

УДК 669.35:539.214

DOI: 10.17223/00213411/64/7/43

Н.А. КОНЕВА¹, Л.И. ТРИШКИНА¹, Т.В. ЧЕРКАСОВА^{1,2}, А.Н. СОЛОВЬЕВ¹, Н.В. ЧЕРКАСОВ¹

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ЕЕ ПАРАМЕТРОВ С ДЕФОРМАЦИЕЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ МЕДЬ – АЛЮМИНИЙ С РАЗНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ *

Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведено исследование эволюции дислокационной структуры при активной пластической деформации в сплавах медь – алюминий в интервале концентраций 0.5–14 ат. % Al. По микроснимкам оцентовались типы дислокационных субструктур в зависимости от концентрации легирующего элемента и степени деформации. Измерялись параметры дефектной структуры, такие, как средняя скалярная плотность дислокаций, кривизна-кручение кристаллической решетки и плотность микродвойников. Выявлено влияние энергии дефекта упаковки на накопление дефектов.

Ключевые слова: металлы, сплавы, деформация, размер зерна, кривизна-кручение кристаллической решетки, энергия дефекта упаковки, дефекты кристаллической структуры.

Введение

При пластической деформации металлических материалов происходит возникновение и накопление дефектов. Такими дефектами могут быть дислокации, микродвойники, ячейки, микрополосы, субграницы, кривизна-кручение кристаллической решетки. Накопление дефектов зависит от ряда факторов: степени пластической деформации, скорости деформации, температуры деформации, размера зерна поликристалла и энергии дефекта упаковки ($\gamma_{д.у.}$). Величина $\gamma_{д.у.}$ оказывает влияние на накопление дислокаций в материалах, на формирование типа субструктуры, а также на их механические свойства. Субструктурное упрочнение является важным механизмом упрочнения металлов и сплавов [1–3]. Исследований влияния $\gamma_{д.у.}$ на накопление дефектов в поликристаллах пока недостаточно, чтобы создать общую картину явления. Отметим в связи с этим некоторые работы.

В работе [4] для чистых металлов (Cu, Al и Ni) и TWIP-стали было установлено, что с уменьшением $\gamma_{д.у.}$ плотность дислокаций ρ возрастает при фиксированной степени деформации. Однако приведенные данные по ρ получены, в основном, неструктурными методами. В [5] исследовались чистая Cu и сплавы с цинком: Cu + 10 вес. % Zn и Cu + 30 вес. % Zn, энергия дефекта упаковки в которых равна соответственно 41, 22 и 7 мДж/м². В них достигалось ультрамелкозернистое (УМЗ) состояние кручением под гидростатическим давлением (КГД). Затем образцы подвергались растяжению при комнатной температуре. Была измерена рентгеновским методом плотность дислокаций, и установлено, что плотность дислокаций как после КГД, так и после растяжения зависит от $\gamma_{д.у.}$. С уменьшением $\gamma_{д.у.}$ плотность дислокаций увеличивается. В работе [6] при фиксированном размере зерна 50 мкм при ударных нагружениях чистой меди и четырех сплавов системы Cu–Al с содержанием Al 0.2, 2, 4 и 6 (вес. %) было исследовано изменение плотности дислокаций в зависимости от $\gamma_{д.у.}$. Из полученных в [6] результатов следует, что влияние $\gamma_{д.у.}$ на накопление дислокаций зависит от величины нагрузки при ударном нагружении. Интересные результаты получены авторами [7]. Проводилось моделирование на УМЗ-меди. Изучалось влияние различных параметров (формы зерен, температуры) на характеристики упрочнения. Установлено, что $\gamma_{д.у.}$ влияет на деформационное поведение меди. Деформационное упрочнение снижается с уменьшением $\gamma_{д.у.}$. Интересно отметить, что эффект зависит от формы микрочерен. Имеющиеся в литературе данные пока не дают возможности сделать окончательное заключение о влиянии $\gamma_{д.у.}$ на накопление дефектов при деформации металлов и сплавов.

Одной из основных проблем при практическом применении сплавов является моделирование в них оптимальных физико-механических свойств. Для решения этой проблемы необходимо исследовать особенности изменения дислокационной субструктуры в зависимости от концентрации

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

легирующего элемента и деформации. Удобными объектами для решения этой задачи являются сплавы системы Cu–Al. Увеличение содержания Al в сплавах Cu–Al снижает $\gamma_{д.у}$ [8–10]. Это дает возможность получить разнообразие дислокационных структур и механических свойств в медно-алюминиевых сплавах.

