

УДК 534+541.1

## Механизмы твердорастворного упрочнения однофазных сплавов на основе Cu-Al и Cu-Mn с сетчатой дислокационной субструктурой\*

*Л.И. Тришкина<sup>1</sup>, Т.В.Черкасова<sup>1</sup>, А.А. Клопотов<sup>1</sup>, А.И. Потеев<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет (Томск, Россия)

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет (Томск, Россия)

## Mechanisms of Solid-Solution Hardening of Single-Phase Cu-Al and Cu-Mn Alloys with a Mesh Dislocation Substructure

*L.I. Trishkina<sup>1</sup>, T.V. Cherkasova<sup>1</sup>, A.A. Klopotov<sup>1</sup>, A.I. Potekaev<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Tomsk State University of Architecture and Building (Tomsk, Russia)

<sup>2</sup>National Research Tomsk State University (Tomsk, Russia)

Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведено исследование дислокационной структуры и накопления дислокаций при деформации поликристаллических ГЦК твердых растворов систем Cu-Al и Cu-Mn. Содержание Al в сплавах Cu-Al варьировалось от 0,5 до 14 ат.%. Содержание Mn в сплавах Cu-Mn изменялось в пределах 0,4 ÷ 25 ат.%. Изучены сплавы с размером зерен в интервале 20 ÷ 240 мкм. Образцы сплавов деформировались растяжением со скоростью  $2 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$  до разрушения при температурах 293 К. Структуру деформированных до различных степеней деформации образцов изучали на фольгах на электронных микроскопах при ускоряющем напряжении 125 кВ. Для каждой степени деформации измерялись скалярная плотность дислокаций и ее компоненты: статистически запасенные дислокации  $\rho_s$  и геометрически необходимые дислокации  $\rho_G$  и некоторые другие параметры дефектной структуры.

На примере субструктурного и твердорастворного упрочнения в поликристаллических сплавах Cu-Al и Cu-Mn определены механизмы и их вклады, обусловленные сетчатыми и ячеисто-сетчатыми дислокационными субструктурами (ДСС).

Определена относительная роль различных механизмов в формировании сопротивления деформированию сплавов при разных размерах зерен. Выявлена роль энергии дефекта упаковки (ЭДУ) на величину твердорастворного упрочнения для разных размеров зерен. Рассмотрена и определена не только средняя скалярная плотность дислокаций, но и ее компоненты: статистически запасенные дислокации  $\rho_s$  и геометрически необходимые дислокации  $\rho_G$ .

The dislocation structure and dislocation accumulation during deformation of polycrystalline FCC solid solutions of Cu-Al and Cu-Mn systems are studied by transmission diffraction electron microscopy. The Al content in Cu-Al alloys varies from 0.5 to 14 at.%. The Mn content in Cu-Mn alloys varies in the range of 0.4 ÷ 25 at.%. Alloys with a grain size in the range of 20 ÷ 240 m m are studied. The alloy samples are deformed by stretching at a rate of  $2 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$  to failure at 293 K. The structure of samples deformed to various degrees of deformation is studied on foils using electron microscopes at an accelerating voltage of 125 kV. For each degree of deformation, the scalar dislocation density and its components are measured: statistically stored dislocations  $\rho_s$  and geometrically necessary dislocations  $\rho_G$  and some other parameters of the defective structure.

The mechanisms and their contributions due to mesh and mesh-mesh dislocation substructures (DSS) are determined using the example of substructural and solid-solution hardening in polycrystalline Cu-Al and Cu-Mn alloys.

The relative role of various mechanisms in the formation of the resistance to deformation of alloys at different grain sizes is determined. The role of the packaging defect energy on the value of solid-solution hardening for different grain sizes is revealed. The average scalar dislocation density is considered and determined along with its components: statistically stored dislocations  $\rho_s$  and geometrically necessary dislocations  $\rho_G$ . The dependences of the flow stress on the square root of the densities of geometrically necessary dislocations and the densities of statistically stored dislocations are found.

