными внутренними напряжениями. В этом случае напряжение, которое обусловлено дислокационным ансамблем σ_{cc} , можно определить как $\sigma_{cc} = \sigma_k + \sigma_y$. В свою очередь, контактное напряжение σ_k состоит из целого ряда вкладов, обусловленных пересечением дислокаций, волочени-

ем порогов, генерацией точечных дефектов, созданием и разрывом дислокационных реакций, преодолением дислокационных барьеров Ломера-Коттрелла, Хирта [3] и т.п. Упругий вклад σ_y обусловлен прежде всего близкодействующим упругим взаимодействием дислокаций, причем этот вклад термоактивируемый [10–12].

Keywords: Cu-Mn alloys, deformation, solid solution hardening, dislocation substructures

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 (project No FEMN-2023-0003).

For citation: Trishkina L.I., Klopotov A.A., Cherkasova T.V., Potekhaev 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. No 1 (135). P. 67-75. (In Russ.). DOI: 10.14258/izvasu(2024)1-09.

Вторым по значимости для сплавов с ячеистой дислокационной субструктурой является твердорастворное упрочнение [13, 14]. Оно может реализоваться несколькими способами. Два из них обусловлены статическими искажениями решетки и их размерным эффектом. Они имеют место в твердых растворах замещения при разных размерах атомов или в твердых растворах внедрения, содержащих углерод, азот и тому подобные элементы внедрения.

Для чистых металлов [1, 9–15], которые не имеют примесей, а также твердых растворов напряжение течения σ может быть представлено в виде [1]:

$$\sigma = \sigma_f + \sigma_{cc}, \quad (1)$$

где σ_f — твердорастворный вклад в напряжение течения зависит от концентрации легирующего элемента, σ_{cc} — вклад, который дает дислокационная субструктура. Очевидно, что в процессе деформации происходит эволюция дислокационной субструктуры (ДСС) и как следствие появляется этот вклад.

Цель настоящего исследования заключается в установлении типов дислокационной субструктуры и в измерении их параметров в сплавах на основе Cu-Mn в зависимости от степени деформации, а также в определении вкладов в напряжение течения от разных типов разориентированных дислокационных субструктур.

Материалы и методика

Сплавы Cu-0.4; 2; 4 и 6 ат. % Mn изготовили в печи посредством выплавки, используя газ аргон. Полученные при выплавке слитки утоняли путем прокатки до толщины 0.5 мм. Изучались сплавы с размером зерен: 20, 40, 60, 120 и 240 мкм. Образцы подвергались деформации растяжением при комнатной температуре.

Для просмотра в электронном микроскопе готовили фольги. Образцы утонялись механически, а затем химически. Приготовление фольги осуществлялось электролитическим способом в специальном электролите. Фольги просматривались с использованием электронного микроскопа ЭМВ-100 К. Эти микроскопы были снабжены гониометром, который позволял наклонять образец относительно пуч-

ка электронов в электронном микроскопе. Это дало возможность провести достаточно полное изучение определенного места в образце. Для более точного выявления картины участка образца увеличение в микроскопе составляло 40000. По полученным микроснимкам проводился сначала качественный анализ дислокационной субструктуры, а затем по тем же микроснимкам измерялись разные параметры дислокационной субструктуры. В работе был проведен анализ вкладов разных параметров дислокационной субструктуры (ДСС) в напряжение течения (см. табл.): $\langle \rho \rangle$ — средняя скалярная плотность дислокаций; D — размер дислокационных ячеек; h — ширина стенок ячеек; $\rho_{ст}^{1/2}$ — плотность дислокаций в стенках ячеек; k — степень замкнутости стенок ячеек, которая определялась отношением числа замкнутых ячеек к их общему числу; M — плотность оборванных субграниц; $P_{р.гр.}$ — плотность разориентированных границ ячеек; $P_{р.гр.м.}$ — плотность разориентированных микрополос; φ — угол разориентировки между соседними ячейками, величина которого определялась в колонне электронного микроскопа при повороте гониометра. Методика измерения разных параметров, которая была применена в работе, описана в [16, 17].

