

ЭВОЛЮЦИЯ С ДЕФОРМАЦИЕЙ КРИВИЗНЫ-КРУЧЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В РАЗЛИЧНЫХ СУБСТРУКТУРАХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Н.А. Конева¹, Л.И. Тришкина¹, Т.В. Черкасова^{1,2}

¹Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Томский государственный архитектурно-строительный университет»,
пл. Соляная, 2, г. Томск, Россия;

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»,
ул. Ленина 30, г. Томск, Россия

e-mail: koneva@tsuab.ru

EVOLUTION AT DEFORMATION OF A CRYSTAL LATTICE CURVATURE-TORSION IN DIFFERENT SUBSTRUCTURES OF ALLOYS ON COPPER BASE

N.A. Koneva¹, L.I. Trishkina¹, T.V. Cherkasova^{1,2}

¹Federal State Budget Educational Institution of Higher Education “Tomsk State University of
Architecture and Building”,

2 Solyanaya sq., Tomsk, 634003 Russian Federation;

²Federal State Budget Educational Institution of Higher Education “National Research Tomsk
Polytechnic University”,

30 Lenina st., Tomsk, 634050 Russian Federation

e-mail: koneva@tsuab.ru

В работе представлены результаты электронно-микроскопического исследования кривизны-кручения (χ) кристаллической решетки, возникающей при деформации поликристаллических ГЦК твердых растворов. Исследовались сплавы Cu+0.4 ат.% Mn и Cu+19 ат.% Mn со средними размерами зерен $\langle d \rangle = 10 \dots 240$ мкм. Образцы деформировались растяжением при комнатной температуре. Установлены источники кривизны-кручения. Выявлено, что наиболее высокие значения χ характерны для стыков зерен и границ зерен. При развитой пластической деформации возникают источники χ дислокационного и дисклинационного происхождения.

The results of electron-microscopy research of a crystal lattice curvature-torsion (χ) arising at deformation of FCC polycrystalline solid solutions are presented in the work. Cu + 0.4at.%Mn and Cu + 19at.%Mn alloys having average grain sizes $\langle d \rangle = 10 \dots 240\mu\text{m}$ have been studied. The samples have undergone the tensile strain at room temperature. The sources of curvature-torsion have been established. It has been revealed that the highest values of χ are typical for grain junctions and grain boundaries. The sources of the curvature-torsion of dislocation and disclination origin arise at developed plastic strain.

Введение

Важным дефектом металлических материалов, возникающим при пластической деформации, является локальная кривизна кристаллической решетки (χ) [1-4]. Как следует из работ [4, 5], этот дефект развивается с деформацией материала на всей иерархии масштабных уровней, определяет зарождение дислокаций и дает основной вклад в деформационное упрочнение, способствует образованию микротрещин, а затем и разрушению. Представления о кривизне кристаллической решетки используются для объяснения фрагментации и измельчения зерен при интенсивной пластической деформации [6]. В общем случае χ

представляет собой тензор [1, 7-10], который содержит компоненты кривизны и кручения кристаллической решетки. Поэтому будем определять χ как кривизну-кручение кристаллической решетки.

Изучение вопроса о кривизне-кручении кристаллической решетки показывает, что экспериментальных работ пока недостаточно для создания полной картины эволюции χ с деформацией и источников ее происхождения. Для поликристаллических материалов в этом плане важно понять роль размера зерен.

Цель настоящего исследования заключалась в экспериментальном изучении кривизны-кручения кристаллической решетки методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) в деформированных поликристаллических ГЦК твердых растворах с разным размером зерен, установлении источников ее происхождения, эволюции χ с деформацией.

Материалы и методы исследования

Для исследования были выбраны поликристаллические ГЦК сплавы Cu+0.4 ат. % Mn и Cu+19 ат. % Mn со средними размерами зерен: 10 ... 240 мкм. Плоские образцы с размером рабочей части 100×12×2 мм³ подвергались растяжению на машине Instron со скоростью 2·10⁻² с⁻¹ при температуре 293 К до разрушения. Дефектная структура образцов изучалась методом ПЭМ на фольгах, приготовленных из образцов, деформированных до различных степеней деформации $\epsilon_{\text{ист}}$. Величина χ измерялась электронно-микроскопически с использованием изгибных экстинкционных деформационных контуров, изображение которых на микрофотографиях свидетельствует о наличии кривизны-кручения кристаллической решетки [1]. Величина χ определяется из градиента непрерывной разориентировки:

