

УДК 539.375.5

## НАКОПЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ МЕДЬ–АЛЮМИНИЙ И РОЛЬ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

© 2021 г. **Н. А. Конева**<sup>1</sup>, Л. И. Тришкина<sup>1</sup>, Т. В. Черкасова<sup>1,2, \*</sup>, Н. А. Попова<sup>1</sup>, Н. В. Черкасов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
“Томский государственный архитектурно-строительный университет”, Томск, Россия

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
“Национальный исследовательский Томский политехнический университет”, Томск, Россия

\*E-mail: [cherkasova\\_tv@mail.ru](mailto:cherkasova_tv@mail.ru)

Поступила в редакцию 19.04.2021 г.

После доработки 12.05.2021 г.

Принята к публикации 28.05.2021 г.

С использованием просвечивающей дифракционной электронной микроскопии исследована эволюция дислокационной структуры при активной пластической деформации в сплавах медь–алюминий в интервале концентраций 0–14 ат. % Al. По микроснимкам определены типы дислокационных субструктур в зависимости от концентрации легирующего элемента. Измерены параметры дефектной структуры и установлена их взаимосвязь с энергией дефекта упаковки.

DOI: 10.31857/S0367676521090192

### ВВЕДЕНИЕ

Количество содержания второго компонента (Al) в сплавах Cu–Al дает возможность широко изменять энергию дефекта упаковки (ЭДУ), а также степень ближнего порядка в сплавах, которое дает изменение сопротивления движения дислокаций по материалу. Величина энергии дефекта упаковки при увеличении содержания Al быстро падает. Пластическая деформация металлов и сплавов позволяет увеличивать накопление различных дефектов структуры, характеризующихся такими параметрами, как средняя скалярная плотность дислокаций  $\langle \rho \rangle$ , плотность статически запасенных дислокаций  $\rho_s$ , плотность геометрически необходимых дислокаций  $\rho_G$ , кривизна-кручение кристаллической решетки  $\chi$  и плотность микродвойников  $\rho_{дв}$ , а также деформационных микрополос и оборванных субгранц. Формирование дефектной субструктуры в материале возможно при выполнении таких факторов, как пластическая деформация и ее скорость, температура испытания, средний размер зерен  $\langle d \rangle$  и ЭДУ  $\gamma_{ДУ}$ , величина которой может влиять на формирование дислокационной субструктуры. Субструктурное упрочнение приводит к изменению напряжения старта дислокаций и сил трения, (что особенно может быть заметно в самом начале пластического течения) и, следовательно, к изменению сопротивления началу деформации, что является одним из

важных механизмов упрочнения металлов и сплавов [1–3].

Проведем анализ влияния ЭДУ на формирование и накопление различных субструктурных дефектов в поликристаллических материалах. Подобных количественных исследований в литературе недостаточно.

Для металлов без примесей, таких как Cu, Al и Ni, при небольших  $\gamma_{ДУ}$  средняя плотность дислокаций  $\langle \rho \rangle$  увеличивается [4]. Следует отметить, что при исследовании дефектной структуры рентгеноструктурным методом по плотности дислокаций не соответствуют данным, полученным структурными методами. Это приведено при исследовании чистой меди и сплавов с добавлением цинка Cu–Zn, содержание Zn в сплаве составляло 10 и 30 вес. % [5]. Энергия дефекта упаковки в данных материалах составляла 41, 22 и 7 МДж/м<sup>2</sup> соответственно. В сплавах системах Cu–Al проводилось изучение влияния  $\gamma_{ДУ}$  на измерение плотности дислокаций при ударных нагружениях. Количество второго компонента Al составляло 0,2, 2, 4 и 6 вес. % [6]. Анализ результатов данной работы показал связь ЭДУ с накоплением дислокаций [6]. В настоящее время работ по исследованию влияния  $\gamma_{ДУ}$  на скорость накопления различных дефектов мало.