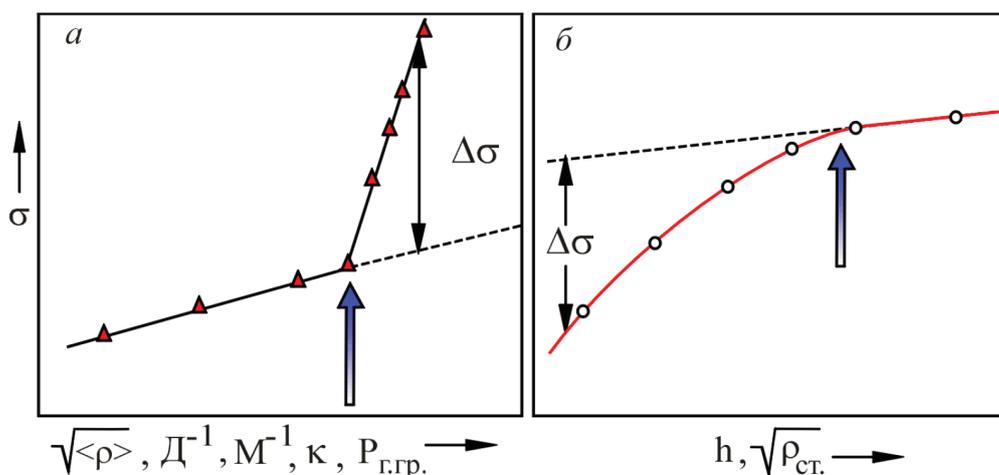


Рис. 1. Схемы определения вкладов в напряжение течения от разных параметров ДСС

На рисунке 1 приведены схемы, на основании которых были определены выше перечисленные вклады ($\Delta\sigma_i$) различных параметров дислокационной структуры в напряжение течения.

В таблице перечислены зависимости напряжения течения от разных параметров ДСС. Приведены интервалы значений в напряжение течения от этих параметров. Влияние эволюции дислокационной субструктуры на изменение σ_{cc} в металлических материалах может быть представлено в виде суперпозиции вкладов от отдельных параметров ДСС (будем

представлять их как i -ые параметры ДСС) рассчитывается соответственно в виде суммы

$$\sigma_{cc} = \sum_{i=1}^{n=8} \eta_i \Delta\sigma_i, \tag{2}$$

где η_i — безразмерный коэффициент, который меняется в пределах 0.05–1.0 и зависит от плотности i -го параметра в ДСС; $\Delta\sigma_i$ — вклады, создаваемые i -ми параметрами в ДСС (см. табл.).

Вклады отдельных напряжений от различных параметров ДСС

№	Дополнительные вклады	Зависимости напряжения течения от параметров ДСС	Интервалы численных значений D	Рисунки, на основе которых определены вклады D
1	$\Delta\sigma_1$	$\sigma=f(\langle\rho\rangle^{1/2})$	50–300	Рис. 2
2	$\Delta\sigma_2$	$\sigma=f(D^{-1})$	200–400	Рис. 3
3	$\Delta\sigma_3$	$\sigma=f(h)$	100–300	Рис. 4
4	$\Delta\sigma_4$	$\sigma=f(\rho_{\text{ср}}^{1/2})$	100–500	Рис. 6
5	$\Delta\sigma_5$	$\sigma=f(k)$	50–300	Рис. 7
6	$\Delta\sigma_6$	$\sigma=f(P_{\text{пр}})$	50–300	Рис. 8
7	$\Delta\sigma_7$	$\sigma=f(P_{\text{пр,м}})$	100–500	Рис. 9
8	$\Delta\sigma_8$	$\sigma=f(M^{-1})$	100–600	Рис. 11

Результаты и обсуждение

Для определения величины вклада в напряжение течения, который вносит дислокационная субструктура, были построены зависимости «напряжения течения от корня квадратного из средней скалярной плотности дислокаций», они представлены на рисунке 2. Из рисунка видно, что данные зависимости не являются линейными. Отклонение от линейности обусловлено появлением в структуре разориентировок. Дополнительный вклад $\Delta\sigma_1$ в напряжение течения от дислокационной структуры может быть оценен как разность экстраполированного линейного участка и соответствующих ветвей зависимости $\sigma=f(\langle\rho\rangle^{1/2})$.

