

УДК 669.35:539.214

DOI: 10.17223/00213411/63/11/63

*Н.А. КОНЕВА<sup>1</sup>, Л.И. ТРИШКИНА<sup>1</sup>, Т.В. ЧЕРКАСОВА<sup>1,2</sup>, А.Н. СОЛОВЬЕВ<sup>1</sup>, Н.В. ЧЕРКАСОВ<sup>1</sup>*

### ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОДВОЙНИКОВАНИЯ И КРИВИЗНУ-КРУЧЕНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Cu–Al \*

Рассмотрена динамика изменения разориентированных дислокационных субструктур, появляющихся на стадии развитой пластической деформации. Проведены качественные исследования типов дефектов, которые являются источниками кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$ . Измерены количественные параметры  $\chi$  в сплавах при разных размерах зерен  $\langle d \rangle$ . Прослежено изменение параметра кривизны-кручения кристаллической решетки в разориентированной ячеисто-сетчатой дислокационной субструктуре и микродвойниковой от степени деформации. Определены значения  $\chi$  вблизи микродвойников и с удалением от них. Приведены примеры формирования микродвойников с ростом степени деформации для разных размеров зерен.

**Ключевые слова:** металлы, сплавы, деформация, размер зерна, кривизна-кручение кристаллической решетки, микродвойникование.

#### Введение

Деформация металлических материалов вызывает появление в них разнообразных дефектов. Одним из важных дефектов является кривизна ( $\chi$ ) кристаллической решетки [1–4]. Локальная кривизна развивается с деформацией материала и определяет зарождение дислокаций, дает основной вклад в деформационное упрочнение, способствует образованию микротрещин, а затем приводит к разрушению материала [5]. Величину  $\chi$  определим как кривизну-кручение кристаллической решетки. Из работ В.Е. Панина с соавт. [4, 6] следует, что локальная кривизна развивается с деформацией материала на всей иерархии масштабных уровней и определяет зарождение дислокаций, дает основной вклад в деформационное упрочнение, способствует образованию трещин, а затем и разрушению. В общем случае  $\chi$  представляет собой тензор, который содержит компоненты кривизны и кручения. Поэтому величину  $\chi$  определим здесь как кривизну-кручение кристаллической решетки. Источниками кривизны-кручения в ГЦК-поликристаллических твердых растворах являются границы зерен и уступы на них, стыки границ зерен, избыточные дислокации, распределенные по объему материала, образования дисклинационного типа и микротрещины [7, 8]. На электронно-микроскопических изображениях структуры деформированных материалов изгиб-кручение кристаллической решетки проявляется в возникновении изгибных деформационных экстинкционных контуров. Экспериментально эволюция  $\chi$  с деформацией и зависимость  $\chi$  от величины размера зерна пока мало изучены.

Цель данной работы – выявить влияние размера зерна и плотности дислокаций в различных типах дислокационных субструктур, таких, как разориентированная ячеисто-сетчатая и микродвойниковая, на величину кривизны-кручения кристаллической решетки ( $\chi$ ) от степени деформации. Показать взаимосвязь  $\chi$  и плотности дислокаций в разориентированной ячеисто-сетчатой с расстоянием от микродвойников.

#### Материалы и методы исследования

Исследование выполнено на поликристаллических ГЦК-сплавах Cu + 10 ат. % Al и Cu + 14 ат. % Al. 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 температуре испытания 293 К. Структура деформированных образцов изучалась на фольгах в электронных микроскопах ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540», снабженных гониометром с наклоном и прецессией. Для исследования были взяты образцы сплавов в интервале размера зерен ( $\langle d \rangle$ ) от 10 до 200 мкм. По микрофотографиям проведе-

