

УДК 539.37.374.377

©1993

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ NaNO_2 .

Б.И.Смирнов, В.И.Николаев

Экспериментально изучалось распределение деформации в кристаллах NaNO_2 после испытания их на сжатие при 380 К (0.7 от температуры плавления). Установлено, что в нагруженных образцах наблюдается сильная локализация пластической деформации в виде узких (шириной несколько микрон) полос сдвига, среднее расстояние между которыми составляет около 20 мкм. Величина сдвига в полосах может достигать $5 \cdot 10^2\%$ при средней деформации образца 10–20%. Обсуждаются возможные механизмы нестабильности пластической деформации в полосах сдвига. Делается вывод, что наиболее вероятным из них является механизм деформационного разупрочнения кристаллов при перерезании дислокациями когерентных преципитатов.

В настоящее время в физике пластичности все большее внимание привлекают вопросы нестабильности и локализации пластической деформации твердых тел [1–3], в частности образование очень больших локальных сдвигов при высокотемпературном деформировании кристаллов. Подобные сдвиги в металлах наблюдались еще 60 лет тому назад [4], однако их природа до сих пор остается неясной.

В настоящей работе изучалась высокотемпературная локализация пластической деформации в кристаллах нитрита натрия. Отличие этих кристаллов от изучавшихся ранее заключается в том, что в них возможно скольжение по одной системе кристаллографических плоскостей, причем последние не совпадают с плоскостями максимальных сдвиговых напряжений [5]. Кроме того, доменные границы в указанных сегнетоэлектрических кристаллах являются удобными реперами для наблюдения локальных сдвигов.

В результате экспериментов было установлено, что при повышенной температуре в кристаллах NaNO_2 наблюдается очень сильная локализация пластической деформации, геометрия которой соответствует кристаллографии скольжения. Авторы полагают, что наиболее вероятной причиной образования локальных сдвигов является деформационное разупрочнение кристаллов при перерезании дислокациями когерентных преципитатов.

1. Экспериментальная методика

Монокристаллы NaNO_2 , имеющие объемно-центрированную орторомбическую структуру, выращивались методом Киропулоса. Далее из этих кристаллов аналогично [5] путем выкалывания по плоскостям спайности

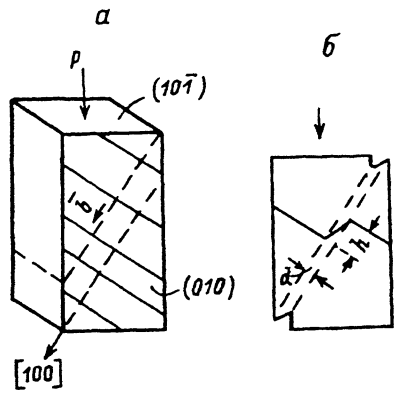


Рис. 1. Кристаллография скольжения по системе (001) [100] (а) и схематическое изображение локализованного сдвига (б) в кристаллах NaNO_2 . Показано расположение плоскостей скольжения и доменных границ (соответственно штриховые и сплошные линии).

($10\bar{1}$) и вырезания нитяной пилой получались прямоугольные образцы с размерами примерно $3 \times 3 \times 6$ мм. При этом торцы образца совпадали с плоскостями спайности (рис. 1), а боковые грани попарно соответствовали плоскостям (010) и примерно (307). В результате плоскости и направления скольжения в системе (001) [100] располагались под углом 33.4° к оси образца и не совпадали с плоскостями максимальных сдвиговых напряжений при сжатии или растяжении образцов.

Образцы деформировались сжатием на машине с постоянной скоростью перемещения захватов $4 \cdot 10^{-4}$ мм/с. При одиночном скольжении в зоне деформации это соответствовало средней скорости сдвиговой деформации $\dot{\epsilon} \approx 6 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$. Температура образца равнялась 380 К и составляла 0.7 от температуры плавления. Образец при этом еще оставался в сегнетоэлектрической фазе.