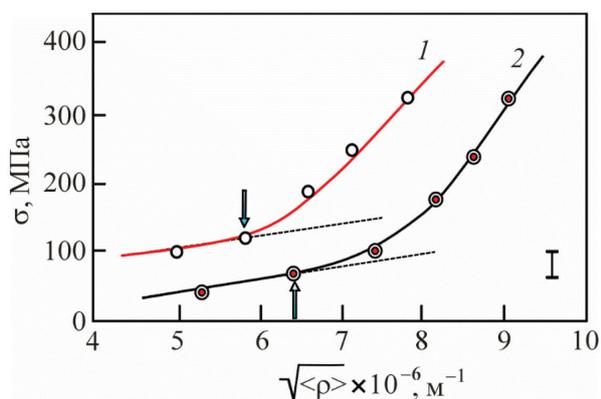


Рис. 2. Зависимости напряжения течения σ от корня квадратного из средней скалярной плотности дислокаций $\langle\rho\rangle^{1/2}$ в медно-марганцевых сплавах: 1 — Cu+0.4 ат. % Mn; 2 — Cu+6 ат. % Mn. Размер зерна $d=60$ мкм. Вертикальными стрелками показано начало отклонения от линейных зависимостей

Из рисунка 2 можно увидеть, как путем экстраполяции прямолинейных участков были определены величины вклада $\Delta\sigma_1$, обусловленная разориентировками, которые формируются при повышенных степенях деформации.

На рисунке 3 показана взаимосвязь между напряжением течения σ и обратной величиной расстояний между стенками ячеек (D^{-1}). На примере, приведенном на рисунке 3, достаточно хорошо проявляется методика определения вклада от обратного значения размера

ячеек во всех исследованных сплавах с размером зерна 60 мкм. Для определения вклада $\Delta\sigma_2$ продлим прямолинейные участки на графиках зависимостей $\sigma=f(D^{-1})$, а затем между продленным первым участком и точкой поворота кривой определяем текущие значения вклада $\Delta\sigma_2$ в зависимости от значений D^{-1} . Полученная таким образом величина вклада $\Delta\sigma_2$ характеризует вклад, который дают разориентированные границы ячеек. Стенки ячеек играют важную роль в сопротивлении деформированию, так как они являются барьерами на пути движения дислокаций.

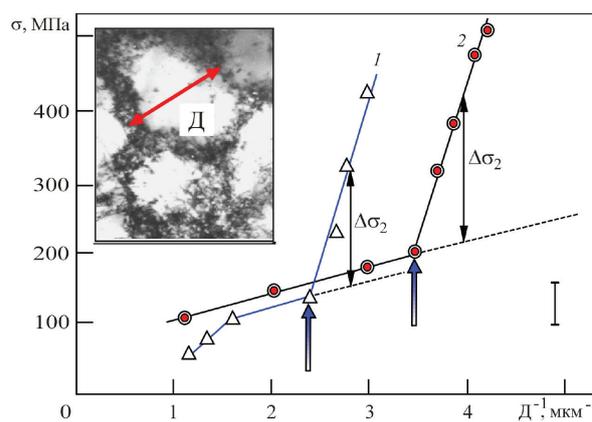


Рис. 3. Взаимосвязь между напряжением течения σ от D^{-1} , где D — размер ячеек в сплавах: 1 — Cu+0.4 ат. % Mn; 2 — Cu+6 ат. % Mn. Стрелками указано начало разориентировок на границах ячеек; $\Delta\sigma_2$ — вклад в $\sigma_{\text{ср}}$, обусловленный появлением разориентировок в дислокационной субструктуре

Вклады в $\Delta\sigma_3$ вносит разориентированная микрополосовая, которая формируется из разориентированных границ ячеек. Этот вклад был определен из зависимости напряжения течения от размера ширины стенок ячеек в исследованных сплавах при разных размерах зерен, результаты представлены на рисунке 4. Следует отметить, что при повышенных степенях деформации в сплавах Cu-Mn наблюдается микрополосовая дислокационная субструктура. В то же время вклады $\Delta\sigma_2$ зависят от угла разориентировки на границах ячеек и микрополос.

