

## СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПЛОТНОСТЬ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В.

ФГБОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный  
университет», г. Томск, Россия,  
[koneva@tsuab.ru](mailto:koneva@tsuab.ru)

**Введение.** К настоящему времени экспериментально установлена и описана шести- и даже восьмистадийная картина пластического течения металлических поликристаллов [1,2]. Стадии отличаются как величиной коэффициента

деформационного упрочнения  $\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ , где  $\sigma$  – напряжение,  $\varepsilon$  – деформация, так и его

зависимостью от  $\varepsilon$ . В ГЦК поликристаллах твердых растворов при активной пластической деформации чаще всего наблюдаются четыре стадии упрочнения [1].

В процессе пластической деформации происходит накопление дислокаций. Дислокационную структуру было принято характеризовать средней скалярной плотностью дислокаций  $\langle \rho \rangle$ . Эшби [3, 4] ввел понятие о геометрически необходимых дислокациях (ГНД) и статистически запасенных (СЗД). Статистически запасенные дислокации тормозятся относительно слабыми барьерами – другими дислокациями. Величина плотности ГНД  $\rho_G$  определяет неоднородность пластической деформации и ее градиенты, обусловленные наличием более прочных барьеров – границ зерен [3, 4] и границ деформационного происхождения [5-8]. Когда такие градиенты присутствуют, то происходит накопление геометрически необходимых дислокаций с плотностью  $\rho_G$  [7,8]. Величина  $\rho_G$ , несомненно, должна изменяться при переходе от одной стадии упрочнения к другой. Вопрос этот практически не изучен. Отметим в связи с этим работу [9], в которой для низкоуглеродистой стали была сделана попытка связать изменения  $\rho_G$  со стадиями деформации.

Цель настоящего исследования является установление закономерностей накопления ГНД на различных стадиях пластической деформации поликристаллических ГЦК твердых растворов.

**Методика эксперимента.** В качестве материалов исследования были выбраны поликристаллические ГЦК сплавы Cu+0.4ат.% Mn и Cu+19ат.% Mn с размером зерен 10 и 240 мкм. Деформация образцов проводилась на машине Instron со скоростью  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$  при температурах  $T = 293\text{K}$  и  $673\text{K}$ . Из деформированных образцов получали фольги для просмотра в электронных микроскопах ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540», снабженных гониометром с наклоном и прецессией. По микрофотографиям изучалась дислокационная структура. С использованием параметров изгибных экстинкционных контуров, наблюдаемых на электронно-микроскопических изображениях структуры, определялся градиент непрерывной разориентировки  $\partial\varphi/\partial l$  в кристалле, а затем величина  $\rho_G$  [10]:

$$\rho_G = \frac{1}{b} \frac{\partial\varphi}{\partial l},$$

где  $b$  – вектор Бюргерса,  $\varphi$  – угол наклона кристаллографических плоскостей с одинаковой ориентировкой по отношению к пучку электронов,  $l$  – расстояние в кристалле.

**Результаты исследования и их обсуждение.** На рис. 1 а, б представлены зависимости  $\sigma = f(\varepsilon)$  и  $\theta = f(\varepsilon)$  для сплава Cu+0.4 ат.% Mn с размерами зерен 10 и 240 мкм для двух температур испытания. Напряжение течения при исследованных температурах испытания выше в сплавах с размером зерна 10 мкм. Коэффициенты деформационного упрочнения и напряжение течения в сплавах, деформированных при комнатной температуре, выше, чем при  $T = 673$  К. Как видно, наблюдается четыре стадии деформационного упрочнения: переходная стадия  $\pi$  и стадии II, III и IV. Четные и нечетные стадии на рисунке по

