

УДК 539.26

© 1992

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ IN SITU ДЕФОРМИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛОВ LiF

Б. К. Барахтин, Т. С. Орлова, Б. И. Смирнов, В. В. Шнейцман

С помощью синхротронного излучения ускорителя изучались внутренние напряжения и искажения кристаллической решетки в процессе деформирования кристаллов LiF, в которых предварительно были созданы участки с разным сопротивлением движению дислокаций. Показано, что максимальные внутренние напряжения возникают в момент прорыва наиболее сильных дислокационных стопоров. При дальнейшей деформации эти напряжения уменьшаются и дисперсия упругой деформации решетки определяется локальной неоднородностью распределения дислокаций.

Как было показано ранее [1], удобным объектом для моделирования процессов деформации и разрушения в неоднородных (в частности, композиционных) материалах являются ионные кристаллы, в которых рентгеновским облучением отдельных частей созданы зоны с различным сопротивлением деформированию и разрушению. Варьируя пространственное расположение облученных зон в кристалле, их размеры, степень закрепления дислокаций, можно пытаться моделировать различные стадии деформации и разрушения композитов. Обычно особенности поведения гетерогенных материалов, в том числе и поликристаллов, под нагрузкой связывают с концентрацией внутренних напряжений на границах раздела, возникающих из-за неоднородности пластической деформации в этих материалах [2-4]. При этом особый интерес представляет изучение указанных напряжений непосредственно в нагруженном состоянии образцов. В настоящей работе исследовалось развитие внутренних напряжений и искажений решетки именно в процессе деформации специально приготовленных кристаллов LiF.

1. Экспериментальная методика

В работе использовался большой монокристалл LiF, выращенный методом Киропулоса и содержащий примерно 0.002 вес. % Mg. После термообработки (отжиг в течение 48 ч при 1020 К с последующим охлаждением со скоростью 5 К/ч) из кристалла выкальчивались образцы размером $4.5 \times 5.0 \times 20.0$ мм, которые будем называть исходными. Кроме исходных образцов, испытывались также частично облученные рентгеновскими лучами по методике [5] образцы (рис. 1, а), которые при нагружении могли деформироваться лишь по одной системе кристаллографических плоскостей в зоне высотой 2 мм. Использовались в работе и образцы с частично упрочненной облучением зоной одиночного скольжения (рис. 1, б). Ширина облученного участка 1 мм. Такие образцы представляют собой модель неоднородного протекания пластической деформации при одиночном скольжении.

О внутренних напряжениях и искажениях кристаллической решетки деформируемых кристаллов судили по смещению и расширению рентгеновских дифракционных линий (400). В качестве источника рентгеновских лучей (длина волны 1.868 Å) использовалось синхротронное излучение ускорителя ВЭПП ИЯФ

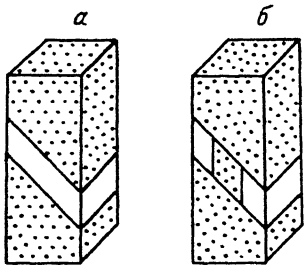


Рис. 1. Схема расположения облученных участков (отмечены точками) в образцах для однородного (а) и неоднородного (б) одиночного скольжения.

СО АН СССР. Интервал между последовательными «снимками» составлял 4 с, время «экспозиции» — 2 с. Иначе говоря, интенсивность излучения позволяла проводить рентгеновские наблюдения *in situ*, т. е. получать «дифракционное кино» непосредственно в процессе деформирования кристаллов. На опыте образцы деформировались сжатием в специальном устройстве с постоянной скоростью перемещения захватов порядка 10^{-5} м · с⁻¹.

Экспериментально определялись положение дифракционной линии (угол отражения θ) и ее полуширина B (отношение интегральной интенсивности к интенсивности в максимуме). На основании полученных данных об изменении угла дифракции $\Delta\theta$ и о расширении линий β рассчитывались значения относительного изменения межплоскостного расстояния $\Delta d/d$ и величины дисперсии упругой деформации решетки

$$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} = \frac{1}{2\sqrt{2}\pi} \operatorname{ctg} \theta.$$

В качестве эталона использовались значения θ и B для ненагруженного кристалла.

Дислокационная структура деформированных кристаллов выявлялась на боковых гранях образца методом избирательного травления и наблюдалась с помощью оптического и электронного микроскопов.