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

Найдены зависимости напряжения течения от корня квадратного из плотностей геометрически необходимых дислокаций и плотности статистически запасаемых дислокаций.

**Ключевые слова:** сплавы, твердорастворное упрочнение, дислокационная субструктура, энергия дефекта упаковки, дислокации.

DOI: 10.14258/izvasu(2021)4-09

### Введение

Природа субструктурного и твердорастворного упрочнения изучается очень давно [1–7], однако часто при анализе субструктурного и твердорастворного упрочнения не принимается во внимание характер распределений дислокаций. Установлено, что механизмы, формирующие сопротивление деформированию, очень сильно зависят от типа возникающих субструктур. По данной теме имеется обширная библиография: статьи по металлам и сплавам в традиционном, ультрамелкозернистом и наноструктурном состояниях, твердым растворам, дисперсионно-твердеющим сплавам, сталям, высокоэнтропийным сплавам. Несмотря на то что установлены основные связывающие напряжения течения с параметрами дислокационной субструктуры закономерности, понимание природы формирования напряжения течения при активной пластической деформации не достигнуто.

Очень удобными материалами для изучения эволюции субструктур в процессе деформации являются сплавы на основе Cu-Al и Cu-Mn, поскольку в этом классе материалов в дислокационных субструктурах одновременно присутствуют барьерное и контактное торможения дислокаций. Анализ их совместного действия является актуальной задачей теории пластичности и прочности материалов. Следует отметить, что работы в этом направлении активно ведутся. Так, в [8] представлены результаты исследований влияния состава на эволюцию дислокационной субструктуры в поликристаллических сплавах Cu-Al при пластической деформации.

Целью работы является анализ механизмов упрочнения и их вкладов в напряжения течения на примере сплавов на основе Cu-Al и Cu-Mn с твердорастворным упрочнением с сетчатой дислокационной субструктурой. Для этого нам предстояло изучить полученные на основе электронно-микроскопических исследований дислокационные субструктуры в поликристаллических сплавах Cu-Al и Cu-Mn в зависимости от размеров зерен и проанализировать роль энергии дефектов упаковки при формировании дислокационной субструктуры.

В сетчатой субструктуре основным механизмом торможения скольжения является торможение инди-

**Key words:** alloys, solid-solution hardening, dislocation substructure, packing defect energy, dislocations.

видуальных дислокаций на других дислокациях, порогах, дислокационных барьерах и т.п. Сопротивление сдвигу пропорционально плотности этих препятствий. Хорошо известно, что сетчатая субструктура возникает на стадии II (линейного) упрочнения при множественном скольжении [9, 10].

В сетчатой субструктуре скользящая дислокация на своих локальных участках поочередно взаимодействует с отдельными дислокациями леса, успешно преодолевая такое сопротивление при умеренных напряжениях. Такое барьерное торможение значительно более эффективно препятствует скольжению.

Таким образом, в однофазных металлических материалах напряжение течения определяется вкладами субструктурного  $\sigma_{cc}$  и твердорастворного  $\sigma_f$  упрочнения и вклада, связанного с наличием границ зерен  $\sigma_{гз}$  (вклад типа Холла-Петча (Х-П) в поликристаллах):

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

Субструктурное упрочнение, в свою очередь, может быть представлено (в аддитивном приближении) следующим образом:

$$\sigma_{cc} = \Delta\sigma_k + \Delta\sigma_6 + \Delta\sigma_d. \quad (2)$$

Здесь вклады обусловлены:  $\Delta\sigma_k$  — торможением на распределенных в объеме материала дислокациях (контактное торможение);  $\Delta\sigma_6$  — барьерным торможением;  $\Delta\sigma_d$  — дальнедействующими полями.

