

Стартовое напряжение для начала движения дислокаций в монокристаллах рубина

© М.Е. Босин, И.Ф. Звягинцева*, В.Н. Звягинцев*, Ф.Ф. Лаврентьев, В.Н. Никифоренко

Институт измерительной техники „Циклон“,
61001 Харьков, Украина

* Институт монокристаллов Национальной академии наук Украины,
Харьков, Украина

E-mail: bosin@yandex.ru

(Поступила в Редакцию 26 августа 2003 г.)

С целью получения монокристаллов рубина с высокой степенью структурного совершенства методами четырехточечного нагружения при $T = 1490^\circ\text{C}$ и ямок химического травления исследовалась эволюция структурного состояния и измерялось стартовое напряжение для начала движения дислокаций τ_{st} . Установленные закономерности распределения дислокаций и измеренное $\tau_{st} = 2\text{ МПа}$ позволяют определить оптимальные параметры термомеханической обработки монокристаллов и приблизиться к решению проблемы их долговременной работоспособности.

1. Введение

Величина напряжения сдвига, необходимого для начала движения дислокаций, является фундаментальной характеристикой кристалла. Измерение напряжения старта в бездефектных кристаллах позволяет оценить величину сопротивления кристаллической решетки движению дислокаций, т. е. величину напряжения Пайерлса–Набарро в плоскости и направлении движения дислокации. Измерение напряжения старта в реальных кристаллах делает возможным определить величину внутренних дальнедействующих полей напряжений, создаваемых дислокациями и их скоплениями. В настоящей работе приводятся результаты исследования эволюции структурного состояния и измерения напряжения старта для начала движения дислокаций в монокристаллах рубина при высокотемпературном нагружении.

2. Объект и методы исследования

Изучались монокристаллы рубина с составом $(\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\%\text{CrO}_3)$, которые выращивались методом Вернейля [1]. Из выращенных монокристаллов на алмазной пиле вырезались образцы в виде прямоугольных параллелепипедов размером $90 \times 15 \times 2\text{ мм}$, ограненные плоскостями (0001) , $(11\bar{2}0)$ с продольной осью вдоль $[1\bar{1}00]$. Нагружение образцов осуществлялось посредством четырехточечного изгиба вокруг оси $[11\bar{2}0]$ при $T = 1490^\circ\text{C}$.

На рис. 1 показаны форма, кристаллографическая ориентация и схема четырехточечного нагружения образцов. Точки приложения нагрузки располагаются на верхней и нижней плоскостях (0001) образца. Структурное состояние образцов изучалось методом избирательного химического травления плоскостей призмы и базиса, описанным в работе [2].

3. Результаты и обсуждение

Для выбранной геометрии образцов и способе их нагружения сдвиговые напряжения в системе легкого базисного скольжения практически отсутствуют, а в системе вторичного призматического скольжения действуют существенные компоненты сдвигового напряжения, под действием которых происходит изменение структурного состояния образца. В местах действия максимальных напряжений, т. е. вблизи внешних, сжатых и растянутых плоскостей (0001) образуется большая плотность дислокаций, в то время как вдоль нейтральной оси $[1\bar{1}00]$ формируется структурное состояние с малой плотностью дислокаций, где наблюдаются малоугловые границы наклона с линейной плотностью краевых дислокаций $N_c = 1.5 \cdot 10^3\text{ см}^{-1}$ и малоугловые границы кручения с линейной плотностью винтовых дислокаций $N_b = 3 \cdot 10^3\text{ см}^{-1}$.

Дислокационная сетка границ кручения образуется в результате протекания реакции вида

$$\frac{1}{3} [2\bar{1}\bar{1}0] + \frac{1}{3} [\bar{1}2\bar{1}0] + \frac{1}{3} [\bar{1}\bar{1}20] = 0. \quad (1)$$

При этом образуются тройные узлы, затрудняющие перемещение сетки базисных дислокаций. Из рис. 2 видно, что дислокационная структура в общем имеет

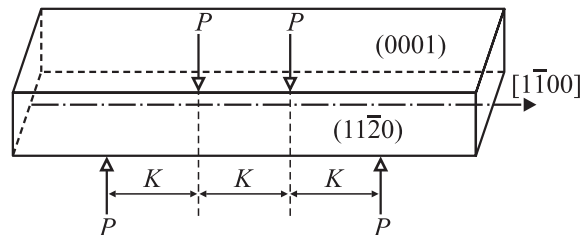


Рис. 1. Форма и кристаллографическая ориентация образца для четырехточечного нагружения. Стрелками отмечены места приложения нагрузки P .

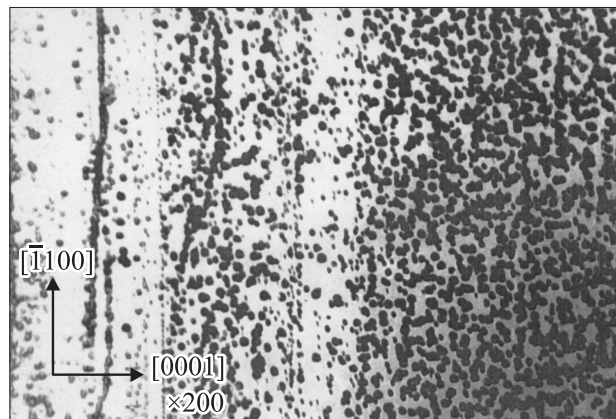


Рис. 2. Картина травления на плоскости $[11\bar{2}0]$ образца после нагружения.