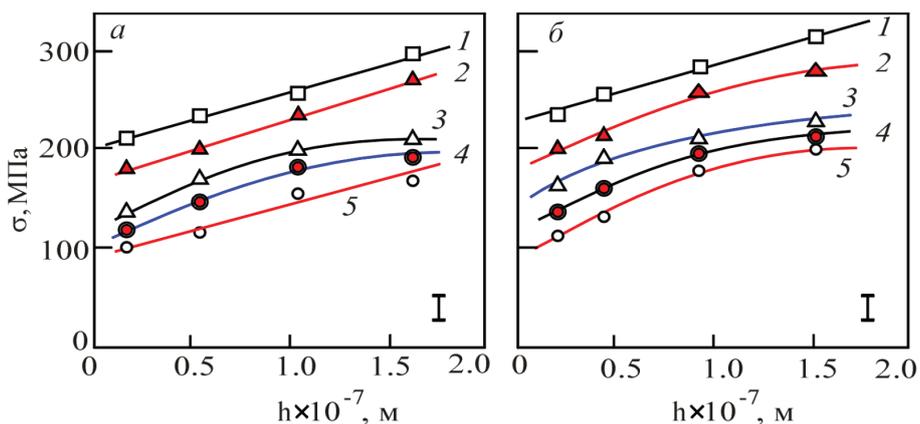


Рис. 4. Зависимости напряжения течения от размера ширины стенок ячеек в исследованных при разных размерах зерен в сплавах: а — Cu+0.4 ат. % Mn; б — Cu+6 ат. % Mn. Размер зерен: 1 — d=20 мкм; 2 — d=40 мкм; 3 — d=60 мкм; 4 — d=120 мкм; 5 — d=240 мкм

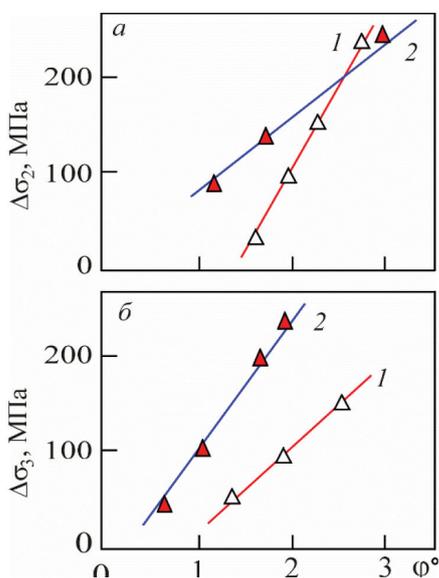


Рис. 5. Зависимости вклада $\Delta\sigma_2$ от угла разориентировки на границах ячеек (а) и взаимосвязь вклада $\Delta\sigma_3$, обусловленного разориентировками в микрополосовой субструктуре с углом разориентировки в этой ДСС (б). Сплавы: 1 — Cu+0.4 ат. % Mn; 2 — Cu+6 ат. % Mn

На рисунке 5 приведены зависимости величины вкладов $\Delta\sigma_2$ и $\Delta\sigma_3$ от угла разориентировки на границах ячеек и микрополос, которые, в свою очередь, были определены из зависимостей $\sigma=f(D^{-1})$ и $\sigma=f(h)$ соответственно. Наблюдается прямолинейная зависимость между этими параметрами. Это говорит о том, что скольжение дислокаций проходит через стенки ячеек. Разориентировки между соседними ячейками возникают при небольших степенях деформации, а при повышенных степенях деформации наблюдаются разориентировки уже между группами, которые состоят из нескольких ячеек.

Несложно видеть, что с ростом угла разориентировки вклад $\Delta\sigma_2$ в напряжение σ_{cc} линейно возрастает. Вклад разориентировок на границах ячеек в напряжение возрастает с увеличением плотности разориентированных границ ячеек и угла разориентировки (рис. 5а). Выявлено, что разориентированные границы разного происхождения, такие как микрополосы, также дают такого же порядка вклад $\Delta\sigma_3$ в напряжение σ_{cc} (рис. 5б). В разориентированных субструктурах возникает дополнительное торможение скольжения по сравнению с неразориентированными субструктурами.

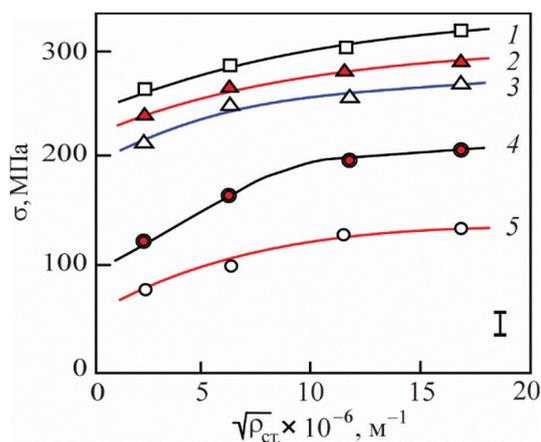


Рис. 6. Зависимости напряжения течения от корня квадратного из плотности дислокаций в стенках ячеек $\sqrt{\rho_{ст}}$, измеренных при разных размерах зерен: 1 — d=20 мкм; 2 — d=40 мкм; 3 — d=60 мкм; 4 — d=120 мкм; 5 — d=240 мкм. Сплав Cu+6 ат. % Mn