2. Результаты и их обсуждение

Полученные экспериментальные результаты рассмотрим в последовательности усложнения характера пластической деформации: однородное одиночное скольжение (образцы типа I; рис. 1, а), неоднородное одиночное скольжение с торможением на границах облученной области (типа II; рис. 1, б), множественное скольжение в исходных образцах (типа III).

Как известно [5], в случае I изменение дислокационной структуры в зоне скольжения происходит следующим образом. Вначале образуются тонкие линии скольжения, которые на площадке текучести превращаются в полосы и расширяются, заполняя всю зону. При дальнейшем нагружении (на участке упрочнения) происходит равномерное увеличение плотности дислокаций.

В образцах II вначале по обе стороны от препятствия (облученный участок) появляются одиночные линии скольжения, которые, дойдя до границы препятствия, останавливаются, а затем, расширяясь, превращаются в тонкие полосы скольжения [6]. Далее происходит прорыв этих полос в упрочненную область центральной области и они постепенно заполняют всю зону одиночного скольжения. В краевых полосах скольжения плотность дислокационных ямок травления сразу за переходной границей резко падает, а затем, по мере углубления в упрочненную область, эта плотность растет и становится примерно равной плотности ямок в необлученной зоне.

В образцах III, как это хорошо известно [7], скольжение происходит в основном по двум ортогональным плоскостям типа {110}. На площадке текучести образующиеся полосы скольжения пересекаются, взаимно тормозя друг друга, и, расширяясь, заполняют центральную часть кристалла. На стадии упрочнения в образцах II и III происходит увеличение общей плотности дислокаций с сохранением неоднородности их распределения по объему.

Рис. 2. Зависимости напряжений течения (1), изменения межплоскостных расстояний (2) и величины искажений решетки (3) от степени деформации для кристаллов II (а) и III (б).

Рассмотрим теперь результаты рентгенографических исследований. При изучении положения и ширины дифракционной линии (400) на образцах I оказалось, что в процессе деформирования значения θ и B практически остаются постоянными до деформаций $\Delta l/l \approx 15\%$, где l — высота зоны одиночного скольжения или длина образца III.

В образцах же II и III при их деформировании наблюдается изменение значений как θ , так и B . Зависимости относительного изменения межплоскостных расстояний $\Delta d/d$ и искажений решетки $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ от деформации для образцов II представлены на рис. 2, а. Там же приведена диаграмма нагружения кристаллов $\tau - \Delta l/l$, где τ — сдвиговые напряжения в плоскостях скольжения. Видно, что межплоскостные расстояния в процессе нагружения резко возрастают уже в области микропластических деформаций, а затем, еще до окончания площадки текучести, начинают падать. После уменьшения примерно в 5 раз при $\Delta l/l \approx 6\%$ значения $\Delta d/d$ далее почти не изменяются.

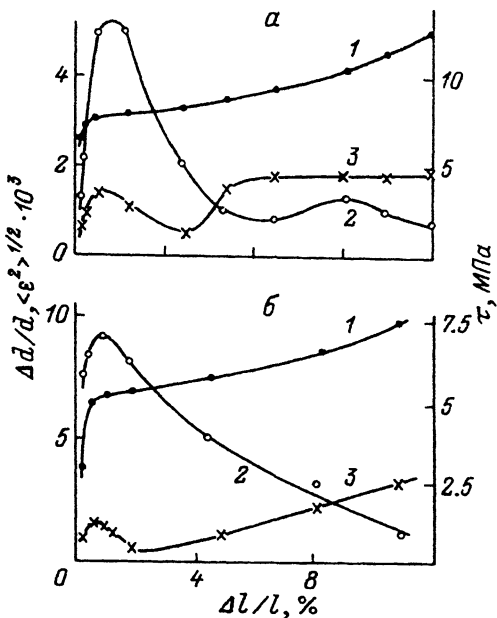
Следует отметить, что наибольшие изменения $\Delta d/d$ возникают в момент, когда наблюдается прорыв заторможенных полос скольжения в облученную область в центре зоны скольжения. Величина микроискажений $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ также проходит через максимум при малых деформациях, однако после площадки текучести они снова возрастают.

