

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 $20 \times 4 \times 3 \text{ mm}^3$ 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 двойникования $(\bar{1}012)[10\bar{1}1]$, равной $\tau \approx 0,4 \text{ MPa/min}$. Цикл нагружения состоял в увеличении сдвигового напряжения от $\tau = 0$ до $\tau = 500 \text{ MPa}$ 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 двойникования 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 нагрузений 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).

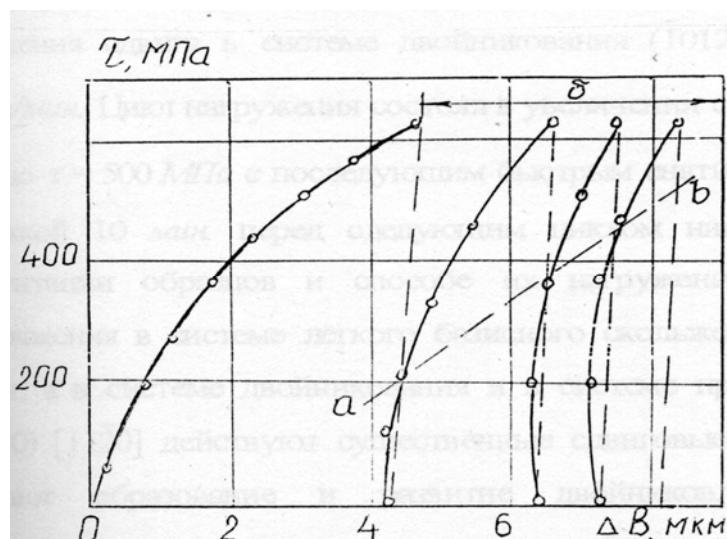


Рис. 1. Диаграмма напряжение – смещение двойниковых границ, полученная на двойнике системы $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$ в монокристалле Ве (начальная толщина на плоскости базиса 33 мкм).

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

Легирование кристаллов берилля медью приводит к уменьшению смещения границ при пульсации напряжений (к уменьшению величины δ). В кристаллах берилля чистотой 99,99% пульсация напряжений в интервале 0÷600 МПа при деформации чистым изгибом сопровождается смещением двойниковых границ как в сторону матрицы, так и в сторону сдвойникованного 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 берилля. Описанной явление более чётко выражено при большей амплитуде пульсирующих напряжений, большей частоте пульсации, меньшем количестве примесей.

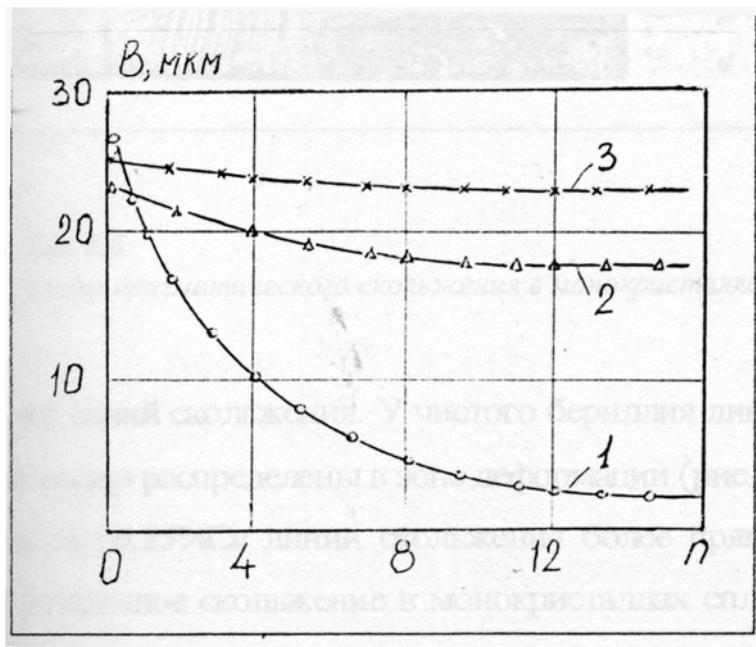


Рис. 2. Зависимость толщины двойника от числа циклов повторенных нагрузок при раздвойникование: 1 – Be, 2 – Be+0,23%Cu, 3 – Be+1,34%Cu; $\tau_0 = 500$ МПа .