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

где φ – угол наклона кристаллографических плоскостей с одинаковой ориентировкой по отношению к электронному пучку, ℓ – расстояние в кристалле. Изгибный экстинкционный контур локализован на участке с одинаковой ориентировкой отражающих плоскостей. Интенсивность в контуре спадает от центра к краям по мере удаления от точного брэгговского отражения. Ширина контура $\Delta \ell$ в величинах разориентировок $\Delta \varphi$ для ГЦК металлов Ni, Cu и Fe и сплавов на их основе составляет 1° [11, 12]. Таким образом, величину χ можно определить из измерений ширины экстинкционного контура $\Delta \ell$ в локальных участках. Такой метод использовался в настоящей работе. Отметим, что в настоящее время для измерения χ и связанной с ней плотностью геометрически необходимых дислокаций используется также метод EBSD (дифракция обратно рассеянных электронов) [10, 13].

Результаты и их обсуждение

Пластическая деформация в сплавах вызывает образование и развитие различного типа дислокационных субструктур (ДСС) [14]. При развитой пластической деформации ($\epsilon_{\text{ист}} > 0.20$) в исследуемых сплавах наблюдаются разориентированные ДСС, например, такие как разориентированная ячеистая, разориентированная ячеисто-сетчатая, микрополосовая и оборванные субграницы. Оборванные субграницы, представляют собой частичные дисклинации [15]. Уже при небольших степенях пластической деформации возникают экстинкционные деформационные контуры. Их источником являются границы зерен и их стыки. Образование разориентированных субструктур также сопровождается возникновением экстинкционных деформационных контуров. На рис. 1 представлены электронно-микроскопические изображения формирования экстинкционных деформационных контуров от

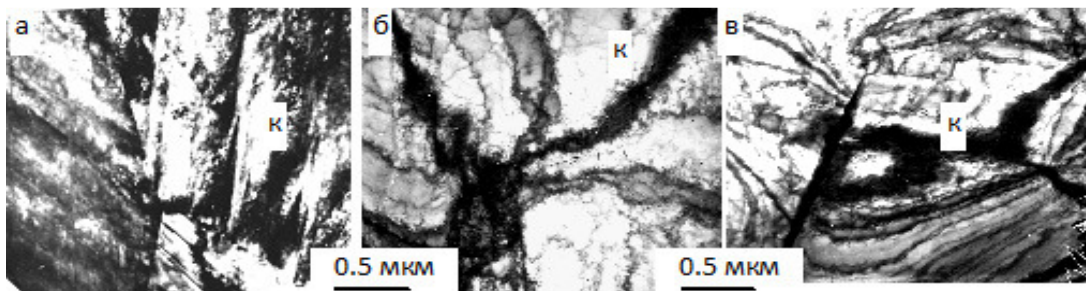


Рис.1 - Электронно-микроскопические изображения экстинкционных деформационных контуров (К) от границы зерна (а), в разориентированной ячеисто-сетчатой ДСС (б), от оборванной субграницы (в) в сплаве Cu+19ат.%Mn, $\epsilon_{\text{ист}} = 0.80$

разных источников.

На рис. 2 а представлены зависимости напряжения течения (σ) и коэффициента деформационного упрочнения (θ) от степени деформации в сплаве Cu+19 ат. % Mn с размерами зерен $\langle d \rangle = 10$ мкм и $\langle d \rangle = 240$ мкм. Наблюдаются четыре стадии деформационного упрочнения, связанные с различным поведением θ [14]. Максимальное значение θ наблюдается на стадии II, на

стадии III происходит его уменьшение, а на стадии IV он практически остается неизменным. Коэффициент деформационного упрочнения выше в сплаве с размером зерна 10 мкм.

С использованием параметров изгибных экстинкционных контуров были измерены значения χ , связанные с различными источниками ее происхождения на разных стадиях деформации. На рис. 2 б, в представлены результаты этих измерений для сплава Cu+19 ат. % Mn. Из рисунка следует, что величина χ , обусловленная границами зерен и их стыками, в разориентированной ячеистой субструктуре, характерной для этого сплава в значительном интервале деформации, растет с увеличением степени деформации. Значения χ при всех степенях пластической деформации оказываются наиболее высокими вблизи стыков зерен и границ зерен. Сравнение рис. 2 а и 2 б, в позволяет проследить изменения χ на различных стадиях пластической деформации.

