

О ДВИЖЕНИИ РОСТОВОЙ МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЫ ДВОЙНИКОВОЙ ОРИЕНТАЦИИ В БИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Fe + 3.5% Si

© М.Е.Босин, Ф.Ф.Лаврентьев, В.Н.Никифороенко

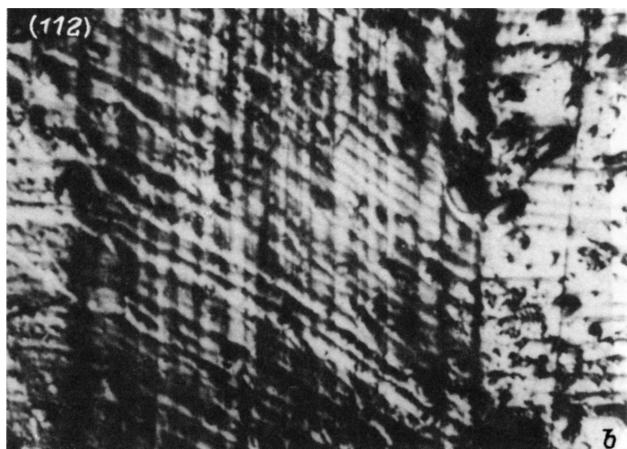
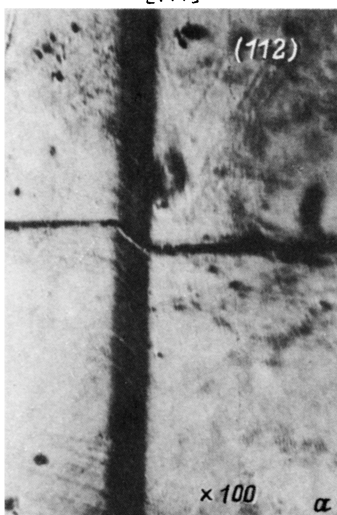
Харьковский государственный политехнический университет,
310002 Харьков, Украина
(Поступила в Редакцию 6 августа 1996 г.)

Процесс пластической деформации при механическом двойниковании локализован на границе двойника. Поэтому изучение движения границ двойника под действием внешнего напряжения позволяет рассмотреть кинетику и динамику пластического течения материала в локальной области.

Целью настоящей работы являлось исследование особенностей движения ростовой границы, близкой к плоскости механического двойника — (112) в бикристаллах Fe + 3.5% Si.

Исследовались бикристаллы кремнистого железа Fe + 3.5% Si, выращенные из расплава методом направленной кристаллизации [1]. Граница бикристалла располагалась по центру рабочей части образца вдоль направления $[11\bar{1}]$ в плоскости (112) , соответствующей плоскости двойникования. В связи с тем что напряжение начала двойникования бикристаллов Fe + 3.5% Si не было известно, для определения этой величины применялось ступенчатое нагружение образцов с догрузкой от $\Delta P = 3$ kg на начальной стадии деформирования до $\Delta P = 0.1$ kg на завершающей стадии деформирования.

Деформирование при 300 K показало, что двойниковые границы не перемещаются при нагружении вплоть до разрушения бикристаллов. Процесс пластического течения происходит только посредством скольжения в наиболее нагруженной системе $(112) [11\bar{1}]$, плоскости которой располагаются параллельно плоскости границы бикристалла. Двойниковая граница под действием сдвиговых напряжений в плоскости двойникования (112) и направления $[11\bar{1}]$ при $T < 77$ K не перемещалась, и бикристалл разрушался. Активация движения ростовой границы происходила по достижении уровня напряжения $\tau_0 = 21$ МПа при 77 K за счет предварительного скольжения в системе $(112) [11\bar{1}]$ при 300 K. Применение метода реперных линий обнаружило смещение в этих условиях ростовой двойниковой границы (см. рисунок, а). Оценка величины сдвиговой деформации совпадала со значением двойникового сдвига $S = 0.707$. Следовательно, введение полных дислокаций при предварительной деформации скольжением в системе $(112) [11\bar{1}]$ при



Сдвиг ростовой границы бикристалла, сопровождающийся изгибом реперной царапины (а), и структура границы после полировки: полисинтетический двойник (б).

300 К, вероятно, создавало источники двойнивающих дислокаций. Как было показано ранее [2,3], на модельных монокристаллах цинка стимулирование развития двойниковых прослоек происходит путем трансформации полных дислокаций в двойнивающие, что находит свое отражение в увеличении скорости двойникования. Вероятно, подобный механизм реализуется и в случае бикристаллов кремнистого железа. Действительно, расчетами работы [4], выполненными для кристаллов с ОЦК-решеткой, предсказана энергетическая выгодность диссоциации полной краевой дислокации в системе скольжения (112) [111] на три частичные двойнивающие. Металлографическое изучение состояния границы бикристалла после ее смещения выявило наличие отдельных двойниковых прослоек, образующих полисинтетический двойник (см. рисунок, б). В связи с этим движение двойниковой границы можно было рассматривать в виде ансамбля двойнивающих дислокаций. Проведем оценку скорости движения V_t составляющих такого ансамбля и скорости перемещения ансамбля как целого $V_f = h_f/t_f$, где $h_f = 5 \cdot 10^{-3}$ см — величина смещения границы за время $t_f = 1.3$ с. При $T = 77$ К и $\tau_0 = 210$ МПа $V_f = 3.8 \cdot 10^{-3}$ см/с, что соответствует термоактивированной области движения ансамбля. Для оценки скорости двойнивающих дислокаций необходимо знать их плотность N_d , которая связана с плотностью полных дислокаций, образующихся при преддеформации скольжением. Поскольку при малых деформациях ($\sim 5 \cdot 10^{-2}$) плотность полных дислокаций соответствует 10^7 см $^{-2}$ [4], то, зная скорость деформации $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-2}$ с, расстояние между плоскостями двойникования (112) $d_0 = 1.8 \cdot 10^{-8}$ см, величину $N_d = 3 \cdot 10^7$ см $^{-2}$, можно оценить $V_t = \dot{\epsilon}/d_0 \cdot N_d$, $V_t \sim 0.1$ см/с. Оцененное значение V_t отвечает той области скоростей движения дислокации, которая контролируется вязким механизмом торможения. Поскольку $V_t \gg V_f$, то, вероятно, на двойниковой границе происходит интенсивная диссипа-

пия энергии, обусловленная переходом вязкого механизма движения двойникующих дислокаций в ансамбле в термоактивированный, характеризующий движение ансамбля как целое.

Таким образом, результатами настоящих исследований установлено движение ростовой границы бикристаллов кремнистого железа и определены условия активации как результат расщепления полных дислокаций на двойникующие.

Авторы выражают благодарность С. Кадечковой и В. Пайдеру за бикристаллы и содействие при выполнении этой работы, О.П. Салите за полезное обсуждение результатов, А.В. Москальцу за помощь при проведении эксперимента.

Список литературы

- [1] Kadeckova S., TouleP., Adamek S. J. *Crystal Growth* **83**, 4, 460 (1987).
- [2] Lavrentev F.F., Bosin M.E. *Mater. Sci. Eng.* **33**, 2, 243 (1978).
- [3] Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф., Никифорова В.Н., Салита О.П. Тез. докл. Междунар. конф. «Актуальные проблемы прочности.» Новгород, (1994). С. 30.
- [4] Ogawa K. *Phil. Mag.* **11**, 110, 211 (1965).