Цель настоящей работы – исследование влияния энергии дефекта упаковки, степени деформации и размера зерна на накопление дислокаций и другие характеристики субструктур поликристаллических сплавов системы Cu–Al.

Материалы и методы исследования

Исследование дислокационной субструктуры выполнено на сплавах системы медь – алюминий. Концентрация легирующего элемента варьировалась в пределах 0.5–14 ат. % Al. Исследовались сплавы со средним размером зерна 20, 40, 60, 120 и 240 мкм. Плоские образцы с размером рабочей части 100×12×2 мм подвергались растяжению на машине Instron со скоростью $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре. Дислокационная структура изучалась методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) в интервале деформаций $\epsilon_{ист} = 0.02–0.90$. Использовались электронные микроскопы с ускоряющим напряжением 125 кВ, снабженные гониометром. Увеличение в колонне микроскопа составляло $\times 30000$. По полученным микрофотографиям измерялась плотность дислокаций, плотность микровойников и кривизна-кручение кристаллической решетки χ . Величина χ представляет собой локальный градиент разориентировки в кристалле: $\chi = d\phi/dl$. Описание использованных в работе методов, примененных для определения этих параметров дислокационной субструктуры (ДСС), представлено в работе [11].

Результаты исследования и их обсуждение

Содержание легирующего элемента в сплавах Cu–Al влияет на значение энергии дефекта упаковки и развитие дислокационной структуры. На рис. 1 представлены типы неразориентированных субструктур, наблюдаемых в медно-алюминиевых сплавах, деформированных при степенях деформации $\epsilon_{ист} = 0.05–0.10$ при уменьшении энергии дефекта упаковки (переход от a к z). При умеренных степенях деформации в сплавах Cu + 0.5, 3 и 5 ат. % Al, в которых $\gamma_{д.у}$ составляет

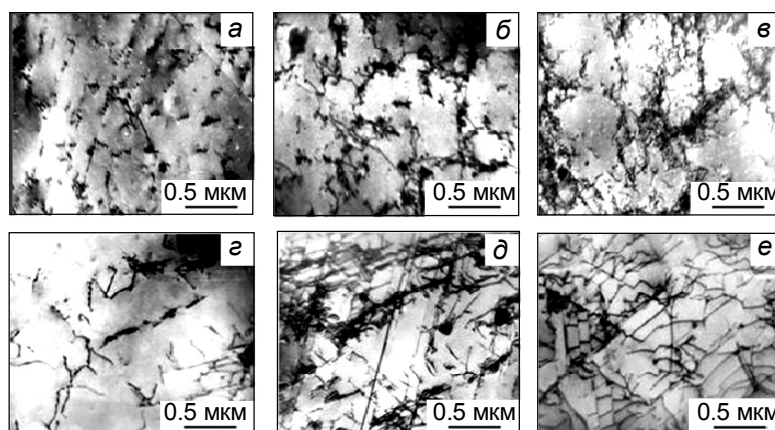


Рис. 1. Типы неразориентированных субструктур в медно-алюминиевых сплавах, деформированных при степенях деформации $\epsilon_{ист} = 0.05–0.10$: a – хаотическое распределение дислокаций, b – клубки из дислокаций, $в$ – неразориентированная ячеистая ДСС, $г$ – хаос и дислокационные скопления, $д$ – длинные дислокации и сгущения из дислокаций, $е$ – однородная сетчатая ДСС. Сплавы: $a–в$ – Cu + 0.5 ат. % Al и Cu + 5 ат. % Al, $г–е$ – Cu + 10 ат. % Al и Cu + 14 ат. % Al. Размер зерна $\langle d \rangle = 120 \text{ мкм}$

$\sim 4 \cdot 10^4 \text{ Дж/м}^2$, наблюдается следующая последовательность эволюции ДСС: хаотическое распределение дислокаций, клубковая и ячеистая субструктуры (рис. 1, a , b , $в$). Повышение концентрации легирующего элемента до 14 ат. % Al приводит к образованию следующей цепочки ДСС при деформации: дислокационные скопления, длинные прямолинейные дислокации, дислокационные сгущения и сетчатая ДСС (рис. 1, $г$, $д$, $е$).