Плотность дислокаций в стенках ячеек несколько выше по значению средней скалярной плотности дислокаций. Следовательно, можно предположить, что вклад в напряжение течения от стенок ячеек будет

больше. Для того чтобы определить вклад в напряжение σ_{cc} от стенок ячеек $\Delta\sigma_2$, была получена функциональная зависимость $\sigma=f(\rho_{cr}^{1/2})$ — напряжение течения от корня квадратного из плотности дислокаций в стенках ячеек. На рисунке 6 приведены зависимости напряжения течения от корня квадратного из плотности дислокаций в стенках ячеек ρ_{cr} , измеренных при разных размерах зерен.

Рост эффективности стенок ячеек как препятствия для скольжения дислокаций связан с появлением разориентировок через границы ячеек и их возрастанием с ростом деформации. Появление разориентировок в субструктуре и на границах ячеек приводит к усилению эффекта от барьерного торможения в ячеистой дислокационной субструктуре.

Рассмотрим относительные вклады в упрочнение исследуемых сплавов, обусловленные различными механизмами: дислокационным, упругим (внутренние поля напряжений), контактным, барьерным, поликристаллическим, твердорастворным. Проведем количественную оценку вкладов в напряжение от дислокационной субструктуры σ_{cc} , которые определяются параметрами дефектной дислокационной структурой.

Отдельные дислокации также вносят вклад в сопротивление деформированию во всех исследованных сплавах. Данный вклад определяется на основе классического соотношения [1]:

$$\sigma_{cc} = \alpha \mu b \langle \rho \rangle^{1/2}, \quad (3)$$

где $\langle \rho \rangle$ — средняя скалярная плотность дислокаций, μ — модуль сдвига, который соответствует определенному сплаву, b — вектор Бюргерса и α — постоянная величина. Чтобы определить этот вклад $\Delta\sigma_1$, была построена зависимость $\sigma=f(\langle \rho \rangle^{1/2})$ (см. рис. 2) на основе электронно-микроскопических изображений фольг. По которым определено, что этот вклад может меняться в пределах значений от 50 до 300 МПа в зависимости от степени пластической деформации в исследуемых сплавах (см. табл.). При повышении степени деформации происходит взаимодействие между отдельными дислокациями, в итоге происходит формирование ячеистой субструктуры, и сопротивление сдвигу возрастает. При небольших степенях деформации стенки ячеек не полностью замкнуты, а далее в процессе деформации стенки ячеек замыкаются, и ячеистая субструктура достигает своего совершенства. Для вычисления степени замкнутости стенок ячеек был введен параметр k , который на основе анализа электронно-микроскопических микроснимков определили как отношение числа замкнутых ячеек к их общему числу. В результате были получены зависимости $\sigma=f(k)$ (рис. 7) из которых был определен вклад $\Delta\sigma_5$.

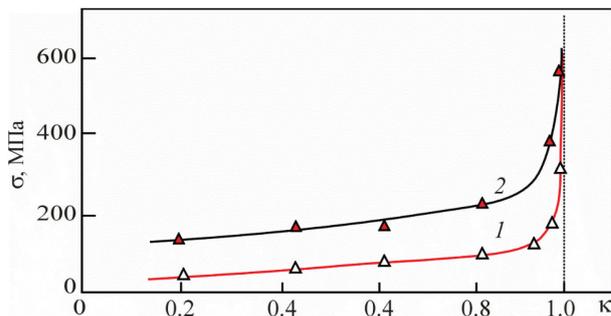


Рис. 7. Зависимости напряжения течения σ от параметра k , характеризующего степень замкнутости ячеек в сплавах: 1 — Cu+0.4 ат. % Mn; 2 — Cu+6 ат. % Mn

Анализ зависимостей, приведенных на рисунке 7, показывает, что при увеличении напряжения в сплавах происходит постепенное замыкание стенок ячеек. При максимальных значениях напряжения ячеистая структура становится совершенной, т.е. практически все стенки ячеек становятся замкнутыми. При достижении совершенства ячеистой субструктуры величина вклада находится в пределах от 50 до 300 МПа, и происходит реализация барьерного механизма упрочнения в исследуемых сплавах.