Для вклада  $\Delta\sigma_k$  связь с плотностью дислокаций выражается хорошо известной формулой [11]:

$$\Delta\sigma_k = \sigma_{of} + m\alpha G b \rho^{1/2}, \quad (3)$$

где  $\sigma_{of}$  — сопротивление деформированию недислокационного происхождения,  $m$  — ориентационный множитель,  $\alpha$  — параметр, определяющий эффективность междислокационного контактного взаимодействия,  $G$  — модуль сдвига,  $b$  — вектор Бюргерса,  $\rho$  — средняя скалярная плотность дислокаций. Данный вклад реализуется в неоднородных неразориентированных субструктурах.

Обусловленный барьерным торможением вклад  $\Delta\sigma_6$  в зависимости от типа субструктуры торможения сдвига реализуется на дислокационных сгущениях и субграницах. К параметрам субструктуры, контролирующим сопротивление сдвигу в неоднородных неразориентированных субструктурах (ячеисто-сетчатых), можно отнести плотность дислокаций в сгущениях  $\rho_{сг}$ , а также расстояния между сгущениями  $L$ .

Этот вклад можно выразить следующими соотношениями [12]:

$$\Delta\sigma_6 \sim L^{-1}. \quad (4)$$

В соотношении (4) реализуется зависимость  $\Delta\sigma_6$  от расстояния между препятствиями дислокационного ансамбля. Однако этот же вклад (барьерный) может быть определен с использованием плотности дислокаций [12]:

$$\Delta\sigma_6 = mab\rho_{cr}^{1/2}, \quad (5)$$

где  $\rho_{cr}$  — плотность дислокаций в сгущениях.

Вклад  $\Delta\sigma_d$  обусловлен дальнедействующими полями, которые возникают при повышенных степенях деформации, и на электронно-микроскопических снимках наблюдаются экстинкционные деформационные контуры. Основными вкладами в сопротивление деформированию в этой субструктуре являются именно  $\Delta\sigma_6$  и  $\Delta\sigma_d$ .

В работе будут рассмотрены основные механизмы субструктурного упрочнения на классических примерах сетчатой субструктуры. Эта субструктура определяет механические свойства неупорядоченных и упорядоченных твердых растворов на стадии II (линейной) деформационного упрочнения. На этой стадии коэффициент деформационного упрочнения максимален и близок к постоянному значению. В этой субструктуре существенное влияние оказывают упругие поля напряжений (до 1/3 от действующего напряжения). Различные аспекты этого влияния рассмотрены в [13]. Проблема упругих полей напряжений связана с термодинамикой в низко- и высокоэнергетических субструктурах при экстремальных деформациях [14]. В ряде дислокационных структур одновременно присутствуют барьерное и контактное торможения дислокаций.

#### Методика эксперимента

Для исследования были взяты поликристаллические сплавы Cu-Al Cu-Mn. Концентрация сплавов

варьировалась 8–14ат.% Al и 8–19ат.% Mn. Интервал размера зерен составил 20...240 мкм. Полученные слитки, которые были выплавлены в индукционной печи в атмосфере аргона, прокатывали в ленты толщиной 0,5 мм, из которых штамповали образцы-лопатки с размером рабочей части 120×12×1 мм. Деформация задавалась растяжением на машине «Instron» при T=293 К со скоростью деформации  $\dot{\epsilon}=10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Фольги для электронно-микроскопического исследования приготавливали сначала химическим, а затем электролитическим утонением в насыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. Фольги изучали в электронных микроскопах ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540», снабженных гониометром с наклоном и прецессией. Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 30000. Анализ дислокационной структуры проводился качественно, а затем по микрофотографиям были измерены ее параметры. Плотность дислокаций измеряли методом секущей [15], подробно методики эксперимента плотности дислокаций и ее составляющих изложены [16].

#### Результаты исследования и их обсуждение

На основе анализа структурных исследований методом просвечивающей электронной микроскопии были получены параметры дислокационной субструктуры систем Cu-Al и Cu-Mn. На рисунке 1 представлены зависимости напряжения течения  $\sigma$  от обратной величины расстояний между сгущениями  $L^{-1}$  в сплавах Al-Cu и Cu-Mn. Из графика видно, что зависимости  $\sigma$  от  $L^{-1}$  имеют линейный характер и с ростом напряжения расстояния между сгущениями уменьшаются. Полученные данные хорошо согласуются с соотношением (4). Такие функциональные зависимости  $\sigma = f(L^{-1})$ , как известно [12], зависят от энергии дефекта упаковки  $\gamma$  (ЭДУ).