Рост степени деформации сопровождается появлением разориентированных субструктур. При повышенных степенях деформации ($\epsilon_{\text{ист}} = 0.20-0.90$) и с ростом концентрации алюминия до 14 ат. % формируются разориентированные ДСС: ячеистая, микрополосовая, ячеисто-сетчатая и микродвойниковая. При деформациях $\epsilon_{\text{ист}} = 0.10$ формируется одна система микродвойников, а при $\epsilon_{\text{ист}} = 0.30-0.90$ наблюдается образование нескольких систем микродвойников. Рост плотности дислокаций, микрополос и микродвойников влечет за собой образование разориентировок в материале, которые характеризуются появлением на электронно-микроскопических изображениях экстинкционных деформационных контуров, возникающих в исследованных сплавах при повышенных степенях деформации. На рис. 2 представлены типы дислокационных субструктур, формирующихся при повышенных степенях деформации с размером зерна 120 мкм. Следует заметить, что данные микроструктуры как при малых степенях деформации, так и при повышенных образуются для исследованных

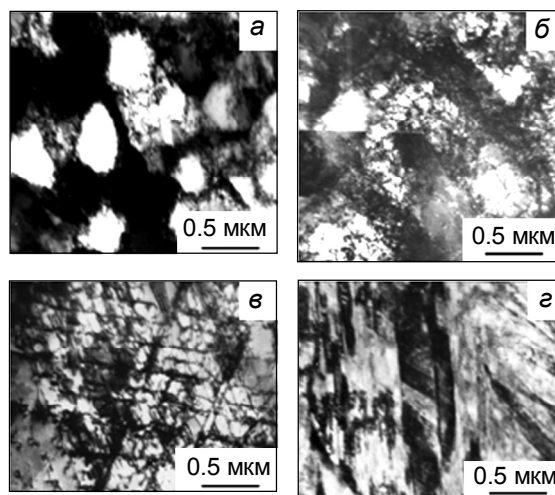


Рис. 2. Типы разориентированных субструктур в медно-алюминиевых сплавах Cu + 10 ат. % Al и Cu + 14 ат. % Al, деформированных при степенях деформации $\epsilon_{\text{ист}} = 0.30-0.90$: а – разориентированная ячеистая ДСС; б – микрополосовая ДСС; в – разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС; г – две и более систем микродвойников

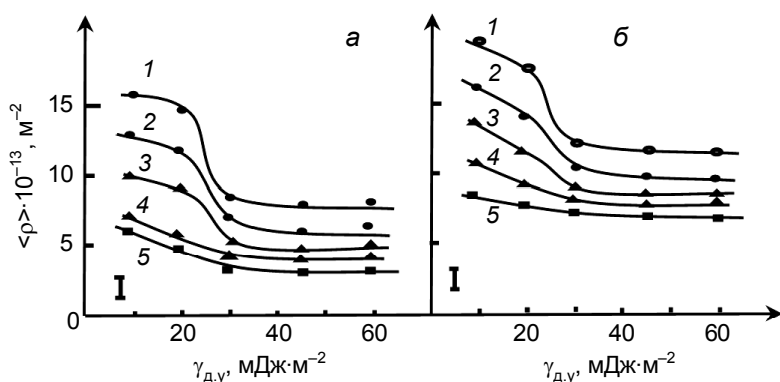


Рис. 3. Зависимости средней скалярной плотности дислокаций ($\langle \rho \rangle$) от энергии дефекта упаковки ($\gamma_{\text{д.у}}$) при разных размерах зерен (d , мкм): кр. 1 – 10; кр. 2 – 40; кр. 3 – 60; кр. 4 – 120; кр. 5 – 240. Степени деформации: а – $\epsilon_{\text{ист}} = 0.05$; б – $\epsilon_{\text{ист}} = 0.40$

плотность дислокаций убывает по мере увеличения энергии дефекта упаковки. Размер зерна влияет на плотность микродвойников. Плотность дислокаций возрастает с уменьшением размера зерна.