Уменьшение размера зерна увеличивает значения χ . Это следует из сравнения рис. 2б и 2в и особенно четко из результатов, представленных на рис. 3. На этом рисунке даны зависимости $\chi = f(\langle d \rangle)$ для широкого интервала размеров зерен для сплава Cu+0.4 ат. % Mn для степени деформации $\epsilon_{ист} = 0.60$. Измерения χ проводились на расстоянии 1 – 2 мкм от различных источников. Видно, что уменьшение размера зерен сопровождается увеличением χ . Этот эффект наиболее заметен при $\langle d \rangle$ менее 100 – 120 мкм. Наибольшие значения χ наблюдаются для стыков зерен и границ зерен. В субструктурах – микрополосовой и разориентированной ячеистой ДСС – значения χ меньше.

На рис. 4 представлена зависимость средней величины кривизны-кручения кристаллической решетки χ от размера зерна $\langle d \rangle$ с учетом разных источников (границ зерен, их стыков, оборванных субграниц, микрополос, других разориентированных субструктур, микротрещин) в сплавах Cu+0.4 ат. % Mn и Cu+19 ат. % Mn. при $\epsilon_{ист} = 0.60$. Видно, что и средние значения χ с уменьшением размера зерен увеличиваются.

Для сравнения поведения кривизны-кручения кристаллической решетки в зависимости от деформации сплавов с разным содержанием Mn на рис. 5 представлены зависимости средней величины χ от $\epsilon_{ист}$ для этих сплавов с размером зерен $\langle d \rangle = 10$ мкм. Средняя величина χ , как и на рис. 4, определялась с учетом всех источников ее происхождения. Из рисунка видно, что средняя величина χ оказывается больше в сплаве Cu+19 ат. % Mn. Увеличение содержания Mn и, следовательно, увеличение твердорастворного упрочнения сопровождается ростом χ . Этот эффект проявляется во всем исследованном интервале деформаций.

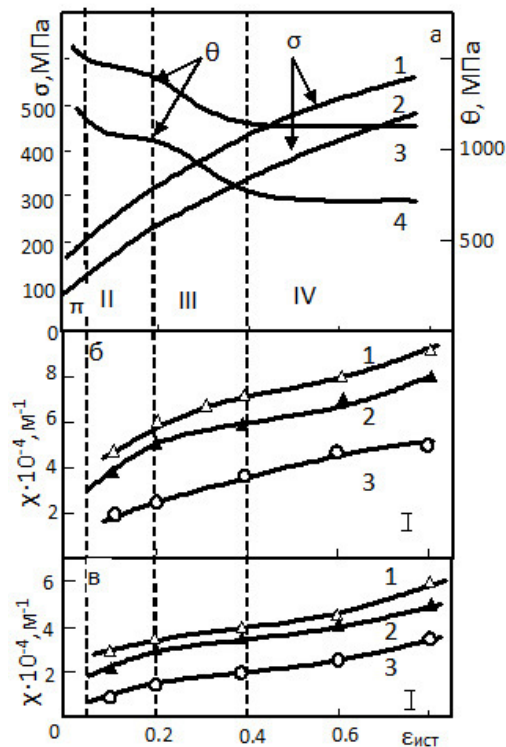


Рис.2. а – зависимости напряжения течения (σ) и коэффициента деформационного упрочнения (θ) для сплава Cu+19 ат. % Mn с размерами зерен ($\langle d \rangle$): 1,3 – 10 мкм, 2,4 – 240 мкм; б, в – зависимости кривизны-кручения кристаллической решетки (χ) для разных источников (1 – от стыков зерен, 2 – от границ зерен, 3 – в разориентированной ячеистой-сетчатой субструктуре) от степени деформации ($\epsilon_{ист}$) сплава с разными размерами зерен (б – 10 мкм, в – 240 мкм). Пунктирными линиями и римскими цифрами указаны стадии пластической деформации

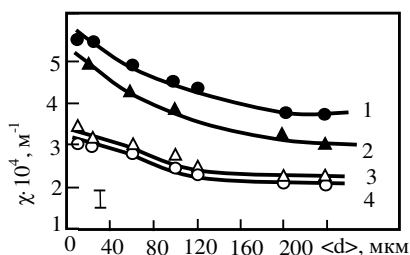


Рис.3 - Взаимосвязь кривизны-кручения кристаллической решетки χ с размером зерна $\langle d \rangle$ от разных источников: 1 – от стыков границ зерен, 2 – от границ зерен, 3 – от микрополос, 4 – в разориентированной ячейистой ДСС в сплаве Cu-0.4ат.% Mn; $\epsilon_{ист} = 0.60$.