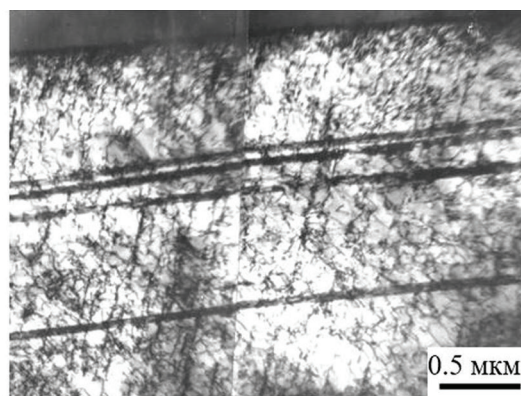
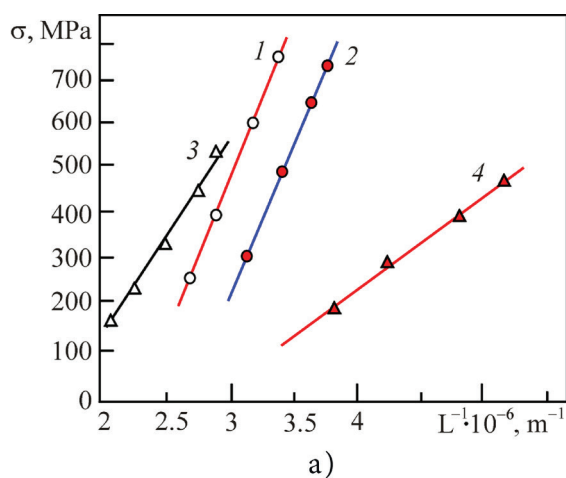


Рис. 1. Зависимости напряжения течения  $\sigma$  от обратной величины расстояний между сгущениями  $L^{-1}$  в медно-алюминиевых и медно-марганцевых сплавах (а): 1 — Cu+13ат.% Mn, 2 — Cu+19ат.% Mn, 3 — Cu+10ат.% Al, 4 — Cu+14ат.% Al; б — электронно-микроскопическое изображение ячеисто-сетчатой ДСС и сгущений в сплаве Cu+10ат.% Al

На основе полученных данных были построены диаграммы в координатах твердорастворное упрочнение  $\sigma_f$  от ЭДУ ( $\gamma$ ) в зависимости от средних размеров зерен для сплавов системы Cu-Al и Cu-Mn (рис. 2). Видно, что зависимость  $\sigma_f$  от ЭДУ в сплавах системы Cu-Al и Cu-Mn имеет совершенно разный характер. Из рисунка 2а видно, что в сплаве Cu-Al наблюдается слабая зависимость  $\sigma_f$  от ЭДУ. Видно, что с увели-

чением ЭДУ  $\sigma_f$  убывает. С увеличением размера зерна  $\sigma_f$  уменьшается. В сплавах системы Cu-Mn все экспериментальные точки в координатах  $\sigma_f$  от ЭДУ группируются вдоль прямой линии (рис. 2б). Для сплавов рассмотренных систем хорошо прослеживается тенденция: с увеличением размера зерна  $\langle d \rangle$  происходит уменьшение значений  $\sigma_f$ .