При этом одновременно рост степени деформации приводит к образованию разориентированных границ ячеек. Это также приводит к формированию разориентировок в субструктуре, т.е. по границам ячеек происходит формирование разориентированной микрополосовой ДСС. При повышенных степенях деформации в субструктуре наблюдаются оборванные субграницы, которые также вносят существенный вклад в напряжение течения. Параметр, который характеризует наличие оборванных субграниц, определяют как плотность разориентированных оборванных субграниц ячеек $P_{p,gr}$ (рис. 8).

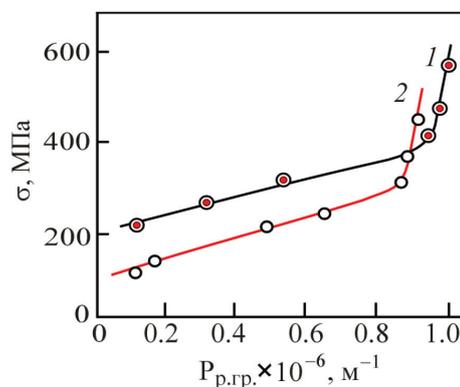


Рис. 8. Зависимости напряжения течения σ от плотности разориентированных оборванных субграниц $P_{p,gr}$ для двух сплавов: 1 — Cu+0.4 ат. % Mn; 2 — Cu+6 ат. % Mn

В результате на основе анализа электронно-микроскопических микроснимков были построены функциональные зависимости $\sigma=f(P_{p,gr})$ напряжения течения от плотности разориентированных границ ячеек ($P_{p,gr}$) (рис. 9). Согласно методике, описанной выше, были определены вклады $\Delta\sigma_6$ и оценены интервалы значений этого вклада от 50 до 300 МПа (см. табл.).

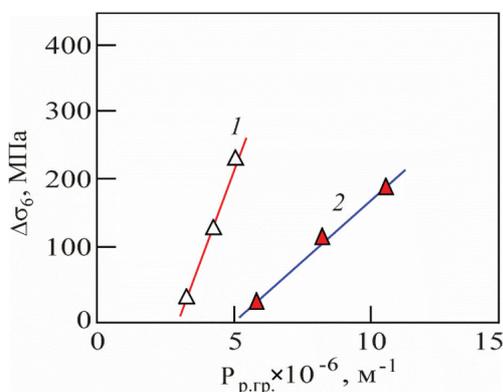


Рис. 9. Влияние вклада $\Delta\sigma_6$ и его зависимость от плотности разориентированных границ ячеек $P_{p,gr}$.
Исследуемые сплавы:
1 — Cu+0.4 ат. % Mn, 2 — Cu+6 ат. % Mn

В исследуемых сплавах кроме разориентированных границ ячеек наблюдается образование микрополосовых разориентированных границ $P_{p,gr,m}$, которые также вносят свой вклад в напряжение σ_{cc} . На рисунке 10 показаны зависимости вклада $\Delta\sigma_7$ от плотности разориентированных микрополосовых границ $P_{p,gr,m}$.

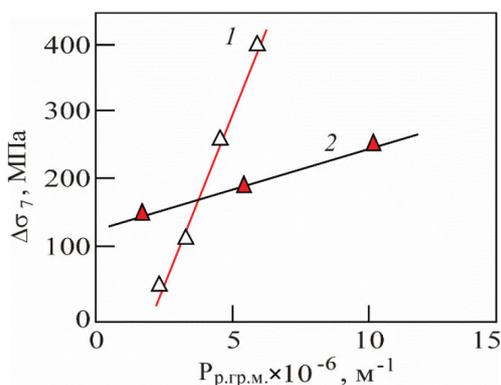


Рис. 10. Сплавы: 1 — Cu+0.4 ат. % Mn, 2 — Cu+6 ат. % Mn и их зависимости вклада $\Delta\sigma_7$ от плотности микрополосовых разориентированных границ $P_{p,gr,m}$.

Вклад от обратной величины оборванных субграниц M был определен из зависимостей, полученных в координатах « σ - M^{-1} » (рис. 11). Этот вклад изменяется от 100 до 600 МПа. Как отмечалось ранее, наиболее существенный вклад в напряжение σ_{cc} вносит размер ячеек D . Из зависимостей $\sigma=f(D^{-1})$

(см. рис. 3) был определен вклад, вносимый размерами ячеек. Его значения находятся в интервале значений 200–400 МПа (см. табл.). Исследуемые сплавы являются поликристаллами, поэтому необходимо учитывать значения вклада, который обусловлен размерным эффектом, т.е. размером зерен поликристалла. Установлено, что величина данного эффекта находится в интервале значений 50–400 МПа.