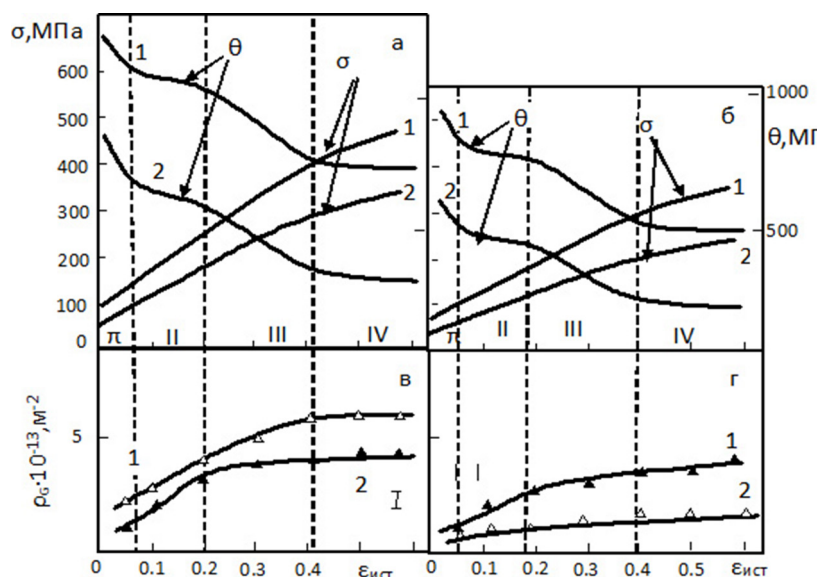


Рисунок 1 - Зависимости напряжения течения ( $\sigma$ ), коэффициента деформационного упрочнения ( $\theta$ ) (а, б) и плотности ГНД  $\rho_G$  (в, г) от степени деформации ( $\varepsilon_{ист}$ ) в сплаве Cu+0.4 ат.% Mn, деформированном при температурах испытания:

1 –  $T = 293$ К; 2 –  $T = 673$ К. Пунктирными линиями и римскими цифрами указаны стадии деформации. Размер зерна: а, в –  $\langle d \rangle = 10$  мкм; б, г –  $\langle d \rangle = 240$  мкм

мкм (рис. 1 в) показывает, что интенсивное накопление ГНД соответствует стадии II деформации. Отметим, что на этой стадии формируется разориентированная ячеистая дислокационная субструктура (ДСС). На стадии III скорость накопления ГНД ослабевает, хотя  $\rho_G$  продолжает увеличиваться. При этом в структуре присутствуют разориентированная ячеистая и микрополосовая ДСС. На стадии IV  $\rho_G$  достигает максимального значения и с ростом деформации практически не изменяется вплоть до разрушения сплава.

Рис. 1г иллюстрирует связь стадий деформации с плотностью ГНД для сплава с размером зерна 240 мкм. Более интенсивное накопление ГНД при  $T = 293$  К наблюдается на стадии II, на стадии III рост ГНД замедляется. На стадии IV  $\rho_G$  с деформацией изменяется очень слабо. Увеличение температуры испытания приводит к снижению роста накопления ГНД на всех стадиях деформации.

На рис. 2 а-г приведены аналогичные зависимости для сплава Cu+19 ат.% Mn. Как и для сплава с содержанием Mn 0.4 ат.%, в этом сплаве также наблюдаются четыре стадии деформационного упрочнения. Значение величины  $\theta$  на каждой стадии выше в сплаве с меньшим размером зерна. Рост плотности ГНД как для сплава с размером зерна 10 мкм, так и для сплава с размером зерна 240 мкм наиболее интенсивным оказывается на стадии II, а на стадии III он замедляется. При этом  $\rho_G$  при  $T = 293$  К продолжает увеличиваться и на стадии IV, хотя и менее интенсивно. Рост температуры испытания снижает и значения  $\theta$ , и значения  $\rho_G$  на всех стадиях деформации. При этом при размере зерна  $\langle d \rangle = 240$  мкм на стадии IV  $\rho_G$  практически не изменяется с ростом  $\varepsilon_{ист}$ . При малом размере зерна плотность  $\rho_G$  продолжает

поведению механическому отличаются друг от друга. На четных стадиях коэффициент деформационного упрочнения  $\theta$  - постоянен. На нечетной стадии  $\theta$  убывает, а зависимость  $\sigma = f(\varepsilon)$  в этом случае - нелинейная. Наибольшего значения величина  $\theta$  достигает на стадии II.

На рис. 1 в, г приведены зависимости плотности ГНД от степени деформации для двух температур испытания. Плотность ГНД выше в сплаве с мелким размером зерна. Анализ зависимостей для размера зерна 10

увеличиваться с ростом  $\epsilon_{ист}$ . Сравнение результатов, представленных на рис. 1 и 2, показывает, что в сплаве Cu+0.4 ат.% Mn интенсивность накопления дислокаций более четко связана со стадиями деформационного упрочнения, чем в сплаве Cu+19 ат.%Mn. Можно полагать, что такое поведение связано с различием превращения

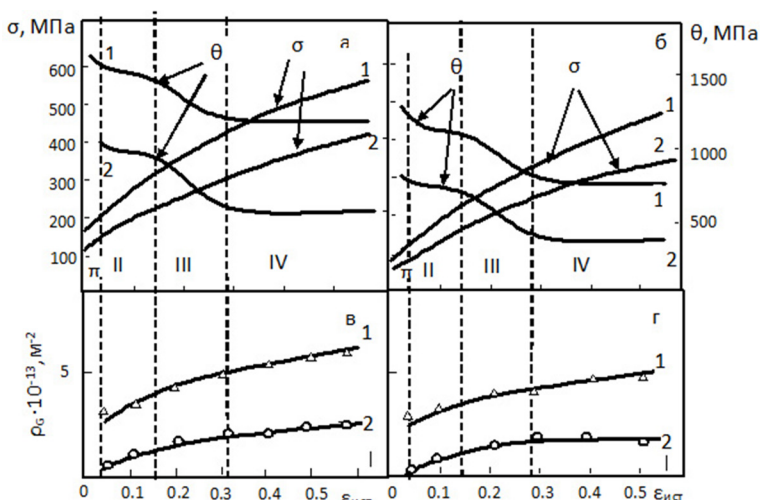


Рисунок 2 - Зависимости напряжения течения ( $\sigma$ ), коэффициента деформационного упрочнения ( $\theta$ ) (а, б) и  $\rho_G$  (в, г) от степени деформации ( $\epsilon_{ист}$ ) в сплаве Cu+19ат.% Mn: 1 – T = 293 K; 2 – T = 673 K. Пунктирными линиями и римскими цифрами указаны стадии пластической деформации. Размер зерна: а, в –  $\langle d \rangle = 10$  мкм; б, г –  $\langle d \rangle = 240$  мкм

дислокационных субструктур с деформацией в этих сплавах [2]. Так, на стадии II в сплаве Cu+0.4 ат.%Mn формируется субструктура, содержащая границы деформационного происхождения – границы ячеек. В сплаве с большим содержанием Mn такая ДСС не образуется. На стадии II формируется ячеисто-сетчатая субструктура, практически не содержащая деформационных границ. С этой ДСС несомненно, связан меньший градиент деформации, чем с формированием ячеистой ДСС. При переходе к стадии III формируется микрополосовая ДСС, т.е. субструктура, содержащая границы деформационного происхождения.

Формирование границ сопровождается появлением градиента деформации и, следовательно, ростом  $\rho_G$ . Формирование микрополосовой ДСС продолжается на стадии IV, что проявляется в дальнейшем увеличении  $\rho_G$  на этой стадии. Можно полагать, что отличие в эволюции ДСС исследуемых сплавов вызывает различие в накоплении  $\rho_G$  на разных стадиях их деформации.

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

#### Литература

1. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Изв. Вузов. Физика. – 2004. - №8. – С.90-98.
2. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии/ под общ. ред. А.И. Потеева. – Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потеев А.И., Козлов Э.В. – Томск: Изд-во НТЛ, – 2015. – 344 с.
3. Ashby M.F. //Phil. Mag. – 1970. – V.21. – №170. – P. 399-424.
4. Эшби М., Джорс Д. //Конструкционные материалы. Полный курс. – Перевод 3-го английского издания – Долгопрудный: Издательский дом «Интеллект», 2010. – 671с.
5. Courtney T.H. Mechanical Behavior of Materials. – Singapore: McGRAW – Hill International Editions, 2000. – 733p.
6. Mughrabi H. //Phil. Mag. – 2006. – V.86, №25-26. – P. 4037-4054.
7. Gao H., Hung Y.//Scr. Mat. – 2003. – V.48. – P.113-118.
8. Pantleon W. //Scr. Mat. – 2008. – V. 58. – P. 994-997.
9. Kundu A., Field D.P. // Mat. Sci. A. – 2016. – V. A 667. – P. 435-443.
10. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Конева Н.А. //Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2011. – Т. 8., № 1. – С. 52-60.