

УДК 539.37.374.377

© 1992

БОЛЬШИЕ ЛОКАЛЬНЫЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ КРИСТАЛЛОВ ФТОРИСТОГО ЛИТИЯ

Б. И. Смирнов, Р. С. Чуднова, В. В. Шнейцман

Экспериментально изучалось распределение деформации в кристаллах LiF после испытания их на растяжение или на сжатие в режиме ползучести при повышенных температурах $T = (0.5 \div 0.8) \times T_m$. Установлено, что после «мгновенной» деформации в образцах наблюдается локализация пластической деформации в виде узких (шириной ~ 10 мкм) полос сдвига, среднее расстояние между которыми составляет $\sim 10^2$ мкм. Величина сдвига в полосах может достигать порядка $10^3\%$. На поверхностях образца, параллельных вектору Бюргерса дислокаций, эти полосы ориентированы в соответствии с системой скольжения типа $\{110\}$ $\langle 110 \rangle$. На других боковых поверхностях ступеньки, соответствующие полосам сдвига, образуют картину так называемого «волнистого скольжения». На основании полученных результатов обсуждаются возможные механизмы нестабильности пластической деформации в полосах сдвига.

Еще в 30-е годы Шмид и Боас [1] наблюдали образование больших локализованных сдвигов в результате деформации металлических кристаллов (Zn, Cd) при высоких температурах, близких к температуре плавления T_m . Позднее аналогичные эффекты были отмечены также на кристаллах AgCl [2] и LiF [3]. В последнее время это явление вновь привлекло к себе внимание [4-7], поскольку причины образования очень больших локальных сдвигов при высокотемпературной деформации и ее механизм до сих пор остаются неясными.

В настоящей публикации излагаются результаты наблюдений больших локальных деформаций в кристаллах LiF после испытания их в режиме ползучести при температурах $T = (0.5 \div 0.8) T_m$.

1. Экспериментальная методика

В работе использовались монокристаллы LiF, выращенные методом Киропулоса и отожженные в течение 48 ч при 1023 К с последующим охлаждением 5 К/ч. Исходная плотность дислокаций была порядка 10^4 см⁻². Образцы получались выкалыванием из кристалла по плоскостям спайности, они имели следующие размеры: $1.2 \times 5 \times 25$ мм в случае испытаний на растяжение и $3.5 \times 5 \times 15$ мм в случае сжатия. Образцы подвергались растяжению или сжатию в направлении $\langle 100 \rangle$ при постоянных для каждого опыта температуре и нормальном напряжении σ [8]. Опыты проводились в интервале температур 573—973 К. После достижения заданной деформации или после истечения заданного времени образец охлаждался (иногда под нагрузкой) до 293 К. Время нахождения образца под нагрузкой варьировалось от нескольких секунд до нескольких часов. Дислокационная структура кристаллов выявлялась методом

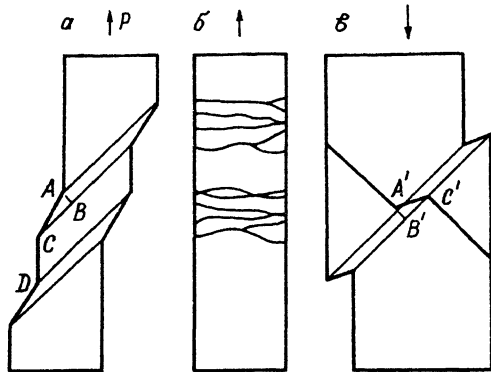


Рис. 1. Схема расположения полос локального сдвига в образцах при растяжении (а, б) и сжатии (в).

а: показаны ступенька скола и излом на ней в области сдвига.

избирательного травления и наблюдалась в оптическом или электронном микроскопах.

Возможное изменение плотности кристаллов в результате высокотемпературной деформации определялось экспериментально флотационным методом в термоградиентной трубке [9].

2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

При изучении деформированных образцов в оптическом микроскопе оказалось, что деформация в них после нагружения при повышенных температурах ($T \geq 673$ К) распределена крайне неравномерно, а именно наблюдается очень сильная локализация сдвиговой деформации в узких полосах скольжения. Схематически расположение этих полос в образцах после растяжения и сжатия показано на рис. 1, а на рис. 2 представлены их микрофотографии.

