

Ч. В. КОПЕЦКИЙ, А. И. ПАШКОВСКИЙ

О МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ БИКРИСТАЛЛОВ МОЛИБДЕНА

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 28 VII 1972)

Известно, что на механические свойства металлов VIA группы при низких температурах решающим образом влияют высокоугловые границы, определяя характер процессов разрушения. Например ⁽¹⁾, при равном содержании примесей внедрения у монокристаллов вольфрама переход от хрупкого характера разрушения к вязкому наблюдается при температуре 473° К, в то время как в поликристалле этот переход наблюдается в интервале температур 473—673° К. Отмеченная роль границ проявляется при определенном достаточно высоком содержании примесей внедрения. Поликристаллический же молибден высокой чистоты отличается значительной пластичностью даже при температуре жидкого гелия ⁽²⁾. С другой стороны, при значительном повышении содержания углерода наблюдалось повышение пластичности поликристаллического молибдена, для которого $T_{хр}$ находилась при комнатной температуре ⁽³⁾.

Известно также ⁽⁴⁾, что увеличение размера зерна, сопровождающееся ростом удельного количества примесей внедрения на единицу площади границы зерна и повышением средней разориентации между зернами, вызывает повышение хрупкости поликристаллического молибдена.

Представляет интерес изучить влияние одной границы определенного типа на механические свойства молибдена. Зависимость нагрузки, ведущей к разрушению при изгибе бикристалла молибдена, содержащего границу наклона вокруг оси $\langle 001 \rangle$, от угла разориентации уже описана ⁽⁵⁾. Было показано, что в интервале углов разориентации от 5 до 20° эта нагрузка резко падает, что свидетельствует о резком падении прочности такой границы с ростом разориентации.

В настоящей работе исследовалась зависимость некоторых характеристик механических свойств при изгибе бикристалла молибдена, содержащего границу кручения, от угла разориентации.

Для получения бикристаллов использовались монокристаллические прутки молибдена, полученные электронно-лучевой зонной плавкой. Концентрация примесей внедрения составляла: углерода $5 \cdot 10^{-3}$ вес.%, кислорода $1 \cdot 10^{-4}$ вес.%, азота $4 \cdot 10^{-4}$ вес.%. Сумма остальных примесей $< 5 \cdot 10^{-3}$ вес.%. Продольная ось монокристаллов совпадала с направлением $\langle 001 \rangle$. Граница кручения получалась плавлением узкой зоны монокристалла в электронно-лучевой печи и последующим поворотом нижней части кристалла на заданный угол α . После поворота нагрев прекращался и зона кристаллизовалась. Были получены бикристаллы с границами кручения, отвечающими разориентации 10; 20; 30; 40; 50; 60; 70°. Из таких бикристаллов электроэрозийным способом вырезались образцы для механических испытаний. Размеры образцов составляли $30 \times 3,5 \times 2$ мм³. Поверхность широкой части образца в одном из зерен бикристалла совпадала с плоскостью (100). Граница располагалась нормально к этой поверхности поперек образца. Механические испытания производились по схеме трехточечного изгиба на машине «Инстрон». Расстояние между опорами 19 мм, радиус опор и ножа 1,75 мм. При испытании образцы располагались так, чтобы граница между зернами бикристалла находилась под ножом. Опре-