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

ны измерения параметров кривизны-кручения кристаллической решетки и плотности микродвойников. Величина  $\chi$  определялась из градиента непрерывной разориентировки [9, 10]:

$$\chi = \frac{\partial\varphi}{\partial\ell},$$

где  $\varphi$  – угол наклона кристаллографической плоскости по отношению к электронному пучку;  $\ell$  – расстояние на плоскости. Величина  $d\varphi/d\ell$  определялась с использованием параметров изгибных экстинкционных контуров. Контур локализован на участке с одинаковой ориентировкой отражающих плоскостей. Величину  $\chi$  можно определить из измерений ширины экстинкционного контура  $\Delta\ell$  в его локальных участках при фиксированном угле наклона образца. Плотность микродвойников измерялась методом секущей [11], подробное описание примененных методов представлено в [12].

### Результаты исследования и их обсуждение

В поликристаллических сплавах с высоким содержанием легирующего элемента на фоне разориентированной ячеисто-сетчатой субструктуры после деформации  $\epsilon_{ист} > 0.10$  начинает формироваться микродвойниковая структура. На рис. 1 представлены электронно-микроскопические изображения микродвойниковой субструктуры при разных степенях деформации. Видно, что при деформации  $\epsilon_{ист} = 0.10$  образуются одиночные микродвойники (рис. 1, а). Дальнейшее увеличение степени деформации до  $\epsilon_{ист} = 0.30$  приводит к формированию одной системы микродвойников (рис. 1, б), а затем при дальнейшем росте деформации – к двум (рис. 1, в) и более (рис. 1, г). Микродвойники в сплавах могут образовываться как внутри зерна (рис. 1, а–в), так и от границ зерен (рис. 1, г) и являются источниками кривизны-кручения кристаллической решетки. Это подтверждается образованием экстинкционных деформационных контуров, которые формируются от микродвойников.

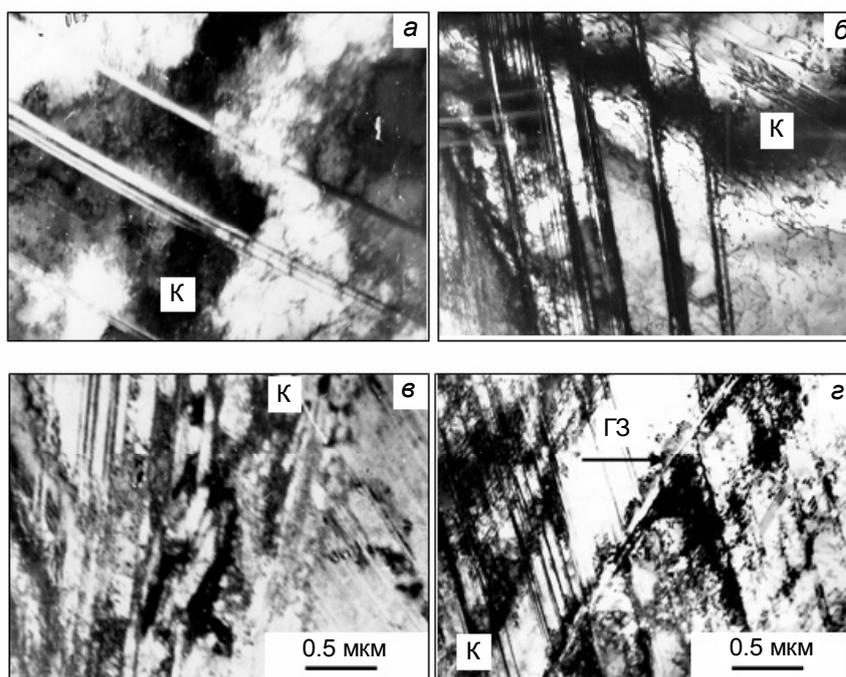


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение микродвойников в сплаве Cu + 10 ат. % Al после различных степеней деформации: а – одиночные микродвойники ( $\epsilon_{ист} = 0.10$ ); б – одна система микродвойников ( $\epsilon_{ист} = 0.30$ ); в – две и более систем микродвойников ( $\epsilon_{ист} = 0.40$ ); г – микродвойники, формирующиеся от границы зерна (ГЗ) (указана стрелкой) ( $\epsilon_{ист} = 0.50$ ); К – экстинкционный деформационный контур