Зависимости $\Delta d/d$ и $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ от деформации для образцов III имеют аналогичный характер, с той лишь разницей, что спад величины $\Delta d/d$ после максимума примерно при $\Delta l/l \approx 1\%$ происходит с деформацией более плавно, чем для кристаллов II. Примечательно, что в обоих случаях при больших деформациях значения дисперсии упругой деформации $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ близки к величине $\Delta d/d$.

Сопоставим теперь данные о дислокационной структуре деформированных кристаллов с результатами рентгенографических исследований, учитывая, что изменение величины $\Delta d/d$, т. е. угла отражения θ , свидетельствуют о наличии дальнедействующих упругих деформаций одного знака в решетке, в то время как расширение линий характеризует дисперсию упругих деформаций в микрообластях, в частности на дислокациях.

Исходя из этого, становится понятным отсутствие смещения и расширения рентгеновских линий при однородном одиночном скольжении. Дальнедействующие внутренние напряжения при этом отсутствуют, а сами дислокации из-за их малой плотности (порядка 10^7 см^{-2}) еще не дают практически заметных микроискажений. Именно с отсутствием больших локальных напряжений при однородном одиночном скольжении связывается возможность деформирования образцов II путем растяжения [4].

При наличии упрочненной области, т. е. при неоднородном одиночном скольжении, на границах этой области уже при малых деформациях происходит



образование заторможенных скоплений дислокаций одного знака, которые, естественно, должны приводить к возникновению существенных внутренних напряжений. Именно с этим и связано сильное возрастание величины $\Delta d/d$ еще на участке микропластичности. Максимальная величина $\Delta d/d$ при этом определяется жесткостью препятствия (облученной зоны — в нашем случае). Далее, как уже отмечалось, с деформацией происходит прорыв этих скоплений в облученную область, дальнедействующие напряжения спадают, с чем и связано быстрое уменьшение $\Delta d/d$. Что касается возникающей дисперсии напряжений, то она обусловлена неоднородным распределением дислокаций при деформации кристаллов II и образованием локальных групп дислокаций одного знака.

Аналогичная ситуация имеет место и при множественном скольжении (образцы III). В данном случае препятствиями являются полосы скольжения ортогональных (или наклонных) систем, а источниками дальнедействующих напряжений — места пересечения полос.

Таким образом, полученные результаты показывают, что гетерогенность материала (исходная или созданная при нагружении кристаллов) сказывается на возникновении существенных дальнедействующих напряжений главным образом на самой начальной стадии деформации (отсюда и хрупкость таких материалов при растяжении). На стадии упрочнения эти напряжения существенно уменьшаются и дисперсия упругой деформации определяется локальной неоднородностью распределения дислокаций, а не сравнительно далеко расположенными сильными препятствиями. Выбранный модельный кристалл, следовательно, можно использовать для анализа начальных стадий деформации композиционных материалов. Точность же анализа будет зависеть от того, насколько хорошо соотношение деформационных свойств исходного и облученного кристаллов (которым можно управлять, меняя дозу облучения) моделирует аналогичные характеристики композита.

Список литературы

- [1] Кардашев Б. К., Хайдаров К., Ефимов Б. А., Никаноров С. П., Смирнов Б. И., Шалпыков А. // ФТТ. 1980. Т. 22. № 8. С. 2395—2399.
- [2] Сб. «Механизмы повреждаемости и прочность гетерогенных материалов». Л., ФТИ АН СССР, 1985. 226 с.
- [3] Орлова Т. С., Смирнов Б. И., Шпейзман В. В. // ФТТ. 1981. Т. 23. № 7. С. 1981—1986.
- [4] Орлова Т. С., Смирнов Б. И., Степанов В. А., Шпейзман В. В. // Проблемы прочности. 1982. № 3. С. 68—72.
- [5] Смирнов Б. И. // ФТТ. 1968. Т. 10. № 9. С. 2689—2696.
- [6] Ефимов Б. А., Смирнов Б. И. // Сб. «Поверхности раздела, структурные дефекты и свойства металлов и сплавов». Череповец, ЧГПИ, 1988. С. 33—34.
- [7] Sprackling M. T. The Plastic Deformation of Simple Ionic Crystals. London: Academic Press, 1976. 242 p.

Физико-технический институт
им. А. Ф. Иоффе РАН
Санкт-Петербург

Поступило в Редакцию
28 января 1992 г.