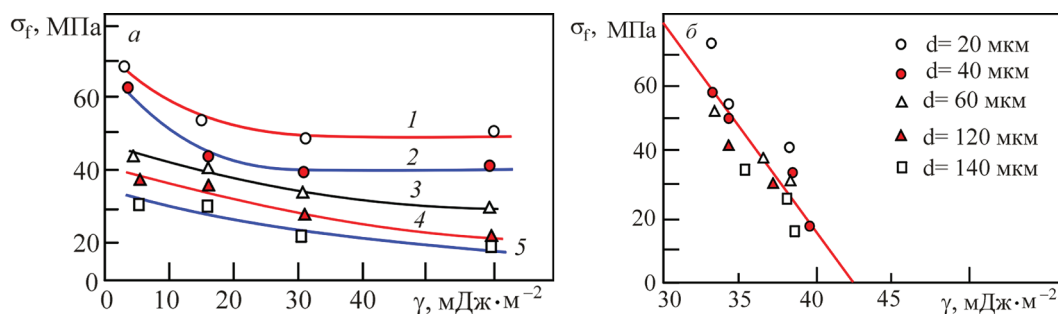


Рис. 2. Зависимости величины твердорастворного упрочнения  $\sigma_f$  от энергии дефекта упаковки  $\gamma$  при различных размерах зерен: 1 —  $\langle d \rangle = 20$  мкм, 2 —  $\langle d \rangle = 40$  мкм, 3 —  $\langle d \rangle = 60$  мкм, 4 —  $\langle d \rangle = 120$  мкм, 5 —  $\langle d \rangle = 240$  мкм. Система Cu-Al (а) и системы Cu-Mn (б)

На рисунке 3 приведены зависимости корня квадратного из средней скалярной плотности дислокаций от величины твердорастворного упрочнения при разных размерах зерен, так как в выражениях (3) и (5) фигурирует зависимость именно от  $\rho^{1/2}$ . Из рисунка видно, что для всех исследованных сплавов выпол-

няется линейная зависимость. В данном случае выполняется хорошо известное соотношение физики дислокаций [11]. Соотношение  $\rho^{1/2} \sim \sigma_f$  при всех размерах зерен демонстрирует более высокое значение величины  $s_f$  для сплавов системы Cu-Al, чем для сплавов системы Cu-Mn.

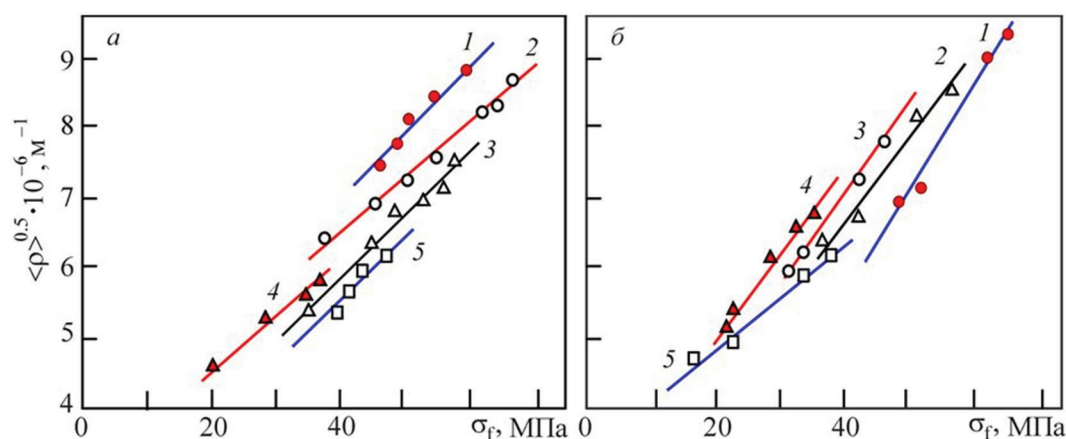


Рис. 3. Зависимости корня квадратного из средней скалярной плотности дислокации ( $\rho^{1/2}$ ) от величины твердорастворного упрочнения ( $\sigma_f$ ) для Cu-Mn сплавов (а) и Cu-Al сплавов (б) при разных размерах зерен. Размер зерна  $\langle d \rangle = 20$  мкм (1),  $\langle d \rangle = 40$  мкм (2),  $\langle d \rangle = 60$  мкм (3),  $\langle d \rangle = 120$  мкм (4),  $\langle d \rangle = 240$  мкм (5)