При увеличении концентрации легирующего элемента соответственно с уменьшением энергии дефекта упаковки в материале формируются деформационные микродвойники (рис. 2, г). На рис. 4 представлены зависимости плотности микродвойников от энергии дефекта упаковки для размеров зерен 10 и 240 мкм. Анализ зависимостей показывает, что при увеличении энер-

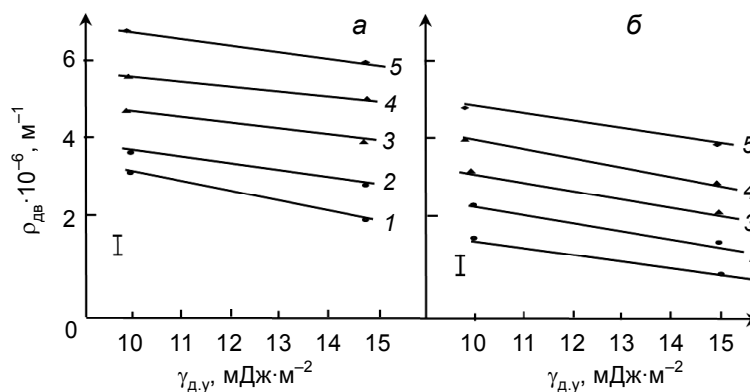


Рис. 4. Зависимости плотности микродвойников $\rho_{\text{дв}}$ от энергии дефекта упаковки $\gamma_{\text{д.у}}$ при разных степенях деформации $\epsilon_{\text{ист}}$: кр 1 – 0.10; кр 2 – 0.20; кр 3 – 0.30; кр 4 – 0.40; кр 5 – 0.50

размеров зерен. Появление контуров при повышенных степенях деформации свидетельствует о возникновении кривизны-кручения кристаллической решетки.

По микрофотографиям была измерена средняя скалярная плотность дислокаций ($\langle \rho \rangle$) в сплавах с разной энергией дефекта упаковки при различных размерах зерен и степенях деформации. Зависимости средней скалярной плотности дислокаций от энергии дефекта упаковки ($\gamma_{\text{д.у}}$) для всех исследованных размеров зерен и двух степеней деформации $\epsilon_{\text{ист}} = 0.05$ и 0.40 представлены на рис. 3. Видно, что

гии дефекта упаковки плотность микродвойников линейно уменьшается при всех исследованных степенях деформации. Плотность микродвойников в сплаве с размером зерна 10 мкм выше, чем в сплаве с размером зерна 240 мкм.

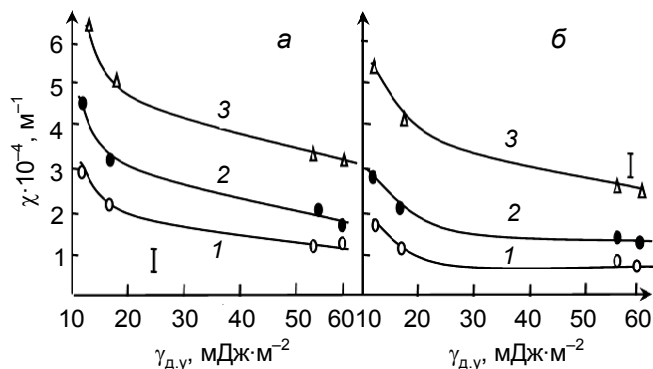


Рис. 5. Зависимости изгиба-кручения кристаллической решетки χ от энергии дефекта упаковки γ при разных степенях деформации: кр. 1 – $\varepsilon_{\text{ист}} = 0.10$; кр. 2 – $\varepsilon_{\text{ист}} = 0.40$; кр. 3 – $\varepsilon_{\text{ист}} = 0.60$. Размер зерен ($\langle d \rangle$, мкм): а – 10; б – 240

Как указывалось ранее, появление экстинкционных деформационных контуров свидетельствует о возникновении кривизны-кручения кристаллической решетки χ в деформированных поликристаллах медь – алюминий. На рис. 5 приведен пример изменения величины χ от величины энергии дефекта упаковки. Анализ зависимостей показывает, что максимальное значение χ наблюдается в сплавах с низкой энергией дефекта упаковки.

Влияние размера зерна на накопление средней скалярной плотности дислокаций представлено на рис. 6. Из анализа зависимостей видно, что при уменьшении размера зерна плотность дислокаций резко

убывает до размера зерна 100–120 мкм, а затем в интервале размеров зерна 120–240 мкм меняется незначительно. Можно полагать, что при размерах зерен $\langle d \rangle \geq 100$ мкм границы зерен не оказывают значительного влияния на накопление дислокаций в поликристаллах. Плотность дислокаций выше в сплавах с низкой энергией дефекта упаковки.

