

**ЗАВИСИМОСТИ «НАПРЯЖЕНИЕ-ДЕФОРМАЦИЯ» ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ  
ГЦК СПЛАВОВ И ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ**

Ю.Е. Сенцова, Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, Н.А. Конева

Научный руководитель: профессор, д.ф.-м.н. Л.И. Тришкина

Томский архитектурно-строительный университет, Россия, г. Томск, пл. Соляная, 2, 634003

E-mail: [setsova-1998@mail.ru](mailto:setsova-1998@mail.ru)

**DEPENDENCES OF «FLOW STRESS – DEFORMATION » POLYCRYSTALS OF F.C.C.  
ALLOYS AND EVOLUTIONS OF DISLOCATIONS SUBSTRUCTURE**

Y.E. Sentsova, L. I. Trishkina, T. V. Cherkasova, N. A. Koneva

Scientific Supervisor: Prof., Dr. L. I. Trishkina

Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Solyanaya Sq., 2, 634003

E-mail: [setsova-1998@mail.ru](mailto:setsova-1998@mail.ru)

***Abstract.** The paper is devoted to analysis of work hardening of Cu-Mn alloys. A comparison of work hardening stages of dislocation substructure. The comparison is performed out for the grain sizes 10 and 100 nm. It is determined that dependences of «flow stress ( $\sigma$ ) – deformation ( $\epsilon$ )» are consisted from three stages as a rule. The relations between the stages of stress train curves and types of dislocation substructure were determined with the appearance and the development of a definite type of the dislocation substructure.*

**Введение.** Зависимости « $\sigma - \epsilon$ » ( $\sigma$  – напряжение,  $\epsilon$  – деформация) позволяют выявить характер изменения пластического течения материалов во время деформации, его стадийность, влияние содержания легирующего элемента и других параметров на закономерности этого процесса. Важным является установление взаимосвязи стадий упрочнения с изменением дислокационной структуры, формирующейся в процессе деформации. Процессы пластической деформации в поликристаллах характеризуются определенными стадиями [1, 2]. Стадии отличаются как величиной коэффициента деформационного упрочнения  $\Theta = d\sigma/d\epsilon$ , так и его зависимостью от степени деформации.

В данной статье представлены результаты изучения зависимостей « $\sigma - \epsilon$ » и « $\Theta - \epsilon$ » для малолегированных медно-марганцевых сплавов. Выявлено влияние степени деформации и размера зерна на формирование дислокационной субструктуры.

**Материалы и методы исследования.** Исследовались поликристаллические твердые растворы Cu-Mn со средним размером зерна ( $\langle d \rangle$ ) 10 и 100 мкм. Концентрация Mn в сплавах Cu-Mn изменялась в пределах 0.4...6 ат.%. Методика эксперимента описана в [3]. На основании полученных экспериментальных данных была изучена эволюция дислокационной структуры в зависимости от степени деформации и размера зерна. Средний размер зерна был измерен методом секущей [4].

Для изучения дислокационной структуры, формирующейся в сплавах с разным размером зерна, необходимо было провести по металлографическим изображениям измерение среднего размера зерна для всех исследованных сплавов.

**Результаты.** На рис.1 представлены изображение поверхности (а) исследуемого сплава Cu+0.4ат.%Mn и распределения размера зерен (б) при  $\epsilon_{ист} = 0.10$ . Из рисунка следует, что в сплавах наблюдаются области с большим и мелким размером зерна. Характер распределения является

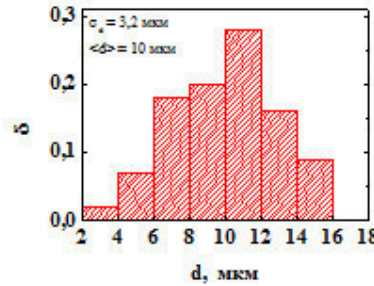


Рис.1. Металлографическое изображение поверхности металла (а) сплава  $\text{Cu-0.4at.\%Mn}$  при  $\epsilon_{\text{ист}} = 0.10$  и распределение размера зерен (б) в этом сплаве

