

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВИЖЕНИЯ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В МОНОКРИСТАЛЛАХ БЕРИЛЛИЯ И ЕГО СПЛАВОВ С МЕДЬЮ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.

Босин М. Е., Гомозов Е. П.

Харьковский гуманитарно-педагогический институт, Украина,
bosin@yandex.ru

Исследовались монокристаллические образцы Ве чистотой 99,999% и монокристаллы сплавов Ве +0,23%Cu и Ве +1,34%Cu. Образцы имели размеры $20 \times 4 \times 3 \text{ мм}^3$ с продольной осью $[\bar{1}100]$ и нагружались циклически 4^x точечным изгибом вокруг оси $[11\bar{2}0]$ с постоянной скоростью увеличения напряжения сдвига в системе двойникова-ния $(\bar{1}012)[10\bar{1}1]$, равной $\tau \approx 0,4 \text{ МПа/мин}$. Цикл нагружения состоял в увеличении сдвигового напряжения от $\tau = 0$ до $\tau = 500 \text{ МПа}$ с последующим быстрым снятием нагрузки до $\tau = 0$ и выдержкой 10 мин. перед следующим циклом нагружения. При выбранной ориентации образцов и способе их нагружения сдвиговые компоненты напряжения в системе лёгкого базисного скольжения $(0001)[11\bar{2}0]$ отсутствуют, а в системе двойникова-ния и в системе призматического скольжения $(10\bar{1}0)[\bar{1}2\bar{1}0]$ действуют существенные сдвиговые напряжения, которые вызывают образование и развитие двойников, а также интенсивное призматическое скольжение в матрице вблизи границ двойника; базисное скольжение наблюдается в теле двойника.

При пульсирующем режиме нагружения двойниковые границы ведут себя качественно так же, как это было в случае *Bi* [1]: в нескольких циклах повторных нагружений толщины двойников возрастают, с увеличением числа циклов смещения двойниковых границ затухают и после 8 – 15 циклов размеры двойников стабилизируются. Такая кривая для одного из двойников показана на рис.1. В каждом последующем цикле напряжения, необходимые для начала движения границ двойника, возрастают (линия *ab* на рис.1).

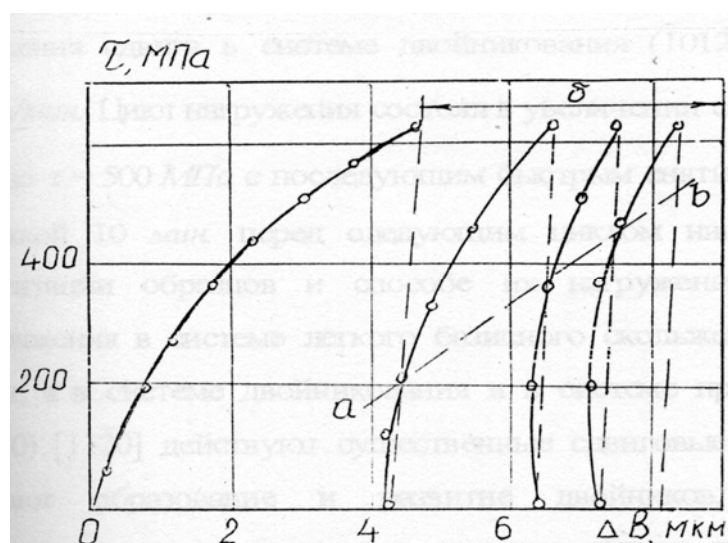


Рис. 1. Диаграмма напряжение – смещение двойниковых границ, полученная на двойнике системы $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$ в монокристалле Ве (начальная толщина на плоскости базиса 33мкм).

Так же, как и в случае V_i , описанное явление частичной потери упрочнения границами двойников при пульсации напряжений и восстановление упрочнения после 8–15 циклов наблюдается как при прямом двойниковании, так и при раздвойниковании. Причём, количественная мера эффекта $\delta = \sum \beta_i / b_0$ при раздвойниковании значительно больше (примерно в 1,5–2 раза).

Легирование кристаллов бериллия медью приводит к уменьшению смещения границ при пульсации напряжений (к уменьшению величины δ). В кристаллах бериллия чистотой 99,99% пульсация напряжений в интервале $0 \div 600$ МПа при деформации чистым изгибом сопровождается смещением двойниковых границ как в сторону матрицы, так и в сторону сдвойникового объёма в случае изменения знака напряжений. В кристалл $Be+0,23\%Cu$ пульсацией напряжений можно достичь лишь небольшого раздвойникования. Двойниковые границы в кристаллах $Be+1,34\%Cu$ устойчивы к пульсирующим напряжениям обоих знаков. На рис.2 показано влияние легирования на стабилизацию двойниковых границ в кристаллах бериллия. Описанной явление более чётко выражено при большей амплитуде пульсирующих напряжений, большей частоте пульсации, меньшем количестве примесей.