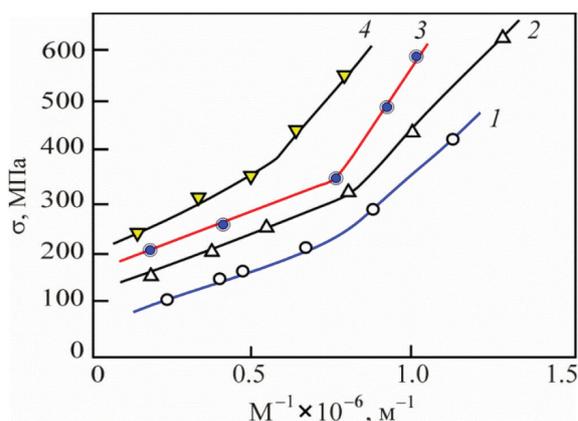


Рис. 11. Зависимости напряжения течения σ от обратного значения плотности оборванных субграниц в сплавах:
1 — Cu+0.4 ат. % Mn, 2 — Cu+2 ат. % Mn,
3 — Cu+4 ат. % Mn, 4 — Cu+6 ат. % Mn

Выводы

Изучено, что при небольших концентрациях второго элемента до 6 ат. % Mn происходит формирование ячеистой субструктуры в интервале деформаций ($\epsilon_{ист}$) от 0.05 до 0.80 при разных размерах зерен. Неразориентированная ячеистая ДСС наблюдается до деформации 0.20, а после деформаций выше значений 0.20 происходит переход в разориентированную ячеистую. На основе экспериментально полученных параметров дислокационной структуры удалось определить значение различных механизмов, которые задействованы при формировании сопротивления деформированию.

Экспериментально установлен факт, что упрочнение может носить многофакторный характер и больший вклад в упрочнение вносят в напряжение σ_{cc} разные дефекты дислокационной субструктуры.

Установлено, что с ростом степени деформации наиболее значительный вклад в упрочнение создают границы разориентированных ячеек, оборванные субграницы и границы зерен. Вклад разориентировок на границах ячеек в напряжение σ_{cc} возрастает и дает существенный вклад в сопротивление деформированию с увеличением плотности этих границ ячеек и угла разориентировки.

Выявлено, что в разориентированных субструктурах возникает дополнительное торможение сколь-

жения дислокаций по сравнению с неразориентированными субструктурами. Стенки ячеек можно рассматривать как препятствие для скольжения дислокаций. Появление разориентировок через границы стенок ячеек связано с повышенной плотностью дислокаций в них, а также их разрастание — с повышением степени деформации, что, в свою очередь, уси-

ливает эффект барьерного торможения в ячеистой дислокационной субструктуре.

В целом в малолегированных сплавах на основе Cu-Mn одновременно могут давать вклады в напряжение σ_{cc} от трех и более разных параметров дислокационной субструктуры.

Библиографический список

1. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Известия вузов. Физика. 1982. № 8. С. 3–14. DOI: 10.1007/BF00895238
2. Зеегер А. Дислокации и механические свойства кристаллов. М.: ИИЛ, 1960. С. 179–289.
3. Фридель Ж. Дислокации. М.: Мир. 1967. 643 с.
4. Коновалова Е.В., Перевалова О.Б., Конева Н.А., Иванов К.В., Козлов Э.В. Исследование зеренной 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. DOI: 10.3103/S1062873814040182
5. Коновалова Е.В., Перевалова О.Б., Конева Н.А., Иванов К.В., Козлов Э.В. Влияние микроискажений и полных среднеквадратичных смещений атомов на параметры двойниковых границ зерен в сплавах на основе меди // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Т. 10. № 2. С. 272–277.
6. 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. Vol. 133. P. 59–64. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2017.02.010
7. 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. Vol. 743. P. 745–754. DOI: 10.1016/j.msea.2018.11.103
8. 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. Vol. 205. P. 116559. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.116559
9. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. Физика субструктурного и зернограничного упрочнения // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11. № 1. С. 40–49.
10. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дислокации в кристаллах. Л.: Наука, Ленинградское отделение. 1986. 223 с.
11. Фрост Т.Дж., Эшби М.Ф. Карты механизмов деформации. Челябинск: Металлургия. 1989. 325 с.
12. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В., Конева Н.А. и др. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением. М.: МИСиС. 2008. 327 с.
13. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения // Известия вузов. Физика. 1991. № 3. С. 56–70. DOI: 10.1007/BF00894926
14. Raj S.V., Pharr R.M. A Compilation and Analysis of Data for the Stress Dependence of the Subgrain Size // Materials Science and Engineering. 1986. Vol. 81. P. 217–237. DOI: 10.1016/0025-5416(86)90265-X
15. Kozlov E.V., Koneva N.A. Internal Fields and Other Contributions to Flow Stress // Materials Science and Engineering. 1997. Vol. A234-236. P. 982–985. DOI: doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00381-X
16. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия. 1970. 376 с.
17. 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.