логарифмически нормальным. На рис.2 представлены зависимости напряжения течения и коэффициента деформационного упрочнения от степени деформации при комнатной температуре испытания для образцов с размером зерен  $\langle d \rangle = 100 \text{ мкм}$  для сплавов  $\text{Cu+0.4at.\%Mn}$  и  $\text{Cu+6at.\%Mn}$ . Для выделения стадий деформации были построены зависимости « $\theta - \epsilon$ » (рис. 2). Анализ зависимостей « $\theta - \epsilon$ » выявил наличие короткой переходной стадии  $\pi$ , стадию II и IV – с постоянным  $\theta$  и стадию III – с уменьшающимся  $\theta$ . Величина коэффициента деформационного упрочнения и напряжение течения выше в сплаве  $\text{Cu+6at.\%Mn}$ .

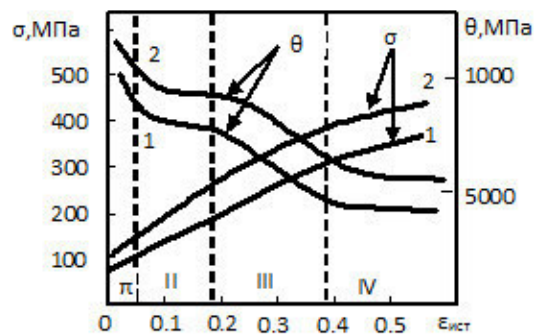


Рис. 2. Зависимости напряжения течения ( $\sigma$ ) и коэффициента деформационного упрочнения ( $\theta$ ) от степени деформации ( $\epsilon$ ) для сплавов  $\text{Cu+0.4at.\%Mn}$  (1) и  $\text{Cu+6at.\%Mn}$  (2). Пунктирными линиями и римскими цифрами указаны стадии деформации

Рассмотрим эволюцию дислокационной субструктуры в процессе деформации. В сплавах  $\text{Cu+0.4at.\%Mn}$  и  $\text{Cu+6at.\%Mn}$  с самого начала пластической деформации формируется хаотическое распределение дислокаций (рис.3а), а затем при росте степени деформации – неразориентированная ячеистая ДСС (рис. 3б). Ячеистая дислокационная субструктура сначала является несовершенной: стенки ячеек не замкнуты и состоят из отдельных дислокаций, либо из дислокационных клубков. При  $\epsilon_{\text{ист}} = 0.10$  начинают появляться разориентировки между соседними ячейками и образуется разориентированная ячеистая ДСС (рис.3в). Появляющиеся разориентировки свидетельствуют о начале поляризации дислокационной структуры, т.е. в стенках ячеек происходит накопление избыточной плотности дислокаций. Стенки ячеек теперь состоят из взаимодействующих дислокаций, но отдельные дислокации в сплетениях еще достаточно хорошо различаются. Одновременно происходит образование новых стенок ячеек, что в свою очередь приводит к уменьшению размера самих ячеек. С некоторого этапа развития ячеистой субструктуры дислокации из внутренней части ячейки уходят в стенки ячеек и ширина их увеличивается. Отметим, что не всегда происходит увеличение ширины стенок ячеек, например, в некоторых чистых металлах наблюдается противоположный процесс: с увеличением степени деформации стенки ячеек становятся более узкими [5-7]. При степени деформации ( $\epsilon_{\text{ист}} = 50$ ) из разориентированной ячеистой происходит формирование микрополосовой ДСС (рис.3г). На электронно-микроскопических изображениях дислокационной субструктуры часто присутствуют деформационные изгибные экстинкционные контуры (рис.3в,г), свидетельствующие о наличии в кристалле непрерывных разориентировок [3]. В некоторых участках фольги наблюдаются оборванные субграницы (рис.3г).