Как известно, среднюю скалярную плотность дислокаций можно разложить на ее составляющие: статистические запасенные ( $\rho_s$ ) и геометрически не-

обходимые дислокации ( $\rho_G$ ). Интерес к влиянию  $\rho_G$  на напряжение течения для различных материалов не утихает и до настоящего времени [17–21]. На ри-

сунке 4 приведены зависимости напряжения течения от корня квадратного из плотностей геометрически необходимых дислокаций  $\rho_G^{0.5}$  и плотностей статистически запасенных дислокаций  $\rho_S^{0.5}$  при разных размерах зерен в медно-марганцевых и медно-алюминие-

вых сплавах. В сплавах Cu+19ат.%Mn и Cu+14ат.%Al формируется набор субструктур, например, имеющих хаотическое распределение дислокаций или дислокационные скопления, а также сетчатая и ячеисто-сетчатая субструктуры.

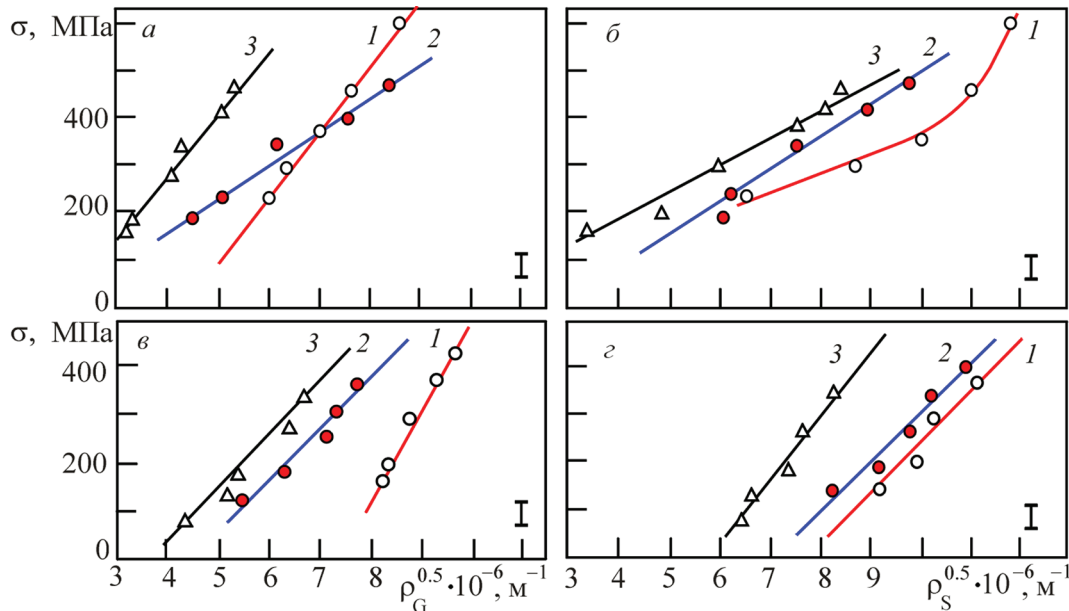


Рис. 4. Зависимости напряжения течения от корня квадратного из плотностей геометрически необходимых дислокаций  $\rho_G^{0.5}$  (а, б) и плотностей статистически запасенных дислокаций  $\rho_S^{0.5}$  (в, г) при разных размерах зерен в сплаве Cu+19 ат. Mn (а, б) в сплаве Cu+14ат. Al (в, г): 1 —  $\langle d \rangle = 20$  мкм, 2 —  $\langle d \rangle = 60$  мкм, 3 —  $\langle d \rangle = 240$  мкм

В сплавах Cu+10ат.% Al и Cu+14ат.% Al при повышенных степенях деформации формируются деформационные микровойники, что еще раз подтверждает концепцию физики дислокаций. Твердорастворное упрочнение определяется не только средней скалярной плотностью дислокаций, но и ее компонентами  $\rho_S$  и  $\rho_G$ .