Изучение характеристик базисного и призматического скольжения в монокристаллах чистого берилля и сплавов системы Be–Cu показало, что критические напряжения сдвига при легировании резко возрастают [2,3]. При переходе от чистого берилля 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 берилля 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 возрастаания величины критического напряжения сдвига в базисной плоскости $\tau_{(0001)}$ и приближением её к значению $\tau_{(10\bar{1}0)}$.

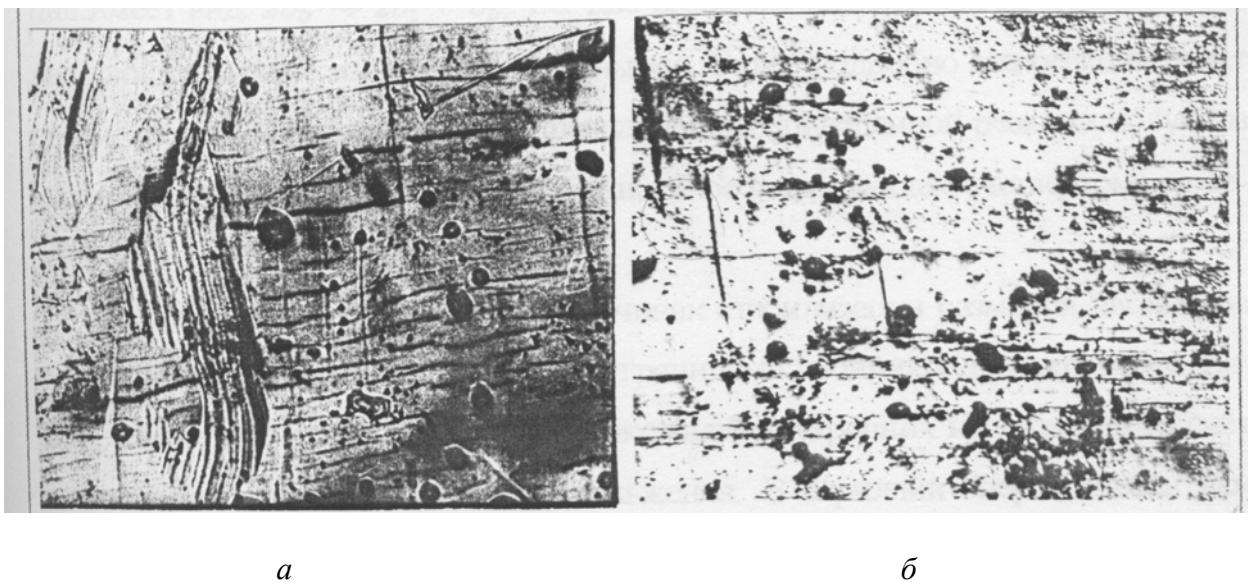


Рис. 3. Следы призматического скольжения в монокристаллах Ba (a) и Be+0,23%Cu (б), $\times 800$.

Обратим внимание ещё раз на то, что суммарное смещение двойниковых границ при пульсации напряжений в случае раздвойникования оказывается существенно большим, чем в случае прямого двойникования. Это касается и средней скорости перемещения двойниковых границ. В случае прямого раздвойникования она равнялась $V_n \approx 0,1\text{мкм}/\text{час}$, а в случае раздвойникования $V_p \approx 10\text{мкм}/\text{час}$. Такое отличие (на два порядка!) может быть объяснено реакцией трансформации полных базисных дислокаций в двойникующие. Соответствующая реакция имеет вид: $2b_b \rightarrow 2b_t + b_p$, 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 двойникении и двойникующих дислокаций с базисными при раздвойникении. 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.