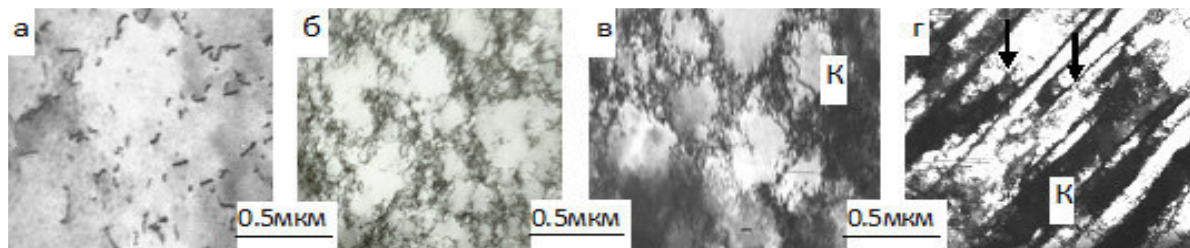


Рис. 3. Типы дислокационных субструктур, наблюдаемых в сплавах  $\text{Cu} + 0.4...6 \text{ ат.}\% \text{ Mn}$  после различных степеней деформации:

*а* – хаотическое распределение дислокаций, *б* – неориентированная ячеистая ДСС, *в* – разориентированная ячеистая ДСС, *г* – микрополосовая ДСС. Оборванные субграницы указаны стрелками. *К* – деформационные изгибные экстинкционные контуры. Размер зерна  $\langle d \rangle = 100 \text{ мкм}$

В сплавах  $\text{Cu}+0.4 \text{ ат.}\% \text{ Mn}$  и  $\text{Cu}+6 \text{ ат.}\% \text{ Mn}$  последовательность превращений ДСС с деформацией выглядит следующим образом: хаотическое распределение дислокаций → ячеистая ДСС без разориентировок → разориентированная ячеистая ДСС → микрополосовая. Размер зерен практически не влияет на формирование типов ДСС. Отличия наблюдаются лишь в количественных параметрах ДСС.

**Закключение.** Установлено, что во всех исследованных сплавах, с разными размерами зерен, деформированных до различных степеней деформации, наблюдаются четыре стадии пластической деформации переходная, с уменьшающимся коэффициентом деформационного упрочнения, стадия II – с высоким и почти постоянным  $\theta$ , стадия III – с уменьшающимся  $\theta$  и стадия IV – с постоянным, но низким значением  $\theta$ . На каждой стадии пластической деформации присутствует, как правило, два и более типа ДСС.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Конева Н.А., Козлов Э.В. Современная картина стадий пластической деформации //Изв. ВУЗов. Физика. – 2004. - №11. – С. 32-37.
2. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Жданов А.Н., Конева Н.А. Дислокационная структура и стадии пластической деформации в металлах и сплавах с разным размером зерен // XVII Петербургские чтения по проблемам прочности. Сб. материалов. Часть I. – Санкт-Петербург: ФТИ им. А.Ф. Иоффе, 2007. – С. 7-10.
3. Конева Н.А., Козлов Э.В. Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. Эволюция дислокационной структуры при деформации поликристаллических сплавов на основе меди и их пластичность //Фундаментальные проблемы современного материаловедения. Т. 13. № 2. – 2016. – С. 162-167.
4. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
5. Хови А. //Прямое наблюдение несовершенств в кристаллах. – М.: Металлургия, 1964. –198-208.
6. Koneva N.A., Trishkina L.I., Kozlov E.V. Internal field sources, their screening and the flow stress// Mater. Sci. and Eng. – 2001. – A v. 319-321. – P.156-159.
7. Инденбом В.Л. Дислокационное описание простейших явлений пластической деформации // Некоторые вопросы физики пластичности кристаллов. – М.: Изд-во АН СССР, 1960. – С.117-158.