

## РОЛЬ ГРАДИЕНТНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР ПРИ РАЗРУШЕНИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
г. Томск, Россия, E-mail: [koneva@tsuab.ru](mailto:koneva@tsuab.ru)

**Введение.** Разрушение металлических материалов является сложным процессом. Оно определяется закономерностями развития деформации на разных масштабных и структурных уровнях [1, 2]. В поликристаллах границы зерен являются источниками микротрещин. При пластической деформации после степени деформации  $\varepsilon_{\text{ист}} = 0.20-0.25$  возникают дислокационные и дислокационно-дисклинационные субструктуры [1, 3]. Значительный интерес представляет установление взаимосвязи разрушения материалов с дислокационно-дисклинационными субструктурами.

В настоящей работе представлены результаты электронно-микроскопического изучения изменения дефектной структуры и ее параметров с расстоянием от места разрушения образцов и выявление типов дислокационных субструктур (ДСС), определяющих разрушение поликристаллических металлических материалов на мезоуровне.

**Материалы и методы исследования.** Материалами исследования являлись поликристаллические ГЦК твердые растворы (ТР) систем Cu-Al с содержанием Al от 0.5 до 14 ат.% и Cu-Mn с содержанием Mn от 0.4 до 25 ат.%. Средний размер зерен в сплавах варьировал в пределах от 10 до 240 мкм. Образцы сплавов деформировались растяжением при комнатной температуре со скоростью  $2 \cdot 10^{-2} \text{ сек}^{-1}$  до разрушения на машине «Instron». Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) изучалась дефектная структура сплавов с разной концентрацией Al или Mn и разным размером зерен. Использовался электронный микроскоп с ускоряющим напряжением 125 кВ, снабженный гониометром. Исследование дефектной структуры и ее параметров проводилось в локальных участках образцов через каждые  $2 \cdot 10^{-3} \text{ м}$  от места разрушения. В каждой локальной области исследуемого материала определялась степень деформации ( $\varepsilon_{\text{ист}}^{\text{л}}$ ). Известным методом секущей проводились измерения скалярной плотности дислокаций в наблюдаемых субструктурах, плотности деформационных субграниц, плотности микротрещин. Важным параметром дефектной структуры является кривизна кручения ( $\chi$ ) кристаллической решетки [2, 4]. Экспериментально величина  $\chi$  определяется из градиента непрерывной разориентировки в кристалле. Эта величина в настоящей работе измерялась электронно-микроскопическим методом с использованием изгибных экстинкционных контуров [4]:

$$\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial l}, \quad (1)$$

где  $\varphi$  – угол наклона кристаллографических плоскостей с одинаковой ориентировкой по отношению к пучку электронов,  $l$  – расстояние в кристалле. Детали измерения  $\Delta\varphi/\Delta l$  изложены авторами в [3-5]. Отметим, что для измерения  $\chi$  можно использовать также метод EBSD (дифракция обратно рассеянных электронов) [6, 7].

**Результаты и их обсуждение.** На рисунке 1 представлено изменение средней локальной степени деформации, соответствующей различным участкам образца на расстоянии  $X$  от места разрушения для исследуемых сплавов. Хорошо видно значительное различие деформационного поведения малоцентрированных сплавов и концентрированных. Сплавы меди с небольшим содержанием второго элемента (до 5 ат.%) разрушались при достижении локальной степени деформации (в шейке)  $\varepsilon_{\text{ист}}^{\text{л}} = 0.60$ , а концентрированные сплавы (более 8 ат.%) – при  $\varepsilon_{\text{ист}}^{\text{л}} = 0.80-0.90$ . Было проведено детальное изучение дефектной структуры в локальных участках образцов по мере удаления от места их разрушения.

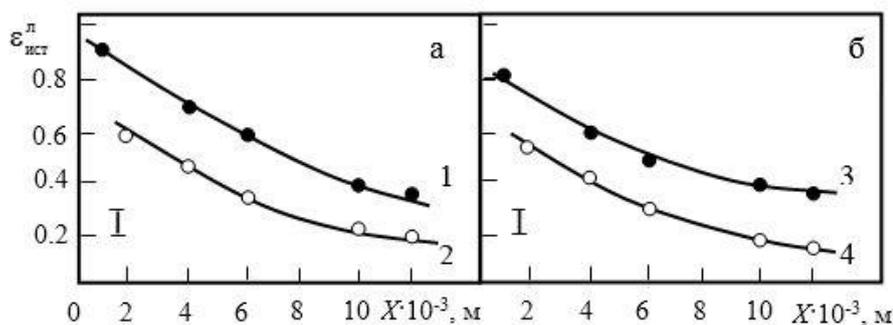


Рисунок 1 – Изменение степени деформации  $\varepsilon_{ист}^л$ , с расстоянием ( $X$ ) от места разрушения образцов для сплавов систем Cu-Al (а) и Cu-Mn (б): 1 – Cu + 14 ат.% Al, 2 – Cu + 5 ат.% Al; 3 – Cu + 25 ат.% Mn, 4 – Cu + 6 ат.% Mn

Исследования показали, что по мере удаления от места разрушения в малоцентрированных сплавах с Al (менее 8 ат.% Al) наблюдается следующая последовательность субструктур: фрагментированная ДСС → разориентированная ячеистая → неразориентированная ячеистая → дислокационные сгущения. Подобные типы ДСС в зависимости от расстояния от места разрушения наблюдаются в этом сплаве при разных размерах зерен. В малоцентрированных сплавах с Mn по мере удаления от места разрушения изменение ДСС происходит в следующей последовательности: микрополосовая → разориентированная ячеистая → неразориентированная ячеистая → дислокационные сгущения. Как видно, в этих двух последовательностях много общего. В области разрушения как в сплавах с Al, так и в сплавах с Mn обнаруживаются разориентированные деформационные субграницы, однако в первом случае это границы фрагментов, а во втором – субграницы микрополос.

Как известно, увеличение содержания Al в сплавах меди приводит к уменьшению энергии дефекта упаковки и как следствие формированию при деформации других ДСС. В сплавах с содержанием Al  $\geq 10$  ат.% по мере удаления от места разрушения образцов наблюдалась следующая смена ДСС → микродвойниковая → микрополосовая → разориентированная ячеисто-сетчатая → разориентированная сетчатая → неразориентированная сетчатая. Увеличение содержания Mn не изменяет  $\gamma_{ду}$ , поэтому деформационных микродвойников в концентрированных сплавах Cu-Mn не образуется. В месте разрушения наблюдаются разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС и микрополосовая. Образование микротрещин во всех сплавах происходит по границам разориентированных ДСС (субграницам ячеек, фрагментов, микрополос, микродвойников) и границам зерен.

В разных участках образцов, начиная от места разрушения, были измерены различные параметры ДСС. На рисунке 2 приведены соответствующие результаты для малоцентрированного сплава Cu + 0.4 ат.% Mn. Хорошо виден градиентный характер изменения параметров ДСС. В области разрушения плотность разориентированных границ и кривизна-кручение кристаллической решетки оказывается наиболее высокой. Аналогичные измерения были проведены для высокоцентрированных сплавов. В этом случае в области разрушения также наблюдалась значительная плотность разориентированных границ и высокое значение  $\chi$ . Различие пластичности малоцентрированных и концентрированных сплавов связано с тем, что при небольшом содержании Al (или Mn) в ТР на основе меди при деформации достаточно быстро формируется разориентированная ячеистая ДСС, по границам которой зарождаются микротрещины.

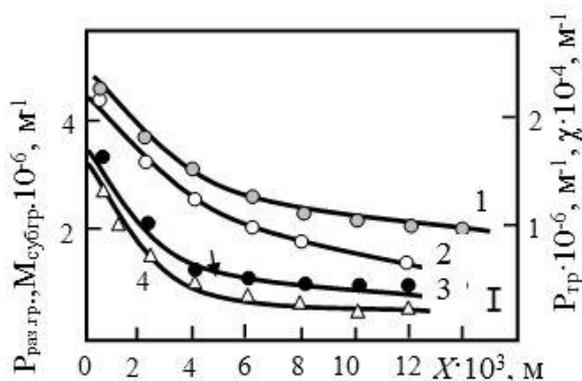


Рисунок 2 – Изменение различных параметров, характеризующих разориентированные субструктуры, и плотность микротрещин в сплаве Cu + 0.4 ат.% Mn с расстоянием  $X$  от места разрушения образца: 1 – плотность разориентированных границ ячеек  $P_{\text{раз}}$ ; 2 – плотность оборванных субграниц  $M_{\text{субгр}}$ ; 3 – кривизна - кручение кристаллической решетки  $\chi$ , 4 – плотность микротрещин  $P_{\text{тр}}$ . Размер зерна  $\langle d \rangle = 100$  мкм

**Заключение.** Установлено, что во всех исследованных сплавах вблизи места разрушения наблюдаются деформационные разориентированные границы с наиболее высоким значением кривизны-кручения кристаллической решетки. В малоконцентрированных сплавах это границы фрагментов и границы разориентированных ячеек. В высококонцентрированных сплавах такими границами являются границы микрополос и микродвойников. Вдоль разориентированных границ наблюдаются микротрещины. Другим источником возникновения микротрещин являются границы зерен. Уменьшение размера зерен сопровождается увеличением всех этих параметров, соответственно уменьшается пластичность сплавов.

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

#### Список литературы

1. В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов М.: Металлургия – 1986. - 224 с.
2. В.Е. Панин, А.В. Панин, Т.Ф. Елсукова, Ю.Ф. Попкова. Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в пластичности и прочности твердых тел // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т.17, №6, – С. 7-18.
3. Н.А. Конева, Л.И. Тришкина, А.И. Потехаев, Э.В. Козлов. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии. – Томск: Изд-во НТЛ, 2015. – 344 с.
4. Н.А. Конева, Л.И. Тришкина, Д.В. Лычагин, Э.В. Козлов. Дальнедействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решётки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Ч.1 Под ред. акад. В.Е. Панина. – Томск: ТГУ, 1990 – С.83-93.
5. Нина Конева, Светлана Киселева, Наталья Попова. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Saarbrucken: Lambert, Academic Publishing, 2017. – 148 с.
6. V. Randle. Applications of electron backscatter diffraction to materials science: status in 2009 // J. Mater. Sci. – 2009. – V.44. – P.4211-4218.
7. Pantleon W. Resolving the geometrically necessary dislocation content by conventional electron backscattering diffraction // Scr. Mat. – 2008. – V.58. – P.994-997.