Следы указанных сдвигов прежде всего проявляются в виде соответствующих ступенек на поверхностях образца, содержащих выходы винтовых дислокаций. При растяжении образцов в результате сдвига образуется новая поверхность AC с размером L_b вдоль полосы (рис. 1, а и 2, а), при больших сдвигах близкая по средней ориентации к плоскости типа $\{110\}$. На «винтовой» грани эти новые поверхности чередуются с поверхностями CD исходной ориентации типа $\{100\}$ и размером L_c вдоль оси образца. Из рис. 2, а видно, что при больших сдвигах $L_b \approx L_c$. В случае сжатия (рис. 1, в и 2, в) образующиеся новые поверхности расположены как бы «внутри» ступеньки и недоступны для наблюдения.

Ступеньки, образующиеся на боковой грани, не лежат строго вдоль направления типа $\langle 100 \rangle$, перпендикулярного оси образца (рис. 1, б и 2, б). Четкие и редкие у краев образца, они далее часто разветвляются и взаимно сливаются, т. е. имеет место так называемое волнистое скольжение.

На поверхности, параллельной вектору Бюргерса и содержащей выходы краевых дислокаций, указанные микрополосы сдвига ориентированы в соответствии с системой скольжения $\{110\} \langle 110 \rangle$ (рис. 2, а, в). На гладкой (ровной) поверхности вдоль полос обычно никаких особенностей не наблюдается, однако в ряде случаев рельеф поверхности в полосах на некоторой длине изменяется. На рис. 3 демонстрируется картина изменения этого рельефа в обычном оптическом и интерференционном микроскопах. Направление отклонения интерференционных линий на рис. 3, б свидетельствует о том, что на поверхности образца после сжатия вдоль полосы имеется «впадина». Длина таких впадин около 10^2 мкм, ширина 10 мкм, а глубина 0,3 мкм. Указанные впадины часто располагаются группами в некоторой области сразу на нескольких параллельных сдвигах. На неровной поверхности следы микрополос видны за счет образования изломов на неровностях, прежде всего на ступеньках скола (рис. 1, в; 2, а, в; 4) или следах травления ортогональных линий скольжения. Среднее расстояние между полосами сдвига составляет примерно 10^2 мкм. На рис. 4 четко видна периодичность в их расположении.

Величина локальной сдвиговой деформации в микрополосах определялась на основании экспериментальных данных о ширине полосы d (AB или $A'B'$) и

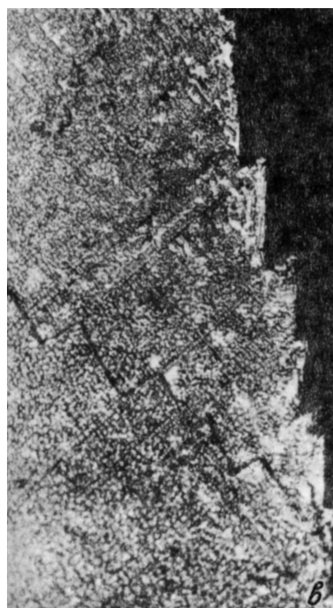
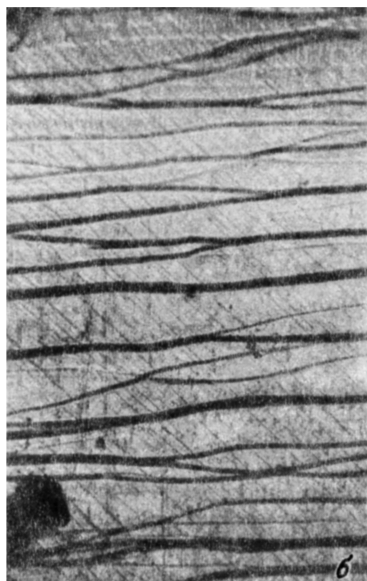
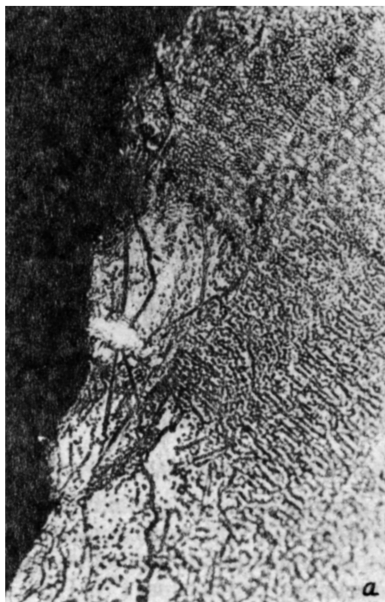


Рис. 2. Внешний вид ступенек сдвига на краевых (а, в) и винтовой (б) поверхностях образца при растяжении (а, б) и сжатии (в).

