

Известия Алтайского государственного университета. 2024. № 4 (138). С. 49–56.

Izvestiya of Altai State University. 2024. No 4 (138). P. 49–56.

Научная статья

УДК 539.373,669.35:539.214

DOI: 10.14258/izvasu(2024)4-06

Образование фрагментов и микрополос при деформации сплавов Cu-Al и Cu-Mn с разной концентрацией второго элемента

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, Томский научный центр, Томск, Россия, potekaev@spti.tsu.ru

⁵Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия, v.borodin@gtt.gazprom.ru

Original article

Formation of Fragments and Microbands During Deformation in Cu-Al and Cu-Mn Alloys with Different Concentrations of the Second Element

*Lyudmila I. Trishkina¹, Anatolii A. Klopotov², Tatyana 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, National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia, cherkasova_tv@mail.ru

⁴National Research Tomsk State University, Tomsk Scientific Center, Tomsk, Russia, potekaev@spti.tsu.ru

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

Аннотация. Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведено исследование дислокационной структуры 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.%. В сплавах Cu-Mn содержание Mn изменялось в пределах 0,4 ... 25 ат.%. На основе анализа электронно-микроскопических картин, полученных на тонких фольгах исследованных сплавов, деформированных до разных степеней, определялись типы формирующихся дислокационных субструктур.

Abstract. The dislocation structure during deformation of polycrystalline FCC solid solutions of the Cu-Al and Cu-Mn systems was studied using transmission electron diffraction microscopy. The Al content in the Cu-Al alloys varied from 0.5 to 14 at.%, while the Mn content in the Cu-Mn alloys varied within 0.4 ... 25 at.%. Types of forming dislocation substructures were determined by analyzing the electron microscopic patterns obtained for thin foils of the studied alloys deformed to different degrees. Microbands densities, widths, and distances between microbands in the defect structures were measured for each sample

Для каждого образца измерялись следующие параметры дефектной структуры: плотность микрополос, ширина и расстояние между ними. Экспериментально установлено несколько этапов при формировании фрагментированной и микрополосовой субструктуры в зависимости от типа и концентрации легирующего элемента. В слабелегированных сплавах Cu-Al наблюдается формирование фрагментированной дислокационной субструктуры. С повышением концентрации атомов алюминия при деформации сплавов Cu-Al формируется только фрагментированная субструктура. В Cu-Mn сплавах, независимо от концентрации атомов Mn в деформированных сплавах, формируется только микрополосовая субструктура.

Ключевые слова: твердые растворы, дислокационная структура, микрополосы и фрагменты

Для цитирования: Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Черкасова Т.В., Потеев А.И., Бородин В.И. Образование фрагментов и микрополос от степени деформации в сплавах Cu-Al и Cu-Mn с разной концентрацией второго элемента // Известия Алтайского государственного университета. 2024. № 4 (138). С. 49–56. DOI: 10.14258/izvasu(2024)4-06.

Финансирование: работа выполняется при финансовой поддержке Государственного задания Министерства образования и науки Российской Федерации: проект №. FEMN-2023-0003.

Введение

Появление разориентировок в ходе пластической деформации отмечалось в работах [1–3]. Описание непрерывных разориентировок исследовалось рентгеновским [4, 5] и электронно-микроскопическим методами. При повышенных степенях деформации и больших концентрациях легирующего элемента Al и Mn формируется разориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура. В сплавах, легированных Al, присутствуют деформационные микродвойники, в сплавах, легированных Mn, микродвойникование отсутствует [6, 7].

Развитие методов просвечивающей дифракционной электронной микроскопии позволило детально изучать типы дислокационных субструктур, которые формируются в сплавах при разных концентрациях второго элемента и степенях деформации [8]. В работе [9] описаны деформационные границы, которые были названы разориентированными микрополосами. Детализированное описание микрополосовой субструктуры продолжено в работах [10].

В дальнейшем, кроме качественного исследования микрополос и фрагментов, были определены их количественные характеристики [11, 12]. Одно из экспериментальных исследований микрополосовой и фрагментированной субструктур было выполнено В.В. Рыбиным [13].

Экспериментально были определены углы разориентировок в разных субструктурах, например,

There were several stages during formation of fragmented and microband substructures found and proved experimentally to be dependent on the type and concentration of the alloying element. Only a fragmented substructure is formed in low-alloyed copper-aluminum alloys, and only a microband substructure is formed when the concentration of the second element, aluminum, increased. However, only a microband substructure is formed in Cu-Mn alloys during deformation regardless of the concentration of Mn atoms in such alloys.

Keywords: solid solutions, dislocation structure, microbands and fragments

For citation: Trishkina L.I., Klopotov A.A., Cherkasova T.V., Potekaev A.I., Borodin V.I. Formation of Fragments and Microbands During Deformation in Cu-Al and Cu-Mn Alloys with Different Concentrations of the Second Element. *Izvestiya Altai State University*. 2024. No 4 (138). P. 49–56. (In Russ.). DOI: 10.14258/izvasu(2024)4-06.

Funding: the research was carried out within the framework of the state assignment of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project No FEMN-2023-0003).

во фрагментированной субструктуре разориентировка достигает $\sim 1-3^\circ$, а в микрополосовой $\sim 1-5^\circ$. В небольших концентрациях второго элемента в сплавах формируется ячеистая дислокационная субструктура. Границы ячеек, вдоль которых при повышенных степенях формируются микрополосы, как правило, образованы из двух дислокационных стенок.

Формирование данных субструктур в исследованных сплавах приводит к их разрушению.

Настоящая работа посвящена исследованию закономерностей при образовании микрополосовой и фрагментированной субструктур из дислокационных субструктур другого типа, определенных на основе использования количественных методов просвечивающей дифракционной электронной микроскопии в поликристаллических сплавах Cu-Mn и Cu-Al в зависимости от степени деформации и от концентрации твердого раствора.

Материалы и методика

Сплавы Cu, легированные Mn в интервале 0.4 до 25 ат. % и Al — от 0.5 до 14 ат.%, выплавляли в печи в атмосфере газа аргона. Изучались сплавы с размером зерна 60 мкм. Образцы деформировались растяжением при комнатной температуре. Для просмотра в электронном микроскопе фольги приготавливались электролитическим способом и просматривались в электронном микроскопе ЭМВ-100 К. По получен-

ным микроснимкам проводился качественный и количественный анализ дислокационной субструктуры. В работе были измерены разные параметры дислокационной субструктуры (ДСС), такие как плотность микрополос, ширина и расстояние между микрополосами, угол разориентировки между микрополосами и фрагментами. Использовалась методика измерения этих параметров, которая приведена в работах [14, 15].

Результаты исследования и их обсуждение

На рисунке 1 представлены схематические и электронно-микроскопические изображения границ фрагмента или блока (рис. 1а), границ ячеек (рис. 1б) и микрополосовой субструктуры (рис. 1в). Оборванные границы блоков или фрагментов могут быть классифицированы как частичные дисклинации [13], наряду с ними присутствуют оборванные границы ячеек и оборванные сгущения. Можно представить два типа

формирования разориентированных субструктур: от деформации и концентрации легирующего элемента. Последовательность превращений субструктур с увеличением степени деформации для сплавов с небольшим содержанием легирующего элемента: разориентированная ячеистая → фрагментированная (Cu+0.5ат.% Al, Cu+5ат.% Al), разориентированная ячеистая → микрополосовая (Cu+0.4ат.% Mn и Cu+6ат.% Mn). Для сплавов с повышенным содержанием легирующего элемента с увеличением степени деформации наблюдается следующая последовательность превращений субструктур: длинные прямолинейные дислокации → дислокационные сгущения → разориентированная ячеисто-сетчатая → микрополосовая, состоящая из полных и расщепленных дислокаций → микродвойниковая (Cu+10ат.% Al, Cu+14ат.% Al) [16], разориентированная ячеисто-сетчатая → микрополосовая (Cu+13ат.% Mn, Cu+19 ат.% Mn и Cu+25ат.% Mn).

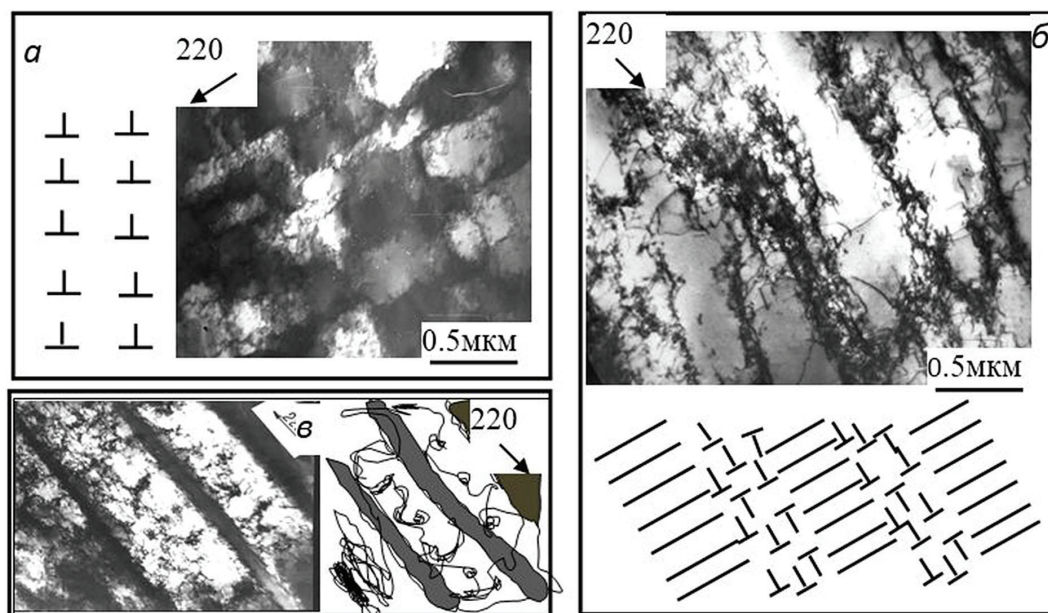


Рис. 1. Схематическое изображение границ фрагмента или блока (а), границ ячейки (б), а затем микрополосовой субструктуры (и) их электронно-микроскопические изображения

Отметим некоторые особенности формирования разориентированных субструктур в исследуемых сплавах. На рисунке 2 представлены электронно-микроскопические изображения формирования микрополосовой субструктуры из разориентированной ячеистой в сплавах с легирующим элементом 0.4...6 ат.%Mn. Границы микрополос формируются в основном вдоль разориентированных стенок ячеек (рис. 2а). Происходит разрушение стенок ячеек одного направления, а вдоль других границ ячеек формируются микрополосы (рис. 2б). Микрополосы чаще всего зарождаются в разориентированной ячеистой субструктуре и проходят через нее (рис. 2в).

Прохождение микрополос через ячеистую структуру приводит, в свою очередь, к дроблению стенок ячеек, которые расположены в основном перпендикулярно границам микрополосовой структуры (рис. 2г). Повышение степени деформации до $\epsilon_{ист} = 0.60$ приводит к увеличению плотности этих границ.

На электронно-микроскопических изображениях присутствуют экстинкционные деформационные контуры, которые свидетельствуют о наличии непрерывной разориентировки и о существовании избыточной плотности дислокаций внутри микрополос.

В сплавах Cu-Al с небольшим содержанием легирующего элемента (до 5ат.%Al) при повышенных

степенях деформации формируется фрагментированная субструктура (рис. 3). При степенях деформации ($\epsilon_{ист} = 0.30 \dots 0.60$) в материале происходит искривление деформационных субграниц, что может привести к образованию двумерной разориентированной

фрагментированной субструктуры (области А, Б на рис. 3в), нарастанию дальнедействующих полей напряжений внутри фрагментов и появлению второй системы субграниц.

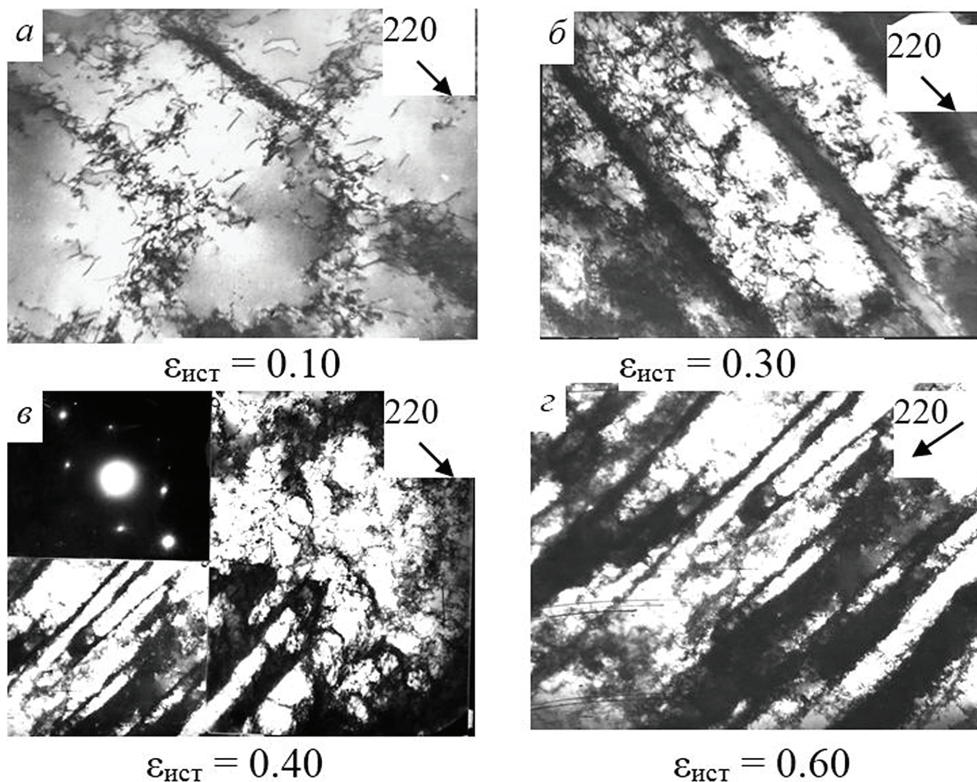


Рис. 2. Зарождение и формирование микрополосовой субструктуры в сплавах с небольшим содержанием легирующего элемента (0.4...6 ат.% Mn) при повышении степени деформации:
 а — границы ячеек уплотняются дислокациями, и стенки ячеек вытягиваются вдоль плотноупакованных направлений; б — происходит разрушение стенок ячеек одного направления, а вдоль других границ ячеек формируются микрополосы;
 в — из разориентированной ячеистой субструктуры формируются микрополосы;
 г — присутствуют разориентировки между микрополосами, при этом расстояния между микрополосами уменьшаются и плотность их увеличивается

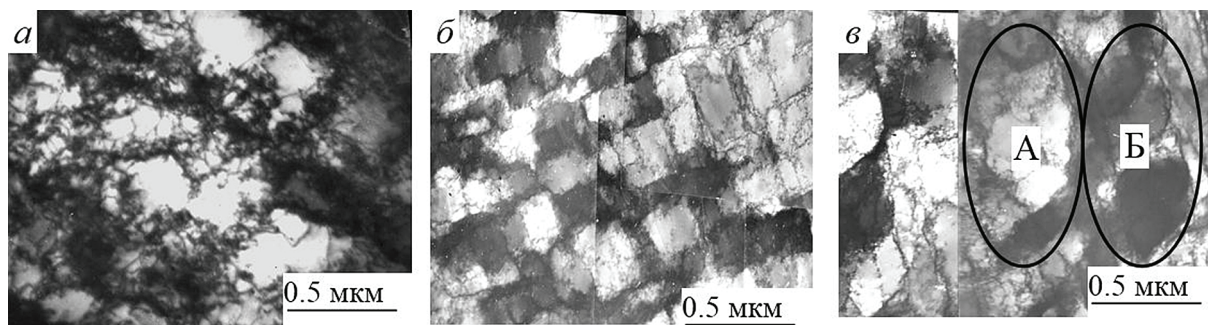


Рис. 3. Формирование фрагментированной субструктуры в сплавах Cu-Al в интервале концентраций (0.5–5 ат.% Al), деформированных до разных степеней деформации: а — разориентированная ячеистая, $\epsilon_{ист} = 0.20$; б — фрагментированная, $\epsilon_{ист} = 0.40$; в — фрагментированная, $\epsilon_{ист} = 0.60$. Области А и Б, состоящие из нескольких фрагментов, разориентированы между собой

Микрополосовая субструктура в сплавах с концентрацией от 13 до 25ат. %Mn формируется на фоне разориентированной ячеисто-сетчатой субструктуры и может зарождаться от границ зерен. На рисунке 4 представлена качественная картина последовательности образования микрополосовой субструктуры в сплавах с повышенным содержанием легирующего элемента Al при разных степенях деформации. При малых степенях деформации формируются длинные прямолинейные дислокации (рис. 4а). Повышение степени деформации приводит к тому, что на этих

дислокациях накручиваются дислокации других систем скольжения с образованием сгущений (рис. 4б, в). Микрополосы в сплавах Cu+10ат.% Al, Cu+14ат.% Al при повышенных степенях деформации наблюдаются двух типов: состоят из расщепленных (рис. 4г) и полных (рис. 4д) дислокаций. Одновременно с микрополосовой субструктурой в данных сплавах присутствуют деформационные микродвойники (рис. 4е). Микродвойники при больших степенях деформации ($\epsilon_{ист} = 0.75-0.90$) изогнуты.

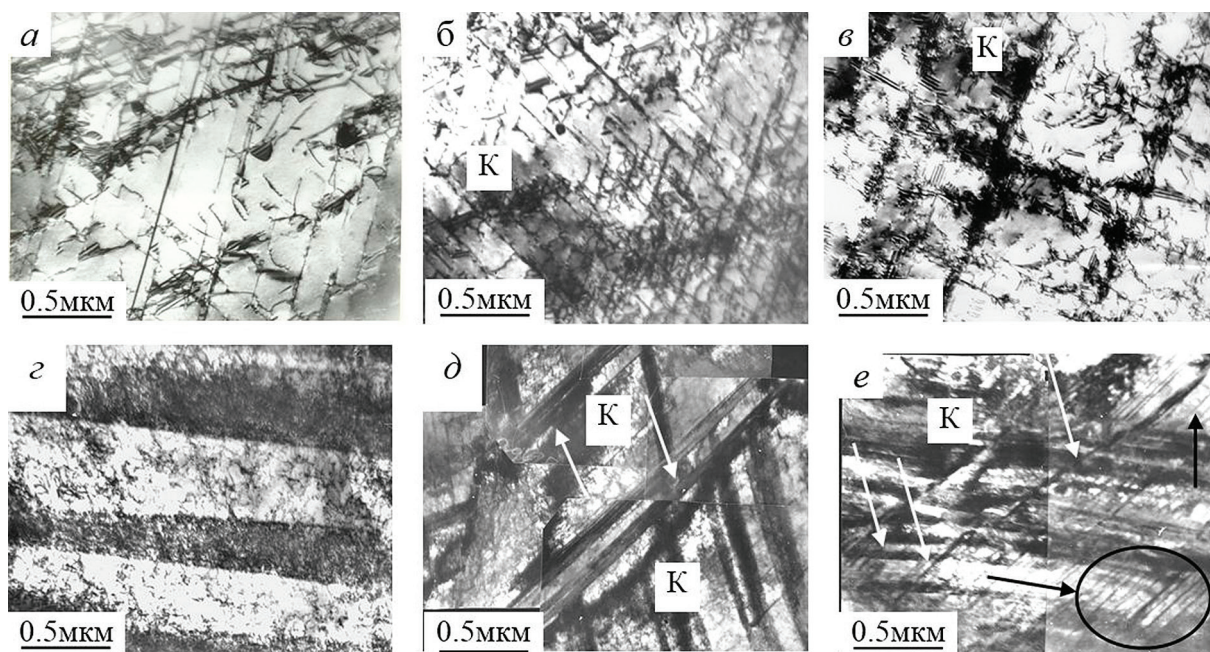


Рис. 4. Формирование микрополосовой субструктуры в сплавах Cu-Al в интервале концентраций (10–14ат. %Al) при разных степенях деформации: а — длинные прямолинейные дислокации, $\epsilon_{ист} = 0.10$; б — $\epsilon_{ист} = 0.20$; в — $\epsilon_{ист} = 0.30$ — на прямолинейные дислокации накручиваются другие дислокации; г — микрополосовая субструктура, состоящая из частичных дислокаций, $\epsilon_{ист} = 0.40$; д — микрополосовая субструктура, состоящая из полных дислокаций, $\epsilon_{ист} = 0.60$; е — микрополосы (указаны белой стрелкой) и деформационные микродвойники (указаны черной стрелкой), $\epsilon_{ист} = 0.70$. Деформационный экстинкционный контур (К)

Проследим изменение количественных параметров в разориентированных субструктурах. Угол разориентировки во фрагментированной субструктуре увеличивается от 1 до 5° с ростом степени деформации, что свидетельствует об образовании большеугловых границ [11]. Рисунок 5а соответствует зависимости угла разориентации в микрополосовой субструктуре от степени деформации с небольшим содержанием Mn. С повышением степени деформации разориентировки между соседними микрополосами увеличиваются (рис. 5а). Угол разориентировки в микрополосовой субструктуре имеет интервал значений 1...6°. На рис. 5б приведены зависимости

угла разориентации в микрополосовой субструктуре от степени деформации с содержанием Mn в интервале второго элемента от 13 до 25 и сплавы Cu-Al, интервал легирующего элемента варьируется от 10 до 14 ат. %.

На рисунке 6 для примера приведены зависимости ширины микрополосовых границ и расстояния между ними от степени деформации в медно-марганцевых сплавах с разным содержанием легирующего элемента, который варьируется от 0.4 до 25 ат. %. Подобные зависимости наблюдаются и для сплавов Cu+10ат.% Al и Cu+14ат.% Al.

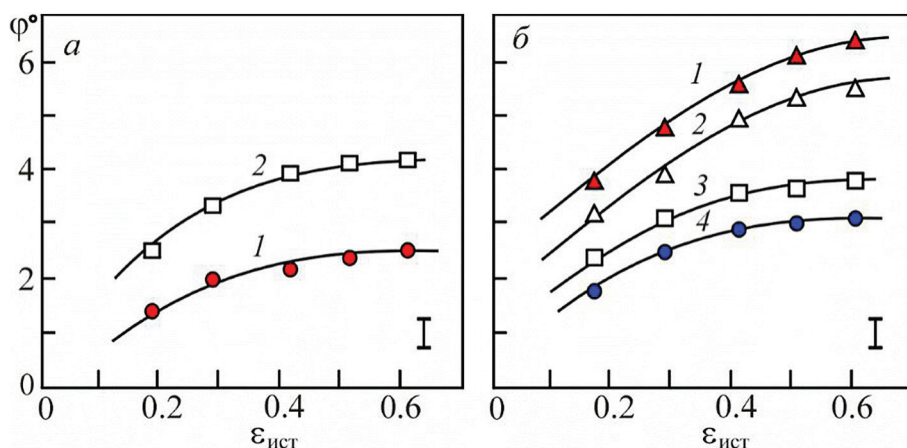


Рис. 5. Зависимости угла разориентации φ^0 в микрополосовой субструктуре в сплавах Cu-Mn от степени деформации (а): 1 — Cu+0.4ат.%Mn, 2 — Cu+6ат.%Mn; (б): 1 — Cu+25ат.%Mn, 2 — Cu+13ат.%Mn, 3 — Cu+14ат.%Al, 4 — Cu+10ат.%Al

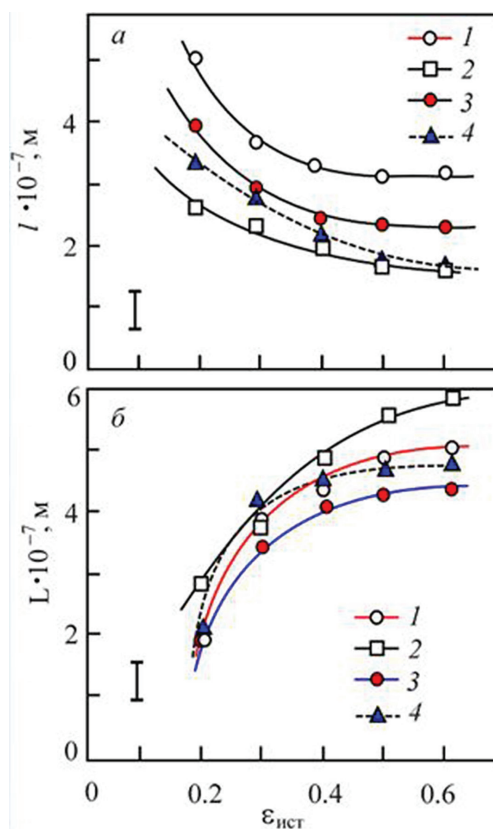


Рис. 6. Зависимости расстояний между микрополосами l (а), ширина микрополос L (б) от степени деформации а): 1 — Cu+0.4ат.%Mn, 2 — Cu+6ат.% Mn, 3 — Cu+13ат.%Mn, 4 — Cu+25ат.%Mn; б): 1 — Cu+0.4ат.%Mn, 2 — Cu+6ат.% Mn, 3 — Cu+13ат.%Mn, 4 — Cu+25ат.%Mn

Анализ зависимостей показывает, что до степени деформации, равной $\epsilon_{ист}=0.3$, наблюдается уменьшение расстояний между микрополосами, а ширина их возрастает. При дальнейшем росте деформации после $\epsilon_{ист}=0.3$ величина вышеперечисленных парамет-

тров практически не изменяется и кривые зависимости выходят на насыщение во всех исследованных сплавах. Уменьшение расстояний между микрополосами приводит к увеличению их плотности с ростом степени деформации.

Выводы

Экспериментально установлены четыре варианта формирования разориентированной микрополосовой субструктуры в сплавах с разной концентрацией легирующего элемента:

1) в сплавах с низкой концентрацией легирующего элемента происходит вытягивание стенок ячеек вдоль плотноупакованных направлений, и полосы зарождаются вдоль границ разориентированных ячеек. В структуре присутствует разориентация между соседними ячейками;

2) в сплавах с высоким содержанием легирующего элемента Al формирование микрополосовой субструктуры происходит путем накручивания на длинные дислокации других систем скольжения.

Впоследствии формируются дислокационные сгущения, которые и являются основой образования микрополос;

3) микрополосовая субструктура в сплавах Cu-Mn образуется на фоне разориентированной ячеисто-сетчатой субструктуры, в частности, на расщепленных дислокациях;

4) плотность микрополос увеличивается с ростом деформации. Ширина микрополос растет, а расстояние между ними уменьшается с возрастанием степени деформации;

Общее для всех сплавов с разной концентрацией — формирование микрополосовой структуры происходит от границ зерен.

Библиографический список

1. Courtney T.H. *Mechanical Behavior of Materials*. Michigan: McGraw-Hill, 2000. 733 p.
2. Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Клопотов А.А. и др. Влияние состава на эволюцию дислокационной субструктуры в поликристаллических находящихся в слабоустойчивом состоянии сплавах Cu-Al при пластической деформации // Известия Алтайского государственного университета. 2021. Т. 117. № 1. С. 58–63. DOI: 10.14258/izvasu(2023)1-09
3. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. Полосовая субструктура в ГЦК — однофазных сплавах. Дислокации и ротационная деформация твёрдых тел // Сб. научных трудов. Л.: ФТИ, 1988. С. 103–113.
4. Тейлор Ф. Рентгеновская металлография. М.: Металлургия, 1963. 668 с.
5. Уманский Я.С. Рентгенография металлов и полупроводников. М.: Металлургия, 1969. 496 с.
6. Потехаев А.И., Тришкина Л.И., Клопотов А.А. и др. Эволюция дислокационной структуры в слабоустойчивых состояниях при деформации твердых растворов сплавов // Известия вузов. Физика. 2023. № 4. Т. 66. С. 115–122.
7. Классен-Неклюдова М.В. Механическое двойникование кристаллов. М.: Изд-во АН СССР, 1960. 261 с.
8. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И. Эволюция дислокационной структуры при деформации поликристаллических сплавов на основе меди и их пластичность // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016. Т. 13. С. 162–167.
9. Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Клопотов А.А., Потехаев А.И., Бородин В.И., Кулагина В.В. Параметры субструктуры в деформированных сплавах Cu-Mn с ГЦК решеткой // Известия вузов. Черная металлургия. 2023. № 1. Т. 66. С. 62–69.
10. Potekhaev A.I., Trishkina L.I., Klopotov A.A. et al. The Role of Stacking Fault Energy of Cu-Al and Cu-Mn alloys During their Deformation in Low-Stability State // Russian Physics Journal. 2021. Vol. 65. № 6. P. 1012–1221.
11. Koneva N.A., Trishkina L.I., Cherkasova T.V. et al. Evolution of Microstructure and its Parameters after Deformation of Polycrystalline Cu-Al Alloys with Different Stacking Fault Energy // Russian Physics Journal. 2021. 7. Vol. 64. P. 1219–1224.
12. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / под ред. акад. В.И. Трефилова. Киев: Наукова Думка, 1989. 256 с.
13. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 244 с.
14. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
15. 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.
16. Koneva N.A., Trishkina L.I., Cherkasova T.V. et al. Deformation Effect on Microtwinning and Crystal Lattice Distortion of Polycrystalline Cu-Al Alloys // Russian Physics Journal. 2021. № 11. Vol. 63. P. 1904–1908

References

1. Courtney T.H. *Mechanical Behavior of Materials*. Michigan: McGraw-Hill, 2000. 733 p.
2. Trishkina L.I., Cherkasova T.V., Klopotov A.A. et al. Influence of Composition on the Evolution of the Dislocation Substructure in Polycrystalline Cu-Al Alloys in a Weakly

Stable State During Plastic Deformation. *Izvestiya of Altai State University*. 2021. Vol. 117. No 1. P. 58–63. (In Russ.). DOI: 10.14258/izvasu(2023)1-09

3. Koneva N.A., Lychagin D.V., Teplyakova L.A. Strip Substructure in FCC — Single-Phase Alloys. *Dislocations and Rotational Deformation of Solids*. Sat. scientific works. Leningrad: Physicotechnical Institute, 1988. P. 103–113. (In Russ.).

4. Taylor F. *X-ray Metallography*. Moscow: Metallurgy, 1963. 668 p. (In Russ.).

5. Umansky Ya.S. *X-ray Diffraction of Metals and Semiconductors*. Moscow: Metallurgy, 1969. 496 p. (In Russ.).

6. Potekaev A.I., Trishkina L.I., Klopotov A.A. et al. Evolution of Dislocation Structure in Weakly Stable States During Deformation of Solid Solutions of Alloys *Izvestia of universities. Physics*. 2023. No 4. Vol. 66. P. 115–122. (In Russ.).

7. Klassen-Neklyudova M.V. *Mechanical Twinning of Crystals*. Moscow: Publishing House of the USSR Academy of Sciences, 1960. 261 p. (In Russ.).

8. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I. Evolution of Dislocation Structure During Deformation of Polycrystalline Copper-Based Alloys and their Plasticity. *Fundamental Problems of Modern Materials Science*. 2016. Vol. 13. P. 162–167. (In Russ.).

9. Trishkina L.I., Cherkasova T.V., Klopotov A.A., Potekaev A.I., Borodin V.I., Kulagina V.V. R Substructure Parameters in Deformed Cu- Mn Alloys with FCC Lattice. *News*

of Universities. Ferrous Metallurgy. 2023. Vol. 66. No 1. P. 62–69. (In Russ.).

10. Potekaev A.I., Trishkina L.I., Klopotov A.A. et al. The Role of Stacking Fault Energy of Cu-Al and Cu-Mn Alloys during their Deformation in Low-Stability State. *Russian Physics Journal*. 2021. Vol. 65. No 6. P. 1012–1221.

11. Koneva N.A., Trishkina L.I., Cherkasova T.V. et al. Evolution of Microstructure and its Parameters After Deformation of Polycrystalline Cu-Al Alloys with Different Stacking Fault Energy. *Russian Physics Journal*. 2021. No 7. Vol. 64. P. 1219–1224.

12. Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovsky E.P. et al. *Strain Hardening and Destruction of Polycrystalline Metals*. Kyiv: Naukova Dumka, 1989. 256 p. (In Russ.).

13. Rybin V.V. *Large Plastic Deformations and Destruction of Metals*. Moscow: Metallurgy, 1986. 244 p. (In Russ.).

14. Saltykov S.A. *Stereometric Metallography*. Moscow: Metallurgy, 1970. 376 p. (In Russ.).

15. 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.).

16. Koneva N.A., Trishkina L.I., Cherkasova T.V. et al. Deformation Effect on Microtwinning and Crystal Lattice Distortion of Polycrystalline Cu-Al Alloys. *Russian Physics Journal*. 2021. No 11. Vol. 63. P. 1904–1908.

Сведения об авторах

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

А.А. Клопотов, доктор физико-математических наук, профессор, 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 инженерной школы ядерных технологий, отделение экспериментальной физики, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия;

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

В.И. Бородин, инженер-исследователь, 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, Senior Lecturer of the Division for Experimental Physics, School of Nuclear Science & Engineering, National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia;

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

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