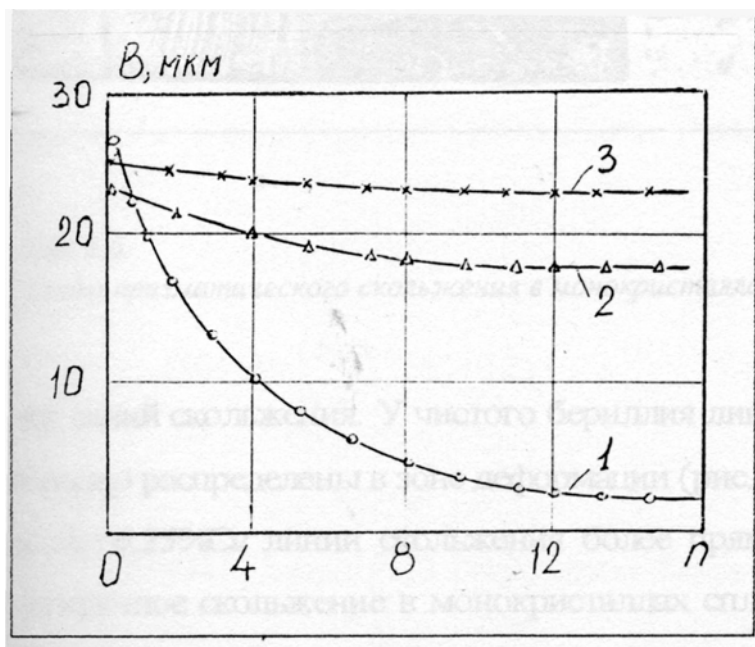


Рис. 2. Зависимость толщины двойника от числа циклов повторенных нагрузок при раздвойниковании: 1 – Be, 2 – $Be+0,23\%Cu$, 3 – $Be+1,34\%Cu$; $\tau_0 = 500$ МПа .

Изучение характеристик базисного и призматического скольжения в монокристаллах чистого бериллия и сплавов системы Be–Cu показало, что критические напряжения сдвига при легировании резко возрастают [2,3]. При переходе от чистого бериллия к сплавам вклад поперечного скольжения винтовых компонент дислокаций из призматической плоскости в базисную в условиях комнатной температуры уменьшаются. Об этом свидетельствует, в частности, вид линий скольжения (рис.3). У чистого бериллия линии скольжения волнистые и однородно распределены в зоне деформации. У монокристаллов сплава $Be+0,23\%Cu$ линии скольжения более прямые, протяжённые. Поперечное скольжение в монокристаллах сплавов затруднено из-за возрастания величины критического напряжения сдвига в базисной плоскости $\tau_{(0001)}$ и приближением её к значению $\tau_{(10\bar{1}0)}$.



a

б

Рис. 3. Следы призматического скольжения в монокристаллах Ва (*a*) и Be+0,23%Cu (*б*), x 800.

Обратим внимание ещё раз на то, что суммарное смещение двойниковых границ при пульсации напряжений в случае раздвойникового оказывается существенно большим, чем в случае прямого двойникового. Это касается и средней скорости перемещения двойниковых границ. В случае прямого раздвойникового она равнялась $V_n \approx 0,1 \text{ мкм/час}$, а в случае раздвойникового $V_p \approx 10 \text{ мкм/час}$. Такое отличие (на два порядка!) может быть объяснено реакцией трансформации полных базисных дислокаций в двойникующие. Соответствующая реакция имеет вид: $2b_b \rightarrow 2b_i + b_p$, т.е. две базисные дислокации превращаются в две двойникующие и одну пирамидальную. Справедливость этой реакции требует экспериментального подтверждения.

Что касается причин стабилизации размеров двойников при повторных нагрузках, то речь, по-видимому, нужно вести о взаимодействии двойникующих дислокаций с призматическими при прямом двойниковании и двойникующих дислокаций с базисными при раздвойниковании. В обоих случаях должны образоваться сидячие дислокации (с иррациональными индексами), которые препятствуют движению двойникующих дислокаций. Слово за экспериментом.

Список литературы

1. Bosin M.E. Twin boundaries motion in single crystals of pure bismuth and (Bi+3%Sn) alloy under alternating cyclic loading. *Functional Materials*. – 1998. – Vol.5, No2 – P.191–193.
2. Conrad H., Perlmutter J. Conference International sur la Metallurgie du Beryllium. Presse Universitaire de France. – 1995.
3. Авотин С.С. и др. Изучение призматического скольжения в сплавах бериллий-медь. Харьков: Изд. ФТИ АН УССР. – 1962.