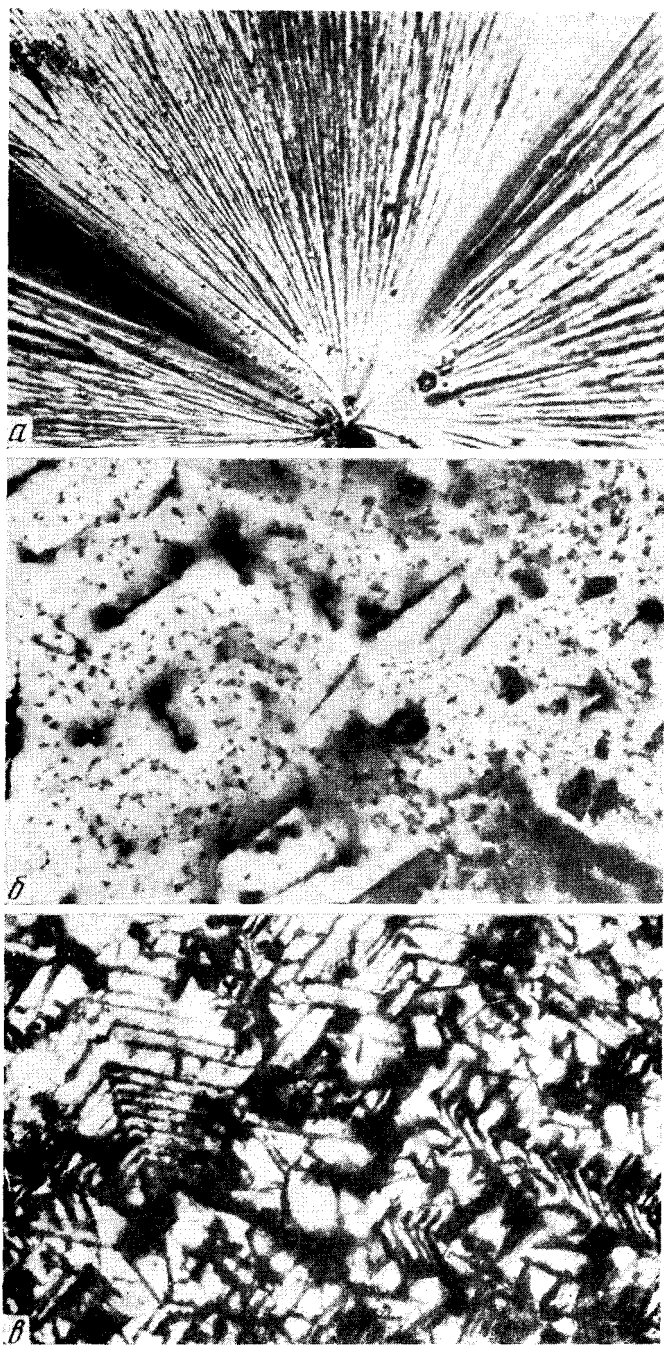
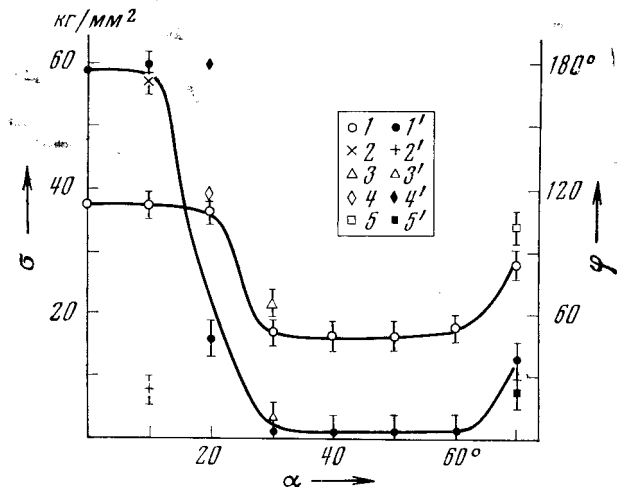


Рис. 2. Микрофотографии поверхностей сколов, проходящих по границам бикристаллов. *а* — скол по плоскости (100) в случае растяжения монокристаллов вдоль оси $\langle 100 \rangle$, $150\times$; *б* — скол по границе, соответствующей разориентации $\alpha \approx 10^\circ$, $80\times$; *в* — скол по границе, соответствующей разориентации $\alpha \approx 20^\circ$, $200\times$

делялся максимальный угол изгиба образца φ до разрушения и максимальное напряжение в поверхностном слое образца при изгибе — $\sigma_{изг}$.

Результаты испытаний представлены на рис. 1. Видно, что изгиб образцов на угол до 180° при комнатной температуре не приводит к их разрушению, если образцы содержат границы, отвечающие разориентировке от 0 до 10° ; при угле разориентации зерен около 20° разрушение происходит при угле изгиба около 45° . Максимальное достигнутое напряжение при этом сохраняется неизменным во всем интервале разориентаций от 0 до 20° и

Рис. 1. Зависимость максимального напряжения в поверхностном слое образца при изгибе $\sigma_{изг}$ (1—5) и максимального угла изгиба φ (1'—5') от угла разориентации α зерен бикристалла молибдена с границей кручения. Скорость изгиба $6^\circ/\text{мин.}$ (1—4, 1'—4') и $58^\circ/\text{мин.}$ (5, 5'), температура 77°K (2, 2') и 293°K (1, 1', 3—5, 3'—5'); 3, 3' — отжиг, 4, 4' — карбидизация



составляет 37 кг/мм^2 . Образцы, содержащие границы с разориентацией в интервале $30-60^\circ$, при изгибе разрушаются хрупко. Максимальный угол изгиба близок к нулю. Максимальное достигнутое напряжение при этом также существенно понижается и составляет 18 кг/мм^2 . Для образцов с границами, отвечающими разориентации $\alpha \sim 70^\circ$, снова наблюдается подъем значений $\sigma_{изг}$ и φ .