Темные линии с уступами на полосах сдвига — ступеньки скола. $\times 230$ (а, в) и 120 (б).

размере ступеньки h (BC или $B'C'$) вдоль направления сдвига на поверхности кристалла или на ступеньке скола как $\gamma_b = h/d$ (рис. 1). Оказалось, что значение γ_b может быть очень большим (порядка $10^3\%$) при средней сдвиговой деформации 5—15%. Величина деформации в областях между полосами сдвига экспериментально не определялась; оценки же показывают, что она порядка 1%.

На опыте указанные полосы скольжения появляются сразу же после нагружения кристаллов, т. е. на стадии «мгновенной» деформации. Для их обнаружения достаточно выдержать образец под нагрузкой в течение нескольких секунд. Экспериментально сам процесс развития во времени сдвиговой деформации в полосах не наблюдался, но, исходя из величины γ_b и времени нагружения, можно сказать,

что во всяком случае на начальной стадии скорость деформации в таких полосах $\dot{\gamma}_b \gg 10^0 \text{ с}^{-1}$ при средней скорости деформации в областях между полосами порядка $10^{-3}—10^{-2} \text{ с}^{-1}$. На стационарной стадии ползучести появления новых полос сдвига практически не наблюдалось.

Что касается дислокационной структуры деформированных кристаллов, то после мгновенной деформации для краевых компонент она представляет собой более или менее однородное поле дислокационных ямок травления плотностью порядка 10^7 см^{-2} (рис. 2, а, в). О винтовых компонентах судить однозначно трудно, так как поверхности, значительно отклоняющиеся от плоскостей типа $\{100\}$, не да-

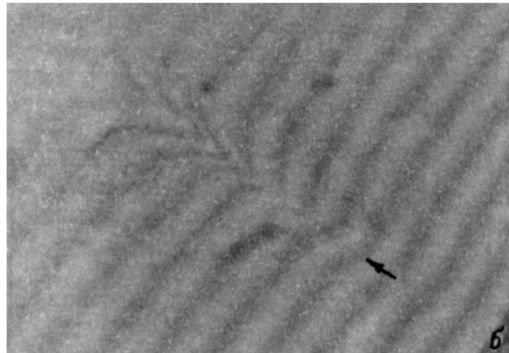
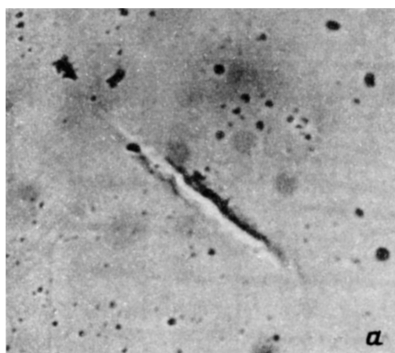


Рис. 3. Изменение рельефа краевой поверхности образца в зоне локального сдвига в оптическом (а) и интерференционном (б) микроскопах.

Направление полосы сдвига указано стрелкой. $\times 900$.

ют достаточно качественную картину избирательного травления, однако плотность винтовых ямок травления гораздо меньше, чем краевых. На переходной стадии ползучести распределение дислокаций становится неоднородным и появляются малоугловые границы, из которых формируется ячеистая структура [8]. При этом вдоль деформационных полос может наблюдаться повышенная плотность краевых компонент дислокаций, которые перестраиваются в малоугловые границы (рис. 4).

В работе оценивалось также возможное изменение плотности кристаллов в результате высокотемпературной пластической деформации. На опыте оказалось, что плотности исходного и деформированного при 873 К кристаллов не отличаются с точностью до 10^{-6} . Поскольку области локализованных сдвигов составляют примерно одну десятую часть образца, это означает, что избыточная плотность вакансий или вакансионных скоплений в микрополосах отсутствует с точностью порядка 10^{-5} .