Вклад разориентировок на границах сгущений в напряжение возрастает с увеличением плотности разориентированных субграниц (рис. 5), возника-

ет дополнительное торможение скольжения по сравнению с неразориентированными субструктурами. Повышение эффективности сгущений в роли препятствий для скольжения связано с появлением разориентировок через эти субграницы и увеличением плотности субграниц  $\langle M \rangle$  с ростом деформации. Таким образом, появление разориентировок усиливает эффект барьерного торможения в сетчатой и ячеисто-сетчатой субструктурах.

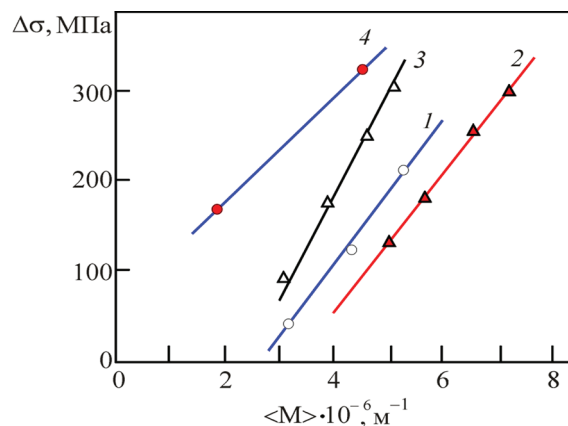


Рис. 5. Зависимости вклада  $\Delta\sigma$ , вносимые разориентированными субструктурами, от общей плотности субграниц  $\langle M \rangle$ : 1 — Cu+13ат.% Mn, 2 — Cu+19ат.% Mn, 3 — Cu+10ат.% Al, 4 — Cu+14ат.% Al



В однофазных металлических материалах на основе анализа полученных результатов вклад в напряжение течения с учетом различных составляющих можно представить в обобщенном виде как

$$\Delta\sigma = A \cdot P, \quad (6)$$

где  $P$  — некий параметр дислокационной структуры,  $A$  — коэффициент, определяющий степень упрочнения данным механизмом. В этом выражении учтены следующие вклады в механизмы упрочнения: 1) дислокационный; 2) упругий (внутренние поля напряжений); 3) контактный; 4) барьерный; 5) поликристаллический; 6) твердорастворный.

Установлено, что значение вклада отдельных дислокаций изменяется в интервале 10...80 МПа. Вклад оборванных субграниц был определен из зависимостей « $\sigma-M^{-1}$ » и составил 100...200 МПа. При повышенных степенях деформации образуются сгущения из дислокаций. Значения вносимого дислокационными сгущениями вклада в напряжение течения, определенные из соотношения « $\sigma-L^{-1}$ », находятся в интервале 100...200 МПа. Наиболее ощутимый вклад в напряжение вносят микродвойники и границы зерен. Следующий по значимости вклад в напряжение течения вносят упругие поля напряжений, значения которого находятся в интервале 100...600 МПа.

#### Выводы

Установлена важная роль энергии дефектов упаковки в формировании дислокационных субструк-

тур при упрочнении однофазных сплавов, которая проявляется в значительном влиянии энергии дефектов упаковки на твердорастворное упрочнение однофазных сплавов на основе Cu-Al и Cu-Mn. Проведена относительная оценка вкладов в напряжение течения различных дефектов, наблюдаемых во всех исследованных Cu-Al и Cu-Mn сплавах при разных концентрациях легирующего элемента и размерах зерен.

Измерение вкладов в твердорастворное упрочнение геометрически необходимых дислокаций  $\rho_G$  и статистических дислокаций  $\rho_S$  в их общую скалярную плотность при пластической деформации сплавов позволило установить, что в исследуемых поликристаллических однофазных сплавах на мезоуровне выполняется соотношение  $\rho_S > \rho_G$ . Обнаружено, что важную роль в накоплении геометрически необходимых дислокаций играет твердорастворное упрочнение, особенно при больших концентрациях легирующего элемента в однофазных сплавах Cu-Al и Cu-Mn. Уменьшение размера зерен приводит к увеличению различия значений  $\rho_S$  и  $\rho_G$ . В результате количественного анализа электронно-микроскопических микрофотографий определены вклады отдельных дислокаций, оборванных субграниц, сгущений из дислокаций, микродвойников, границ зерен и упругих полей напряжений. Показано, что упругие поля напряжений дают самый большой вклад в напряжение течения.