Влияние увеличения скорости деформации изучалось на образцах с $\alpha = 70^\circ$. С увеличением скорости деформации наблюдалось существенное возрастание $\sigma_{изг}$. Снижение температуры деформации до 77°K приводило к резкому повышению $\sigma_{изг}$ и понижению φ . Два образца с $\alpha = 30^\circ$ подвергались отжигу при температуре 2100°C в течение 10 час. в вакууме $1 \cdot 10^{-7} \text{ мм рт. ст.}$ с применением безмасляной системы откачки типа UNV-12. Для этих образцов наблюдалось повышение $\sigma_{изг}$ и φ по сравнению с неотожженными. Науглероживание образцов путем отжига в графитовом порошке при температуре 1200° в течение 5 час. привело к некоторому повышению значений $\sigma_{изг}$ и к существенному росту φ .

Во всех случаях разрушение бикристаллов происходило путем хрупкого скола по границе, что наблюдалось и при разгибании образцов с $\alpha = 10^\circ$. Поверхность скола была плоской и совпадала с плоскостью (001). На рис. 2 представлены микрофотографии поверхностей скола бикристаллов. Как видно из рис. 2, на сколах наблюдаются иглообразные, часто ориентированные по определенным кристаллографическим направлениям частицы выделений. Для скола, полученного при разрушении образца без границы (разориентировка равна нулю), количество выделений было незначительным, как это уже отмечалось ⁽⁶⁾. Плотность и размеры выделений резко возрастали с увеличением угла разориентации.

Для определения природы этих частиц поверхность сколов анализировалась с помощью рентгеновского микроанализатора JXA-5. Изучалось изменение интенсивности рентгеновского излучения углерода при перемещении электронного зонда диаметром 10μ по поверхности скола вдоль произвольно выбранного направления. Анализ результатов показывает, что наблюдается определенное соответствие расстояния между иглами выде-

лений и пиками интенсивности. С повышением угла разориентации интенсивность и частота пиков излучения углерода от сколов бикристаллов, проходящих по границе, возрастала. Это позволяет предположить, что наблюдаемые на поверхности скола выделения представляют собой карбидную фазу (возможно, карбиды молибдена). Количество выделений этой фазы на границе бикристалла растет с ростом угла разориентации вплоть до 50° . Вакуумный отжиг и науглероживающий отжиг ведут к возрастанию количества карбидной фазы на границе.

Приведенные выше результаты свидетельствуют, что угол взаимной разориентации зерен бикристалла молибдена с границей кручения существенно влияет на прочность этой границы. С ростом этого угла, начиная примерно с 20° , прочность границы резко падает и затем остается примерно постоянной. В интервале углов разориентации $20-70^\circ$ образцы разрушаются хрупко. По сравнению с границей наклона эта зависимость, по-видимому, несколько слабее. В первом случае, как следует из литературы ⁽⁵⁾, охрупчивание наблюдается при меньших углах разориентации.

Рост концентрации карбидной фазы по границам бикристаллов, наблюдающийся в результате высокотемпературного вакуумного и науглероживающего отжига, по сравнению с неотожженными образцами, сопровождается повышением прочности границ и повышением пластичности бикристаллов. Особенно резко этот эффект наблюдается для образцов, подвергшихся науглероживающему отжигу, в результате которого концентрация выделений по границам оказывается максимальной.

Институт физики твердого тела
Академии наук СССР
Черноголовка Московск. обл.

Поступило
5 VII 1972

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Г. Т. Гап, А. Гильберт, Р. И. Джаффи, Сборн. Свойства тугоплавких металлов и сплавов, М., 1968, стр. 28. ² A. Lawley, Ph. D. Vanden Syne, R. Mad-din, J. Inst. Metals, **91**, 23 (1962). ³ K. Tsuya, N. Aritomi, J. Less-Common Metals, **15**, 245 (1968). ⁴ А. С. Драчинский, С. П. Каверина и др., Физ. мет. и металловед., **23**, в. 6, 1103 (1967). ⁵ A. Kobylanski, C. Souh, C. R., **272**, 1937 (1971). ⁶ Ч. В. Конецкий, В. Л. Оржеховский и др., Физика и химия обработки матер., № 2, 67 (1971).