Как уже отмечалось выше, физические механизмы локализации высокотемпературной пластической деформации в сочетании с очень большими (можно сказать, громадными) сдвигами до сих пор остаются неясными. По нашему мнению, это связано как с недостаточным вниманием к этому явлению, так и с тем обстоятельством, что при повышенных температурах возможны быстрые процессы отдыха структуры в процессе деформирования или при охлаждении, приводящие к ее перестройке. Что касается физики этого явления, то, поскольку для дислокационного механизма скорость деформации в некотором заданном объеме определяется общим соотношением $\dot{\gamma} = b\rho v$, где b — величина вектора Бюргерса, ρ — плотность подвижных дислокаций, v — скорость их перемещения, эффект локализации деформации в данном месте может быть связан либо с повышенной плотностью подвижных дислокаций в этом месте, либо с их повышенной скоростью. Примерами локализации за счет появления подвижных дислокаций могут служить случаи их зарождения на концентраторах (в том числе и при двойниковании) или постоянного размножения за счет двойного поперечного скольжения при расширении полос скольжения. Если же имеет место локальный разогрев, отрыв дислокаций от примесей или «деформационное разупрочнение» дефектных кристаллов, определяющим фактором будет являться резкое возрастание v . Естественно, что для обеспечения не только самого эффекта локализации, но и получения большой локальной деформации необходимо еще очень малое деформационное упрочнение материала.

Какие же факторы являются определяющими для появления локализованных сдвигов в исследованных кристаллах LiF, если исходить из их дислокационной природы? По-нашему мнению, развитие деформации в нагруженных кристаллах можно представить себе следующим образом. После

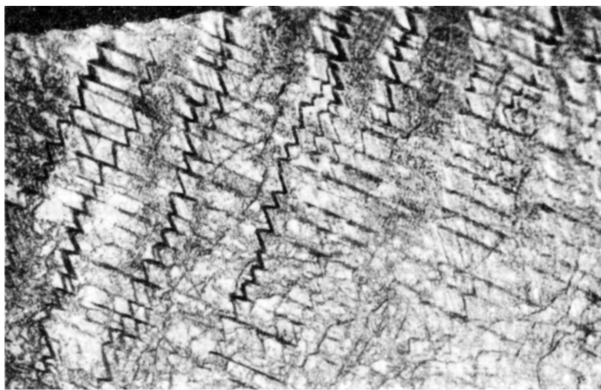


Рис. 4. Дислокационная структура и локальные сдвиги в кристаллах после растяжения на переходной стадии ползучести.

В верхней части видна боковая поверхность образца. $\times 120$.

нагрузки образцов напряжениями, превышающими их предел текучести, при значениях $\dot{\gamma} \approx 10^{-4} \div 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, в них начинается процесс движения и размножения дислокаций, характерный для обычной деформации кристаллов [10]. В результате этого в образце образуется более или менее равномерная дислокационная структура с плотностью дислокаций, достаточной для упрочнения кристалла и резкого понижения первоначальной («мгновенной») скорости деформации образца после нагружения [8].

Кроме того, следует учесть, что в кристалле могут быть места локальной концентрации напряжений, приводящие, естественно, к локальной генерации групп дислокаций. По мнению авторов [11], в определенных условиях возможна работа источников дислокаций в динамическом режиме, приводящая к локализации деформации. Для осуществления сдвига в сотни процентов трансляционным путем плотность дислокаций, переместившихся в зоне деформации, при длине их пробега λ порядка размера образца, т. е. около 0.5 см, должна быть больше, чем величина $\rho_l = \frac{\gamma_b}{b\lambda} \approx 10^8 \text{ см}^{-2}$. Реальная плотность дислокаций,