симметричный характер относительно нейтральной оси, плотность винтовых дислокаций увеличивается к краю кристалла. В центре вблизи нейтральной оси перемещение краевых и винтовых дислокаций происходит посредством скольжения. При этом образуются полигонизационные границы как из краевых, так и из винтовых дислокаций. Но если краевые дислокации могут скользить только в своей плоскости скольжения, в данном случае в плоскости $(\bar{1}\bar{1}00)$, и полигональные границы из этих дислокаций имеют вид прямых линий, то на дислокационных границах из винтовых дислокаций наблюдается искривление. В местах образца, примыкающих к поверхности (0001) , перемещение краевых дислокаций происходит посредством переползания, а винтовых — посредством поперечного скольжения, вероятность которого возрастает с увеличением числа винтовых дислокаций и температуры.

Полученные результаты позволяют измерить величину стартового напряжения для начала их движения. Так, из рис. 2 видно, что призматические дислокации в соответствии с эпюрой действующих напряжений дислокации в системе скольжения $(\bar{1}\bar{1}00)[11\bar{2}0]$ двигаются в переменном поле сдвиговых напряжений от максимальных на верхней и нижней поверхностях образца к нейтральной оси и останавливаются вблизи нейтральной оси в том месте, где приложенное внешнее напряжение равно сопротивлению кристаллической решетки или внутренним напряжениям, т.е. напряжению старта. Для обработки экспериментальных данных воспользуемся выражением для сдвигового напряжения σ_{sh} [3].

$$\sigma_{sh} = \frac{6Pk}{ah^3}y, \quad \sigma_{sh} = 5 \text{ МПа}, \quad (2)$$

где $P = 5 \text{ kg}$ — приложенная нагрузка; $k = 15 \text{ mm}$ — расстояние между точками приложения нагрузки на образце; $a = 15 \text{ mm}$ и $h = 2 \text{ mm}$ — ширина и высота образца; $y = 3 \cdot 10^{-1} \text{ mm}$ — расстояние от нейтральной оси до места остановки дислокаций.

Рассмотрение геометрии образца, способа его нагружения и данные соотношения (2) позволяют определить величину сдвигового стартового напряжения для начала движения дислокаций τ_{st} , для описания которого воспользуемся выражением вида

$$\tau_{st} = \sigma_{sh} \cdot \sin \varphi \cdot \cos \psi, \quad \tau_{st} = 2 \text{ МПа}, \quad (3)$$

где φ — угол между плоскостью призмы $(\bar{1}\bar{1}00)$ и нейтральной осью образца; ψ — угол между напряжением сдвига $[11\bar{2}0]$ и нейтральной осью образца.

На рис. 2 видно, что в месте остановки дислокаций отсутствуют скопления дислокаций, следовательно отсутствуют и локальные внутренние напряжения, поэтому измеренное напряжение старта авторы связывают с сопротивлением Пайерлса–Набарро в системе призматического скольжения $(\bar{1}\bar{1}00)[11\bar{2}0]$.

В работе [4] отмечалось, что методика измерения стартового напряжения для начала движения дислокаций является наиболее эффективной для экспериментального определения сопротивления кристаллической решетки движению дислокаций в идеальном кристалле. Сравнение величины τ_{st} с критическим напряжением сдвига, полученным макроскопически из кривой упрочнения, показывает, что последнее в несколько раз больше измеренного микроскопическим методом. Столь существенное различие, по-видимому, обусловлено большими внутренними напряжениями, образующимися при макроскопической деформации из-за скоплений дислокаций, создающих внутренние дальнедействующие напряжения в кристалле.

Отметим, что монокристаллы рубина широко применяются при производстве лазеров. Установлено [5,6], что долговременная работоспособность лазеров существенно зависит от степени совершенства монокристаллов рубина. При испускании лазерного луча в кристалле рубина образуются термоупругие напряжения, которые возле концентраторов напряжения, таких как скопления дислокаций, субзеренных границ и др. стимулируют зарождение микротрещин, развитие которых в процессе работы лазера приводит к разрушению монокристалла. Наряду в изложенными выше результатами важно отметить, что измерение стартового напряжения является необходимой предпосылкой для разработки метода термомеханической обработки монокристалла рубина для повышения степени его структурного совершенства. Эффективность такого метода экспериментально подтвердили авторы настоящей работы на модельных монокристаллах цинка, когда общая плотность дислокаций уменьшилась на три–четыре порядка, и при этом границы субзерен распались и выметались из монокристалла.

Итак, проведенные исследования эволюции структурного состояния в монокристаллах рубина позволили впервые определить стартовое сдвиговое напряжение для начала движения дислокаций и рассмотреть критерии выбора оптимальных параметров термомеханической обработки кристаллов для улучшения степени их

структурного совершенства, что является важным для решения проблемы долговременной работоспособности лазеров.

Выражаем благодарность А.В. Ашукину за помощь в изготовлении образцов.

Список литературы

- [1] А.А. Блистанов. Кристаллы квантовой и нелинейной оптики. Изд-во МИСИС, М. (2000). 431 с.
- [2] М.В. Классен-Неклюдова. Рубин и сапфир. Наука, М. (1974). 236 с.
- [3] С.П. Тимошенко. Сопротивление материалов. Изд-во НТЛ, М. (1965). 300 с.
- [4] В.И. Никитенко, Б.В. Петухов. Тез. XXXII Всерос. конф. „К 100-летию акад. Т.В. Курдюмова.“ Черноголовка, М. (2002). 41 с.
- [5] M.E. Bosin, J.F. Zvyagintseva, V.N. Zvyagintsev, F.F. Lavrentyev, V.N. Nikiforenko. *Functional materials* **9**, 1, 154 (2002).
- [6] М.Е. Босин, И.Ф. Звягинцева, В.Н. Звягинцев, Ф.Ф. Лаврентьев, В.Н. Никифоренко. *Вопр. атомной науки и радиационное материаловедение* **70**, 4, 162 (1998).