На рис. 2 представлены зависимости плотности микродвойников ( $\rho_{дв}$ ) от степени деформации для разных размеров зерен. Анализ зависимостей показывает, что при росте степени деформации

происходит интенсивное формирование микродвойников из нескольких систем скольжения и плотность микродвойников увеличивается при всех размерах зерен. С увеличением размера зерна плотность микродвойников также растет. Средняя скалярная плотность дислокаций в разориентированной ячеисто-сетчатой дислокационной субструктуре (ДСС) при этом уменьшается. Следует отметить, что увеличение плотности микродвойников ведет к уменьшению плотности дислокаций. Это говорит о том, что микродвойникование подавляет процесс скольжения в материале.

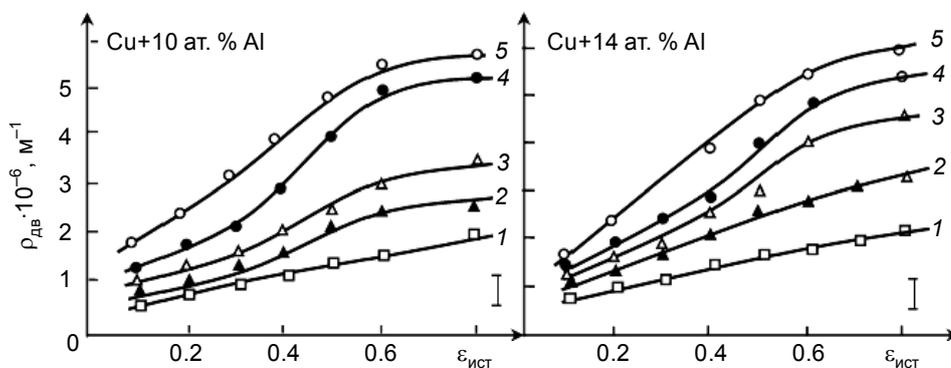


Рис. 2. Зависимости плотности микродвойников  $\rho_{дв}$  от степени деформации при разных размерах зерен: кр. 1 –  $d = 10$  мкм; кр. 2 –  $d = 40$  мкм; кр. 3 –  $d = 60$  мкм; кр. 4 –  $d = 120$  мкм; кр. 5 –  $d = 240$  мкм

На рис. 3 приведены зависимости плотности дислокаций в разориентированной ячеистой ДСС с расстоянием от микродвойников. Из рисунка видно, что вблизи микродвойников наблюдается низкая плотность дислокаций при двух размерах зерен – 10 и 200 мкм. С удалением от микродвойников плотность дислокаций растет, в дальнейшем выходя на насыщение.

При повышенных степенях деформации происходит интенсивное образование экстинкционных деформационных контуров, которые свидетельствуют о наличии разориентировок в структуре, что приводит, в свою очередь, к формированию кривизны-кручения решетки. На рис. 4 представлены зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки от степени деформации для размера зерен 10 и 200 мкм в среднем по образцу, т.е. учитывались значения  $\chi$  в разориентированной ячеисто-сетчатой ДСС и в микродвойниковой. Анализ зависимостей показывает, что с ростом степени деформации величина  $\chi$  возрастает.