Измерения проводились в интервале 1...2 мкм от источников

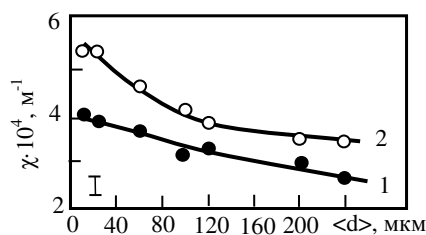


Рис.4 - Взаимосвязь средней величины кривизны-кручения кристаллической решетки χ с размером зерна $\langle d \rangle$ с учетом разных источников в сплавах: Cu+0.4ат.% Mn (1) и Cu+19ат.% Mn (2). $\epsilon_{ист} = 0.60$. Измерения χ проводились в интервале 1...2 мкм от источников (от стыков, ГЗ, оборванных границ, микрополос, микротрещин, в субструктурах) и затем суммировались

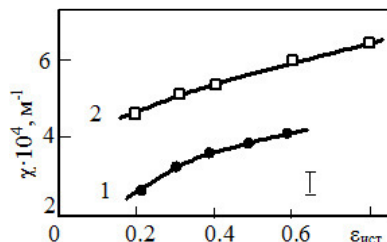


Рис.5 - Зависимости средней величины кривизны-кручения кристаллической решетки χ от степени деформации $\epsilon_{ист}$. Размер зерна $\langle d \rangle = 10$ мкм. Сплавы: 1– Cu+0.4ат.% Mn; 2 – Cu+19ат.% Mn

Заключение

Методом ПЭМ выполнено исследование кривизны-кручения кристаллической решетки, возникающей при деформации поликристаллических ГЦК сплавов Cu-Mn с разным размером зерен. Установлено, что источниками возникновения кривизны-кручения являются границы зерен, стыки зерен и деформационные границы разориентации дислокационного и дисклинационного происхождения. Границы зерен и их стыки являются главными источниками возникновения кривизны-кручения вплоть до разрушения сплавов. Размер зерен оказывает существенное влияние на величину χ . Уменьшение размера зерен увеличивает кривизну-кручение. Это влияние оказывается наиболее существенным при $\langle d \rangle$ менее 100 ... 120 мкм. Влияние размера зерен на величину χ связано с возрастающей ролью границ зерен и их стыков в формировании кривизны-кручения при уменьшении $\langle d \rangle$, и, следовательно, увеличении доли границ зерен и стыков зерен в объеме материала.

Исследования выполнены при поддержке государственного задания на проведение научных исследований по проекту № 3.8320.2017/БЧ.

Список использованных источников:

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., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П.* //Физическая мезомеханика. 2004.- Т.7. -№4 - С.35-53.
3. *Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Коротаев А.Д., Денисов К.И.* //Физическая мезомеханика. 2013. -Т.16.- №3.- С. 63-79.
4. *Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф.* //Физическая мезомеханика. 2014.- Т.17. -№6. - С. 7-18.
5. *Панин В.Е., Егорушкин В.Е.* //Физическая мезомеханика. 2015. -Т.18.- №3. - С. 100-113.
6. *Vinogradov A., Estrin Y.* //Progr. in Mat. Sci. 2018. -V. 95.- P. 172-242.
7. *Вайнштейн Б.К., Фридкин В.М., Инденбом В.Л.* Современная кристаллография, Т.2, Структура кристаллов. М.: Наука, 1979. 359с.
8. *Штремель М.А.* Прочность сплавов. Дефекты решетки. М.: Металлургия, 1982. 280с.
9. *Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А., Козлов Э.В.* //Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2011. -8 - №3.- С. 35-41.
10. *Kundu A., Field D.P.* //Mat. Sci. Eng. A. 2016. - V. A 667. - P. 435-443.
11. *Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А.* //Известия РАН. Серия физическая. 2009. - Т.73. - №9. - С. 1295-1301.
12. *Козлов Э.В., Лычагин Д.В., Конева Н.А., Тришкина Л.И.* Физика прочности гетерогенных материалов. Под ред. А.Е. Романова, Л.: ФТИ им. А.Ф. Иоффе, 1988. С.3-13.
13. *Calcagnotto M., Ponge E., Raabe D.* //Mat. Sci. Eng. A. 2010. - V. A 527. - P. 2738-2746.
14. *Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потеекаев А.И., Козлов Э.В.* Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии, Томск: Изд-во НТЛ, 2015. 344 с.
15. *Рыбин В.В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов, М.: Металлургия, 1986. 224с.