В современных условиях создание материалов с заранее заданными прочностными свойствами

требует детального исследования тонкой микроструктуры сплавов. Известно, что вариация ЭДУ может приводить к формированию сплавов с различными типами дислокационных субструктур и соответственно к созданию их прочностных характеристик. Сплавы системы Cu–Al являются модельными для осуществления этих задач. С изменением величины ЭДУ от 10 до 60 мДж/м<sup>2</sup> наблюдается широкий спектр типов дислокационных субструктур [2, 7–9].

Целью настоящей работы являлось проведение изучения качественных и количественных параметров. Обнаружение связи между параметрами и их изменение с величиной ЭДУ в сплавах системы Cu–Al при разных степенях деформации.

### МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Изучение дефектной субструктуры проводилось на сплавах системы медь–алюминий. Содержание второго элемента Al изменялось от 0.5 до 14 ат. %. Изучение дефектной структуры проводилось для средних размеров зерен 20 и 240 мкм. К образцам с размером 100 × 12 × 2 мм<sup>3</sup> применялся тип деформации растяжения на машине Instron со скоростью 2 · 10<sup>-2</sup> с<sup>-1</sup>. Исследования образцов проводилось при температуре 293 К. Для изучения дислокационной субструктура применялся метод просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ). Деформация образцов:  $\epsilon_{ист} = 0.02–0.90$ . Снимки в колонне микроскопа увеличивали до Х30000. По микрофотографиям, которые были получены с помощью электронного микроскопа, проводились измерения следующих параметров дислокационной субструктуры (ДСС): плотность дислокаций и ее составляющие, плотность микродвойников и кривизна-кручение кристаллической решетки. Методы, которые использовались для определения параметров ДСС, описаны в [10].

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Как было отмечено ранее, величина второго элемента Al в сплавах Cu–Al оказывает существенное влияние на величину энергии дефекта упаковки и формирование типов ДСС. В сплавах Cu + 0.5; 3; 5 ат. % Al, где  $\gamma_{ду}$  составляет ~4 · 10<sup>4</sup> Дж/м<sup>2</sup>, при умеренных степенях деформации ( $\epsilon_{ист} = 0.05–0.10$ ) наблюдается следующая последовательность эволюции ДСС: хаотическое распределение дислокаций, клубковая, ячеистая субструктура и фрагментированная. Увеличение содержания второго элемента Al до 14 ат. %, при тех же степенях деформации, может приводить к формированию следующей цепочки ДСС: хаотическое распределение дислокаций, дислокацион-

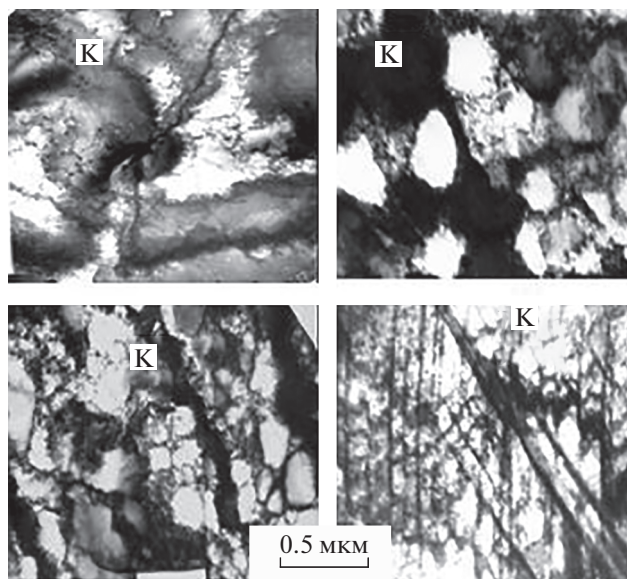
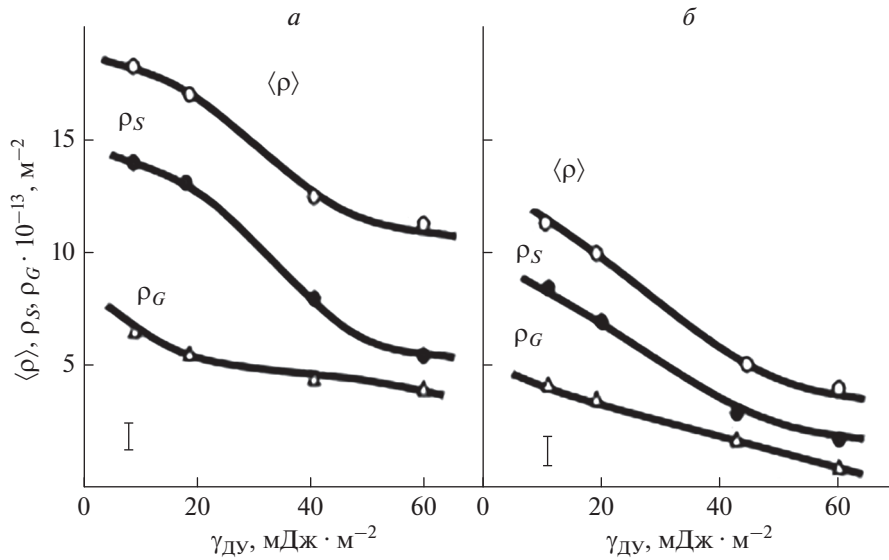