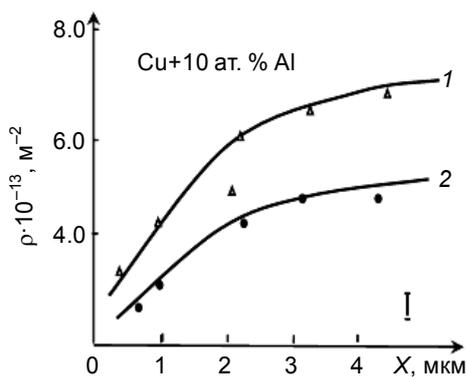


Рис. 3. Зависимости плотности дислокаций в разориентированной ячеисто-сетчатой ДСС с расстоянием  $X$  от микродвойников при разных размерах зерен: кр. 1 –  $\langle d \rangle = 10$  мкм; кр. 2 –  $\langle d \rangle = 200$  мкм

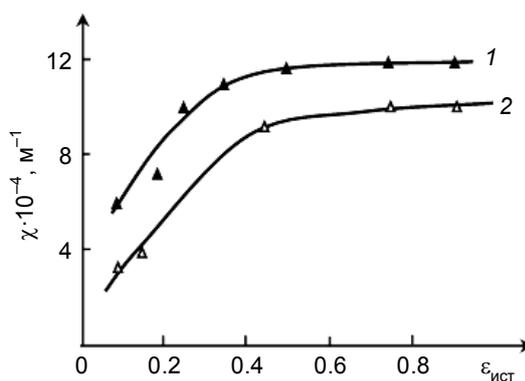


Рис. 4. Зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$  от степени деформации в сплаве Cu + 10 ат. % Al: кр. 1 –  $\langle d \rangle = 10$  мкм; кр. 2 –  $\langle d \rangle = 200$  мкм

Зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$  с расстоянием  $X$  от микродвойников при разных степенях деформации и для двух размеров зерен представлены на рис. 5. Величина  $\chi$  убывает с расстоянием от микродвойников. Проследим роль микродвойников в формировании кривизны-кручения кристаллической решетки в зависимости от того, как образуется экс-

тинкционный деформационный контур с расстоянием от них: 1) ширина контура не изменяется, 2) ширина контура увеличивается, 3) ширина контура уменьшается. Результаты этих исследований представлены на рис. 6. Видно, что в первом случае величина  $\chi$  не изменяется (кривая 1), во втором – уменьшается (кривая 2), а в третьем – возрастает (кривая 3).

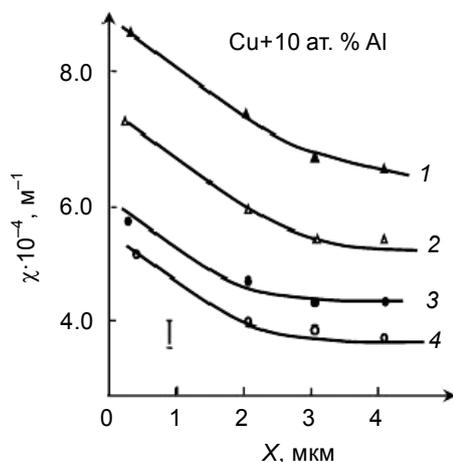


Рис. 5. Зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$  с расстоянием  $X$  от микродвойников при разных степенях деформации: кр. 1, 2 –  $\varepsilon_{\text{ист}} = 0.40$ ; кр. 3, 4 –  $\varepsilon_{\text{ист}} = 0.10$ . Размер зерна: кр. 1, 3 – 10 мкм; кр. 2, 4 – 200 мкм

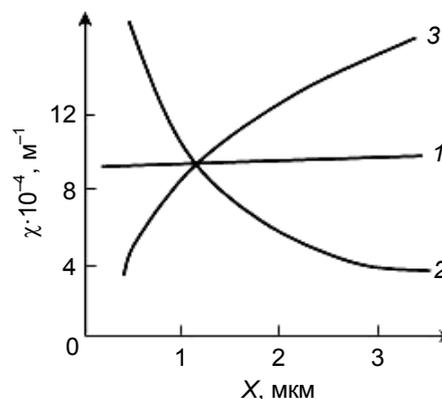


Рис. 6. Схематическое изменение кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$  с расстоянием  $X$  от микродвойников с учетом ширины экстинкционного деформационного контура (кр. 1–3)

Величина  $\chi$  не меняется в случае, если контур формируется между двумя микродвойниками, т.е. когда микродвойники образуют пачку.

Величина  $\chi$  связана с плотностью микродвойников линейной зависимостью (рис. 7).

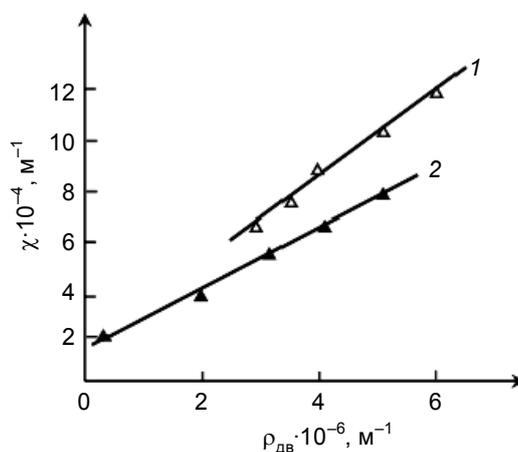


Рис. 7. Зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки ( $\chi$ ) от плотности микродвойников ( $\rho_{\text{дв}}$ ) в сплавах: кр. 1 – Cu + 10 ат. %Al; кр. 2 – Cu + 14 ат. %Al

### Заключение

Проведено электронно-микроскопическое исследование разориентированной ячеистой дислокационной субструктуры и микродвойниковой при разных степенях деформации и размерах зерен, изучена кривизна-кручение кристаллической решетки, возникающая при деформации поликристаллических сплавов систем Cu–Al. Установлено, что источниками возникновения кривизны-кручения являются разориентированная ДСС и микродвойники и что величина  $\chi$  связана с плотностью микродвойников линейной зависимостью. Максимальная плотность дислокаций наблюдается вдали от микродвойников.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В., Козлов Э.В. // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Ч. 1 / под ред. акад. В.Е. Панина. – Томск: ТГУ, 1990. – С. 83–93.
2. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Коротаев А.Д., Денисов К.И. // Физич. мезомех. – 2013. – Т. 16. – № 3. – С. 63–79.
3. Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П. // Физич. мезомех. – 2004. – Т. 7. – № 4. – С. 35–53.
4. Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф. // Физич. мезомех. – 2014. – Т. 17. – № 6. – С. 7–18.
5. Koneva N.A., Trishkina L.I., Cherkasova T.V., and Kozlov E.V. // Bull. Russ. Acad. Sci.: Physics. – 2017. – V. 81. – No. 3. – P. 391–393.
6. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. // Физич. мезомех. – 2015. – Т. 18. – № 3. – С. 100–113.
7. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. // Известия АН. Сер. физич. – 1998. – Т. 62. – № 7. – С. 1352–1358.
8. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. // Изв. вузов. Физика. – 2017. – Т. 60. – № 4. – С. 14–19.
9. Козлов Э.В., Лычагин Д.В., Конева Н.А. и др. // Физика прочности гетерогенных материалов / под ред. А.Е. Романова. – Л.: ФТИ им. А.Ф. Иоффе, 1988. – С. 3–13.
10. Koneva N.A., Trishkina L.I., and Cherkasova T.V. // Bull. Russ. Acad. Sci.: Physics. – 2019. – V. 83. – No. 10. – P. 1362–1367.
11. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
12. Конева Н.А., Черкасова Т.В., Тришкина Л.И. и др. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры. Электронно-микроскопические методы измерения их параметров: учеб.-метод. пособие. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2019. – 136 с.

Поступила в редакцию 31.07.2020.

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
г. Томск, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
г. Томск, Россия

**Конева** Нина Александровна, д.ф.-м.н., профессор, профессор каф. физики, химии и теоретической механики ТГАСУ, e-mail: koneva@tsuab.ru;

**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 ОРЯ 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.