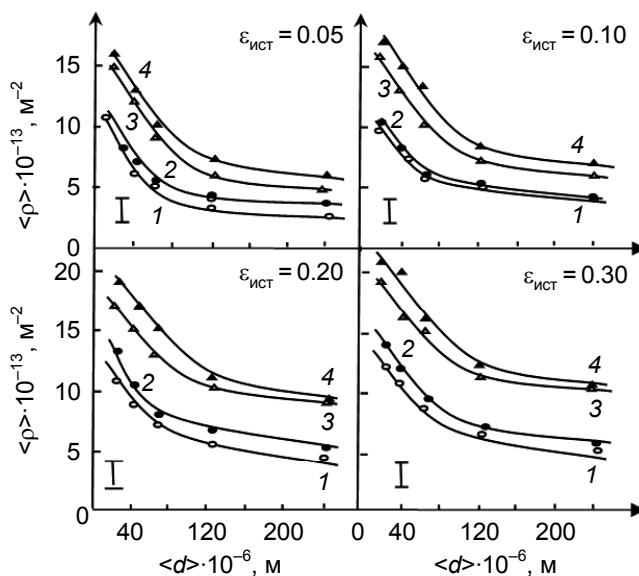


Рис. 6. Зависимости средней скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$ от размера зерна $\langle d \rangle$ при разных степенях деформации сплавов: кр. 1 – Cu + 0.5 ат. % Al; кр. 2 – Cu + 5 ат. % Al; кр. 3 – Cu + 10 ат. % Al; кр. 4 – Cu + 14 ат. % Al

Закключение

Методом ПЭМ изучена эволюция дислокационной субструктуры в сплавах Cu–Al с изменением энергии дефекта упаковки и степени деформации. Установлено влияние энергии дефекта упаковки на параметры дефектной субструктуры. Снижение энергии дефекта упаковки в сплавах приводит к увеличению средней скалярной плотности дислокаций. Плотность микродвойников уменьшается с ростом энергии дефекта упаковки. При повышенных степенях деформации возникает кривизна-кручение кристаллической решетки, величина которой уменьшается с ростом $\gamma_{д,у}$.

Увеличение размера зерна приводит к снижению плотности дислокаций во всех исследованных сплавах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Структурные уровни пластической деформации и разрушения / под ред. акад. В.Е. Панина. – Новосибирск: Наука, 1990. – С. 123–186.
2. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Изв. вузов. Физика. – 1990. – Т. 33. – № 2. – С. 89–106.
3. Sevillano J. G. // Mat. Sci. Technol / ed. R.W. Cahn et al. – 1994. – V. 6. – P. 21–88.
4. Dini G., Ueji R., Najafizadeh A., and Minir S.M. // Vaghefi. Mat. Sci. Eng. A. – 2010. – V. 527. – P. 2759–2763.
5. Zhao Y.H., Liao X.Z., Horita Z., et al. // Mat. Sci. Eng. A. – 2008. – V. 493. – P. 123–129.
6. Steffens Th., Schwink Ch., Korner A., and Karnthaler H.P. // Phil. Mag. A. – 1987. – V. 56. – No. 2. – P. 161–173.
7. Li Yuan, Peng Jing, Rajiv Shivpuri, et al. // Phil. Mag. – 2019. – V. 99. – No. 22. – P. 2818–2840.
8. Crampin S., Vedensky D.D., and Monnier R. // Phil. Mag. A. – 1993. – V. 67. – No. 6. – P. 1447–1457.
9. Дударев Е.Ф., Корниенко А.Л., Бакач Г.П. // Изв. вузов. Физика. – 1991. – Т. 34. – № 3. – С. 35–46.
10. Коновалова Е.В. Влияние фундаментальных характеристик поликристаллов однофазных ГЦК-сплавов на параметры зернограничного ансамбля: дис. ... к.ф.-м.н. – Томск, 2001. – 314 с.
11. 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.

Поступила в редакцию 15.02.2021.

¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия

Конева Нина Александровна, д.ф.-м.н., профессор, профессор каф. физики, химии и теоретической механики ТГАСУ;
Тришкина Людмила Ильинична д.ф.-м.н., профессор, профессор каф. физики, химии и теоретической механики ТГАСУ, e-mail: trishkina.53@mail.ru;
Черкасова Татьяна Викторовна, к.ф.-м.н., доцент, доцент каф. физики, химии и теоретической механики ТГАСУ, ст. преподаватель НИ ТПУ, e-mail: cherkasova_tv@mail.ru;
Соловьев Артем Николаевич, мл. науч. сотр. ТГАСУ, e-mail: tsk_san@mail.ru;
Черкасов Никита Владиславович, студент ТГАСУ, e-mail: cherkasov_2000@outlook.com.