Рис. 1. Микроснимки экстинкционных деформационных контуров (К) в исследованных сплавах при повышенных степенях деформации ( $\epsilon_{ист} = 0.30–0.90$ ).

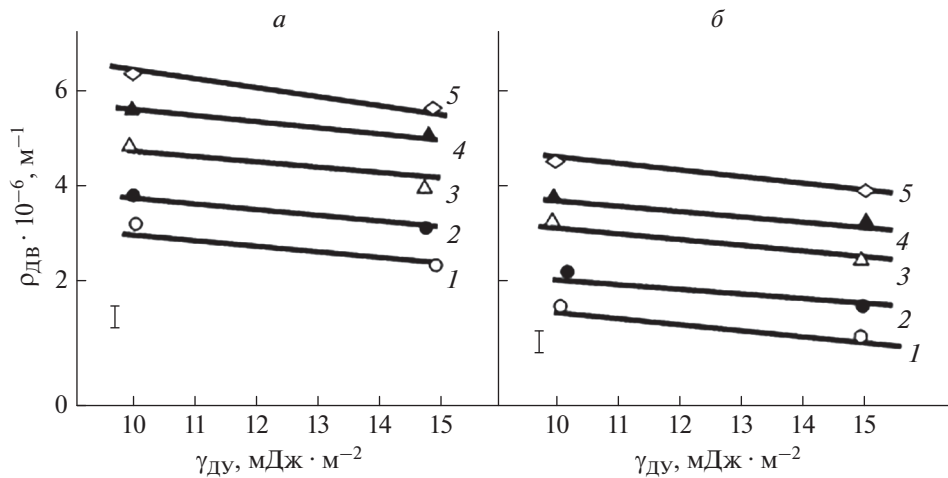
ные скопления, длинные прямолинейные дислокации, которые располагаются в основном вдоль плотноупакованных направлений, дислокационные сгущения, которые состоят из нескольких дислокаций и сетчатой, дислокации которых пересекаются в двух направлениях. Рост степени деформации сопровождается появлением разориентированных субструктур. При повышенных степенях деформации ( $\epsilon_{ист} = 0.20–0.90$ ) и с ростом второго компонента алюминия до 14 ат. % образуются ДСС с разориентировками более 0.5°: ячеистая ДСС, микрополосовая ДСС, ячеисто-сетчатая ДСС и микродвойниковая. При деформациях  $\epsilon_{ист} = 0.10$  формируется одна система микродвойников, а при  $\epsilon_{ист} = 0.30–0.90$  наблюдается образование нескольких систем микродвойников.

Рост плотности дефектов, таких как плотность дислокаций, микрополос и микродвойников влечет за собой образование разориентировок, которые характеризуются появлением на микроснимках экстинкционных деформационных контуров, возникающих в исследованных сплавах при повышенных степенях деформации (рис. 1). Появление контуров свидетельствует о возникновении кривизны-кручения кристаллической решетки в материале [11, 12].

По микрофотографиям были измерены величины  $\langle \rho \rangle$ ,  $\rho_S$  и  $\rho_G$  в зависимости от величины  $\gamma_{ду}$  [13, 14]. Полученные экспериментальные данные для размеров зерен 20 и 240 мкм, деформированных до  $\epsilon_{ист} = 0.30$  показаны на рис. 2. Видно, что величина плотности дислокаций и ее компонент убывают ростом ЭДУ. Плотность статистически



**Рис. 2.** Взаимосвязь средней скалярной плотности дислокаций  $\langle \rho \rangle$ , плотности статистически запасенных  $\rho_S$  и геометрически необходимых  $\rho_G$  дислокаций от энергии дефекта упаковки  $\gamma_{ДУ}$  при разных размерах зерен  $\langle d \rangle = 20$  (а), 240 мкм (б). Степень деформации  $\epsilon_{ист} = 0.30$ .



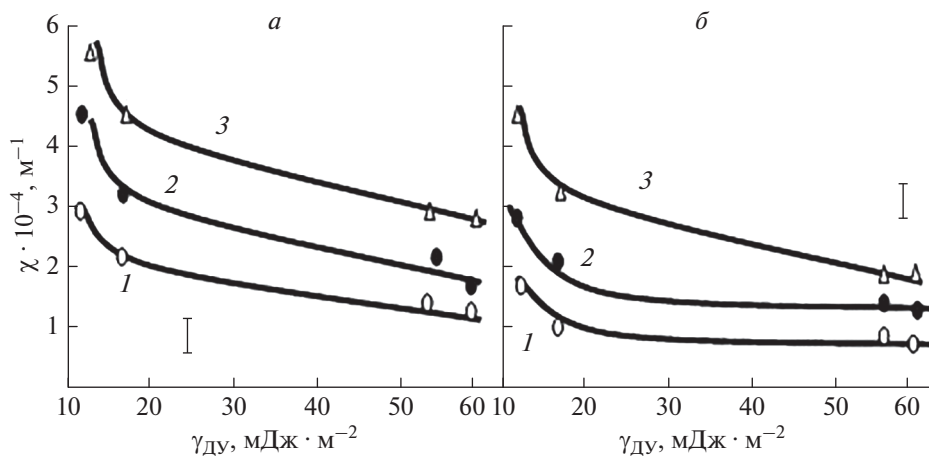
**Рис. 3.** Изменение плотности микродвойников  $\rho_{ДВ}$  с энергией дефекта упаковки  $\gamma_{ДУ}$  при степенях деформации  $\epsilon_{ист}$ : 0.10 (1), 0.20 (2), 0.30 (3), 0.40 (4), 0.50 (5). Размер зерен  $\langle d \rangle = 20$  (а), 240 мкм (б).

запасенных дислокаций выше в сплавах с низкой ЭДУ. Анализ данного рисунка позволяет указать влияния размера зерен на величину  $\rho_S$  и  $\rho_G$  при малых значениях ЭДУ, а именно: величина  $\rho_S$  и  $\rho_G$  выше в сплавах с размером зерна 20 мкм. При больших значениях ЭДУ и рассмотренных размерах зерен значения  $\rho_S$  и  $\rho_G$  отличаются незначительно.

Взаимосвязь плотности микродвойников с изменением ЭДУ для исследованных размеров зерен показана на рис. 3. Анализируя зависимости на рис. 3 можно отметить следующее: при увеличении энергии дефекта упаковки плотность мик-

родвойников линейно уменьшается при всех исследованных степенях деформации. Плотность микродвойников уменьшается в сплавах с меньшим размером зерна при всех исследованных степенях деформации.

Как было отмечено выше, что формирование в материале экстинкционных деформационных контуров показывают наличие кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$ . На рис. 4 приведен пример изменения величины  $\chi$  от величины энергии дефекта упаковки. С низкой ЭДУ величина кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$  растет с деформацией для двух исследованных раз-



**Рис. 4.** Зависимости изгиба-кручения кристаллической решетки  $\chi$  от энергии дефекта упаковки  $\gamma_{ДУ}$  при деформациях  $\epsilon_{ист} = 0.10$  (1), 0.30 (2), 0.50 (3). Размер зерен  $\langle d \rangle = 20$  (а), 240 мкм (б).

меров зерен. Анализ зависимостей показывает, что максимальное значение  $\chi$  наблюдается в сплавах с низкой ЭДУ. В сплавах с размером зерна 20 мкм и высокими и низкими значениями ЭДУ величина  $\chi$  отличается до 2 раз.

**ЗАКЛЮЧЕНИЕ**

Изучена эволюция дислокационной субструктуры в сплавах Cu–Al с изменением величины энергии дефекта упаковки. Установлено влияние энергии дефекта упаковки на параметры дефектной субструктуры. Снижение энергии дефекта упаковки в сплавах приводит к формированию новых типов ДСС, а также к увеличению средней скалярной плотности дислокаций и ее составляющих  $\rho_S$  и  $\rho_G$ . Плотность микродвойников уменьшается с ростом энергии дефекта упаковки. При повышенных степенях деформации в материале возникают экстинкционные деформационные контуры, которые доказывают существование разориентировок в материале и указывают на наличие кривизны-кручения кристаллической решетки. Величина  $\chi$  уменьшается с ростом  $\gamma_{ДУ}$ .

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Конева Н.А., Козлов Э.В. В кн.: Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990. С. 123.
2. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Изв. вузов. Физ. 1996. Т. 33. № 2. С. 89.
3. Sevillano J.G. // Mater. Sci. Technol. 1994. V. 6. P. 21.
4. Dini G., Ueji R., Najafizadeh A., Minir S.M. // Mater. Sci. Engin. A. 2010. V. 527. P. 2759.

5. Zhao Y.H., Liao X.Z., Horita Z. et al. // Mater. Sci. Engin. A. 2008. V. 493. P. 123.
6. Steffens Th., Schwink Ch., Korner A., Karnthaler H.P. // Phil. Mag. A. 1987. V. 56. No. 2. P. 161.
7. Crampin S., Vedensky D.D., Monnier R. // Phil. Mag. A. 1993. V. 67. No. 6. P. 1447.
8. Дударев Е.Ф. Корниенко А.Л., Бакач Г.П. // Изв. вузов. Физ. 1991. № 3. С. 35.
9. Коновалова Е.В. Влияние фундаментальных характеристик поликристаллов однофазных ГЦК сплавов на параметры зернограницного ансамбля. Дис. ... канд. физ.-мат. наук. Томск: Томский гос. ун-т, 2001. 314 с.
10. Конева Н.А., Черкасова Т.В., Тришкина Л.И. и др. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры. Электронно-микроскопические методы измерения их параметров. Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2019. 136 с.
11. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. // Изв. РАН. Сер. физ. 2019. Т. 83. № 6. С. 830; Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2019. V. 83. No. 6. P. 756.
12. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. // Изв. РАН. Сер. физ. 2017. Т. 81. № 3. С. 419; Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2017. V. 81. No. 3. P. 391.
13. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. // Lett. Mater. 2017. V. 7. No. 3. P. 282.
14. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Конева Н.А. // Изв. РАН. Сер. физ. 2011. Т. 75. № 5. С. 830; Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Конева Н.А. // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2011. V. 75. No. 5. P. 670.

## Accumulation of defects in the polycrystalline copper–aluminum solid solutions and a role of the stacking fault energy

**N. A. Koneva<sup>a</sup>**, L. I. Trishkina<sup>a</sup>, T. V. Cherkasova<sup>a, b, \*</sup>, N. A. Popova<sup>a</sup>, N. V. Cherkasov<sup>a</sup>

<sup>a</sup>*Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, 634002 Russia*

<sup>b</sup>*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, 634050 Russia*

*\*e-mail: cherkasova\_tv@mail.ru*

Evolution of the dislocation structure during active plastic deformation was carried out in copper-aluminum alloys with Al content of 0–14 at % using transmission electron microscopy. Analysis of the types of the dislocation substructure as a function of the alloying element content was conducted. The parameters of the defect substructure were measured and the effect of stacking fault energy on accumulation of defects in the alloys was observed and evaluated.