References

1. Koneva N.A., Kozlov E.V. The Nature of Substructural Hardening. *Soviet Physics Journal*. 1982. No. 8. P. 3–14. DOI: 10.1007/BF00895238 (In Russ.).
2. Seeger A. *Disclinations and Mechanical Properties of Crystals*. Moscow: IIL, 1960. P. 179–289. (In Russ.).
3. Friedel J. *Dislocations*. Moscow: Mir, 1967. 643 p. (In Russ.).
4. Konovalova E.V., Perevalova O.B., Koneva N.A., Ivanov K.V., Kozlov E.V. 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*, 2014, Vol. 78. No 4. P. 253–256. DOI: 10.3103/S1062873814040182 (In Russ.).
5. Konovalova E.V., Perevalova O.B., Koneva N.A., Ivanov K.V., Kozlov E.V. The Influence of Microdistortions and Total Root-Mean-Square Displacements of Atoms on the Parameters of Twin Grain Boundaries in Copper-Based Alloys. *Fundamental Problems of Modern Materials Science*. 2013. Vol. 10. No 2. P. 272–277. (in Russ.)
6. 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. Vol. 133. P. 59–64. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2017.02.010

7. 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. Vol. 743. P. 745–754. DOI: 10.1016/j.msea.2018.11.103
8. 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. Vol. 205. P. 116559. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.116559
9. Koneva N.A., Trishkina L.I., Kozlov E.V. Physics of Substructural and Grain-Boundary Strengthening. *Fundamental Problems of Modern Materials Science*. 2014. Vol. 11. No 1. P. 40–49. (In Russ.)
10. Vladimirov V.I., Romanov A.E. *Disclinations in Crystals*. Leningrad: Nauka, Leningrad Branch, 1986. 223 p. (In Russ.)
11. Frost T.J., Ashby M.F. *Maps of Deformation Mechanisms*. Chelyabinsk: Metallurgy. 1989. 325 p. (In Russ.)
12. Kolobov Yu.R., Kablov E.N., Kozlov E.V., Koneva N.A. et al. *Structure and Properties of Intermetallic Materials with Nanophase Strengthening*. Moscow: MISiS, 2008. 327 p. (In Russ.)
13. Kozlov E.V., Koneva N.A. Regularities of Substructural Hardening. *Soviet Physics Journal*. 1991. Vol. 34. No 3. P. 224–236. DOI: 10.1007/BF00894926 (In Russ.)
14. Raj S.V., Pharr R.M. A Compilation and Analysis of Data for the Stress Dependence of the Subgrain Size. *Materials Science and Engineering*. 1986. Vol. 81. P. 217–237. DOI: 10.1016/0025-5416(86)90265-X
15. Kozlov E.V., Koneva N.A. Internal Fields and Other Contributions to Flow Stress. *Materials Science and Engineering*. 1997. Vol. A234-236. P. 982–985. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00381-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00381-X)
16. Saltykov S.A. *Stereometric Metallography*. Moscow: Metallurgy, 1970. 376 p. (In Russ.)
17. Koneva N.A., Cherkasova T.V., Trishkina, L.I., Popova N.A., Gromov V.E., Aksenova K.V. *Dislocation Structure and Dislocation Substructures. Electron Microscopic Methods for Measuring their Parameters*. Novokuznetsk: SibGIU, 2019. 136 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, старший преподаватель Отделения экспериментальной физики, 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;

В.И. Бородин, инженер-исследователь кафедры общей и экспериментальной физики, Национальный исследовательский Томский государственный 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; Associate Professor of the Department of Experimental Physics, National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia;

A.I. Poteev, Doctor of Sciences in Physics and Mathematics, Professor of National Research Tomsk State University, Department of General and Experimental Physics, Tomsk, Russia;

V.I. Borodin, Research Engineer of the Department of General and Experimental Physics, National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia.