

ЭВОЛЮЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ НА СЖАТИЕ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Павлович Т., Климанек П., Масимов М.

Технический Университет Горная Академия Фрайберг, Институт металловедения, D-09596 Фрайберг, Германия
pavlovit@ww.tu-freiberg.de

Пластическая деформация металлов с высокой и средней энергией дефектов упаковки характеризуется развитой дислокационной субструктурой и поворотами кристаллической решетки (дислокационные стенки, субграницы, полосы деформации) [1, 2].

Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и картины дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) были изучены субструктурные изменения, происходящие в процессе пластической деформации путем сжатия, для (110) ориентированных монокристаллов и поликристаллов алюминия.

Исследования проводились после испытаний на сжатие цилиндрических образцов со скоростями деформации 10^{-2} c^{-1} и 1 c^{-1} для поли и монокристаллов соответственно, при комнатной температуре с различными степенями деформации.

В поликристаллах алюминия (99,5%) в исходном состоянии со средним размером зерна $d \approx 40 \text{ мкм}$ преобладает $\langle 001 \rangle$ компонента текстуры волочения, которая доминирует до $\epsilon < 0,3$. С увеличением степени деформации в образцах преобладает $\langle 110 \rangle$ компонента текстуры сжатия гранецентрированных материалов. Уширение рентгеновских линий деформированных образцов, начиная с $\epsilon = 0,3$, изменяется очень незначительно. Данное явление может быть объяснено как следствие динамического отдыха. Результаты ПЭМ и EBSD демонстрируют наличие развитой структуры деформации, а также наличие ротационных мод пластичности – дисклинаций [2], идентификация которых и определение мощности проводилось на основе метода, описанного в [3].

В случае монокристаллов со степенью деформации $\epsilon = 0,5$ и $0,7$ наблюдается ярко выраженная блочно–ячеистая структура. Средняя плотность дислокаций алюминия, определенная из анализа уширения рентгеновских пиков в радиальном направлении не превышает $8,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Метод качающегося кристалла, основанный на анализе уширения рентгеновского пика в азимутальном направлении, позволяет рассчитать среднюю разориентировку по облучаемому объему. При расчете средних разориентировок для монокристаллов алюминия было выявлено, что учет фактора корреляции между соседними субзернами приводит к согласованию результатов, полученных методами EBSD и рентгеноструктурного анализа [4].

Список литературы

1. Рыбин В.В., Большие пластические деформации и разрушение металлов. Металлургия, 1986. 221 с.
2. Klimanek P., Klemm V., Romanov A.E., Seefeldt M. // Adv. Eng. Materials 3 (2001) p. 877-884
3. Klemm V., Klimanek P., Motylenko M., Pavlovitch T., Straube H. Proc. French-Russia Symp. "Physics and Mechanics of Large Plastic Strains". St.Petersburg, Russia, June 4–7, 2002 p. 118-124
4. Masimov, M., Klimanek, P. Motylenko, M.: Submitted to Scripta Mater.