### Библиографический список

1. Механизмы упрочнения твердых тел / под ред. М.Л. Бернштейна. М., 1965.
2. Strengthening Methods in Crystals. London, 1971.
3. Конева Н.А., Козлов Э.В., Теплякова Л. А., Гаврилюк В. Г. Роль размера зерен и твердорастворного упрочнения в формировании дислокационных субструктур сплавов Cu-Mn при деформировании // Изв. вузов. Физика. 1996. № 3.
4. Козлов Э.В., Конева Н.А. Современная картина стадий пластической деформации // Изв. вузов. Физика. 2004. № 8.
5. Koneva N.A., Popova N.A., Fedorisheva M.V. Effect of grain size on defects density and internal stresses in sub-microcrystals // Mat. Sci. Forum. 2010. Vol. 633–634. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.633-634.605.
6. Малыгин Г.А. Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов // Успехи физических наук. 1999. Т. 169.
7. Бекофен В. Процессы деформации. М., 1977.
8. Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Клопотов А.А., Потеева А.И., Кулагина В.В. Влияние состава на эволюцию дислокационной субструктуры в поликристаллических, находящихся в слабоустойчивом состоянии сплавах Cu-Al при пластической деформации // Известия Алт. гос. ун-та. Физика. 2021. № 1 (117). DOI: 10.14258/izvasu(2021)1-09.
9. Козлов Э.В., Конева Н.А. Современная картина стадий пластической деформации // Изв. вузов. Физика. 2004. № 8.
10. Kozlov E.V., Koneva N.A. Stages of plastic deformation in metallic nanocrystals // Materials Science Forum. 2011. Vol. 683. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.683.183.
11. Набаро Ф.Р.Н., Базинский В.С., Холт Д.Б. Пластичность чистых монокристаллов. М., 1967.
12. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения // Изв. вузов. Физика. 1991. № 3.
13. Конева Н.А., С.Ф. Киселева, Н.А. Попова, Э.В. Козлов Э.В. Эволюция пластических и упругих составляющих внутренних напряжений в деформированной поликристаллической аустенитной стали // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016. Т. 13. № 1.
14. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потеева А.И., Козлов Э.В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии / под общ. ред. А.И. Потеева. Томск, 2015.

15. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М., 1970.

16. 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, 2019.

17. Yuki. T., Takuro M., Toshihiro T., Setsuo T. Effect of dislocation on the yield stress in ferritic steel under identical dislocation density conditions // Scripta Materialia. 2020. 117.

18. Shiqi Zhang, Wei Liu, Jifang Wan, R.D.K. Misra, Qiang Wang, Chao Wang The grain size and orientation dependence of geometrically necessary dislocations in polycrystalline aluminum during monotonic deformation: Relationship to mechanical behavior // Materials Science & Engineering. 2020. A 775 DOI: 10.1016/j.msea.2020.138939.

19. Wang P., Yin T., Qu S. On the grain size dependent working hardening behaviors of severe plastic deformation processed metals // Scripta Materialia. 2020. Vol. 178. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2019.11.028.

20. Mishra A., Kad B.K., Gregori F., Meyers M.A. Microstructural evolution in copper subjected to severe plastic deformation: Experiments and analysis // Acta Mater. 2007. 55 (1). DOI: 10.1016/j.actamat.2006.07.008.

21. Dong J.L., Yoon E.Y., Ahn D.H., Park B.H., Park H.W., Park L.J., Estrin Y., Kim H.S. Dislocation density-based finite element analysis of large strain deformation behavior of copper under high-pressure torsion // Acta Mater. 2014. Vol. 76. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.027.