наблюдаемая в кристаллах, как указывалось выше, гораздо меньше этой величины, что может быть связано с их выходом из кристалла и частично с аннигиляцией в процессе деформации. При этом в области локального сдвига не только скорость деформации, но и средняя скорость движения дислокаций оказываются очень большими, а именно более $1 \text{ см} \cdot \text{с}^{-1}$, что находится уже в зоне скоростей надбарьерного движения дислокаций. Следует заметить, что при таком коллективном движении дислокаций от их источника в зоне сдвига практически должно исчезать, содействуя локализации, торможение за счет ориентационного эффекта Снука, связанного с наличием диполей двухвалентная примесь—вакансия [12]. В принципе дополнительную роль в усилении процесса локализации скольжения может играть и локальный разогрев кристалла. Однако даже по самым завышенным нашим оценкам этот разогрев не превышает нескольких градусов. Существенно также и то обстоятельство, что обычно концентраторы напряжений рассасываются за счет пластической деформации, в то время как при больших локальных сдвигах в местах выхода этих сдвигов на поверхность образца, напротив, будет возникать концентрация напряжений, усиливающая процесс локализации.

Таким образом, исходя из чисто дислокационных представлений о пластической деформации, в принципе можно представить некоторую схему, допускающую возникновение больших локализованных сдвигов в процессе нагружения кристаллов при повышенных температурах. В то же время из этой схемы автоматически не следуют ни качественные особенности, ни количественные параметры указанных сдвигов. Поэтому естественно, что многие авторы пытаются привлечь для объяснения эффекта локализации и другие, более сложные механизмы пластического течения. Так, в ряде работ (см., например, [7]) отмечается особая роль в процессе локализации сдвига генерируемых дислокациями точечных дефектов, которые способствуют потере процессом деформации трансляционного характера. Правда, приведенные выше экспериментальные данные по дефекту плотности деформированных кристаллов не обнаруживают следов наличия избыточных вакансий или их скоплений, однако это может быть связано с их уходом на стоки или из кристалла. Существует и более радикальное предположение, что в зоне сдвига «может происходить динамическая аморфизация, где материал течет как квазивязкая жидкость» [13].

Итак, из проведенного выше рассмотрения возможной природы локализованных сдвигов следует, что неполный объем имеющихся экспериментальных данных дает широкий простор для самых разных предположений. Нам представляется, что достаточно убедительным в настоящее время является лишь вывод о кристаллографичности локальных сдвигов, что указывает на дислокационный характер происходящей при этом деформации, по крайней мере на стадии зарождения этих сдвигов.

Список литературы

- [1] Schmid E., Boas W. *Kristallplastizität, mit besonderer Berücksichtigung der Metalle*. Springer Verlag, Berlin, 1935. 316 S.
- [2] Ретель В. Р., Говорков В. Г., Добрянский Н. Ф. // *Оптико-механическая промышленность*. 1958. № 6. С. 28—33.
- [3] Day R. B., Johnson W. A. // *J. Am. Ceram. Soc.* 1969. V. 52. N 11. P. 595—599.
- [4] Бережкова Г. В., Скворцова Н. П., Перстнев П. П., Ретель В. Р. // *ФТТ*. 1984. Т. 26. № 4. С. 1074—1079.
- [5] Чуднова Р. С. // Автореф. канд. дис. Л., ЛПИ, 1983. 19 с.
- [6] Смирнов Б. И., Чуднова Р. С., Шпейзман В. В. // *Тез. докл. III Всес. семинара*. Свердловск, ИФМ УНЦ АН СССР, 1984. С. 39.
- [7] Старенченко В. А., Абзаев Ю. А., Конева Н. А. // *ФММ*. 1987. Т. 64. № 6. С. 1178—1182.
- [8] Смирнов Б. И., Чуднова Р. С., Шпейзман В. В. // *ФТТ*. 1981. Т. 23. № 10. С. 2964—2970.
- [9] Андреев Г. А. // *Монокристаллы и техника*. Харьков, 1974. № 2. С. 1—20.
- [10] Смирнов Б. И. *Дислокационная структура и упрочнение кристаллов*. Л.: Наука, 1981. 235 с.
- [11] Попов Л. Е., Старенченко Л. А. // *Сб. «Математические модели пластической деформации»*. Томск, ТГУ, 1989. С. 12—23.
- [12] Ван Бюрен. *Дефекты в кристаллах*. М.: ИЛ, 1962. 584 с.
- [13] Скворцова М. П. // Автореф. канд. дис. Киев, ИМФ, 1991. 16 с.

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

Поступило в Редакцию
24 января 1992 г.