Распределение деформации в образце определялось по изменению картины следов доменных границ, которые выявлялись на гранях (010) путем избирательного травления и в исходном кристалле были ориентированы перпендикулярно плоскостям скольжения (рис. 1). Изменение положения указанных следов в результате деформации позволяло определить величину локального сдвига ϵ_l по углу изгиба доменной границы α ($\epsilon_l = \text{tg } \alpha$) или по отношению смещения границы h к ширине полосы сдвига d ($\epsilon_l = h/d$) (рис. 1,б). Расположение доменных границ периодически фиксировалось на фото пленке непосредственно в процессе испытания. Кроме того, после деформации образец исследовался в оптическом микроскопе при большом увеличении.

2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Диаграмма нагружения кристаллов NaNO_2 при 380 К представлена на рис. 2. Видно, что в процессе деформирования напряжения течения меняются слабо, т.е. образец практически не упрочняется.

На рис. 3 приведены примеры общих картин расположения доменных границ в исходном (а) и деформированном (б, в) образцах. Видно, что пластическая деформация в зоне скольжения протекает не равномерно, а локализуется в узких микрополосах с очень большой величиной локального сдвига. Указанные сдвиги проявляются в виде резких уступов на доменных границах. Как правило, сдвиги проходят через все сечение

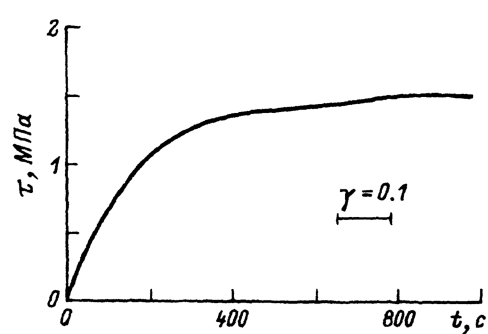


Рис. 2. Диаграмма нагружения кристаллов NaNO_2 при 380 К.

τ — сдвиговые напряжения. Показан масштаб средней сдвиговой деформации ϵ .

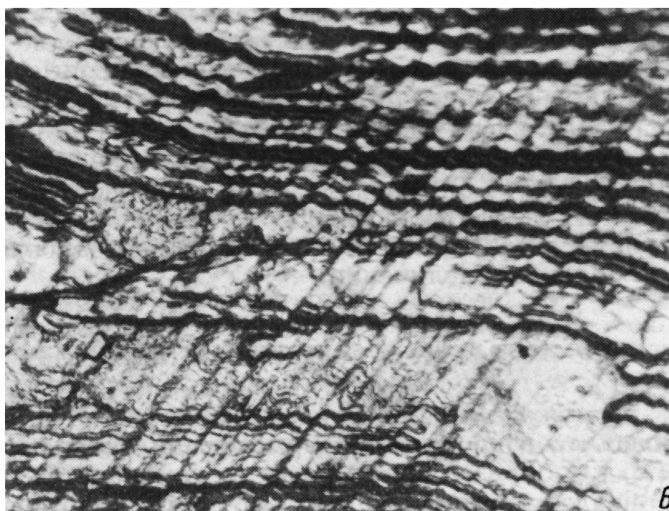
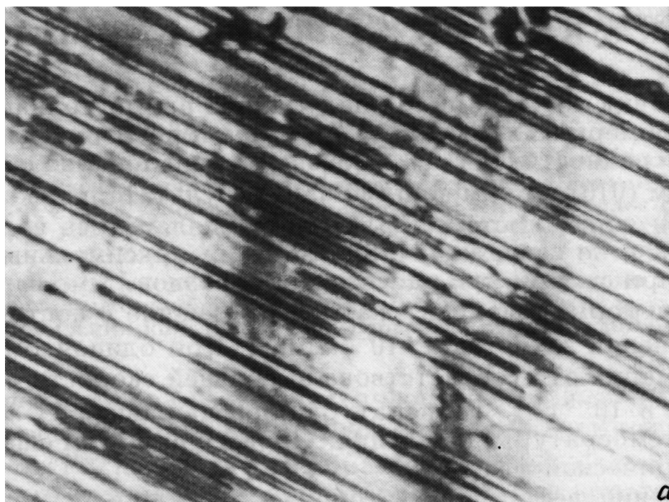


Рис. 3. Картины расположения доменных границ в исходном (а) и деформированном (б, в) кристаллах.

Видны резкие изломы границ в местах локализованных сдвигов. Увеличение 150 (а, б) и 300 (в). Геометрия расположения доменных границ и локализованных сдвигов соответствует геометрии на рис. 1.

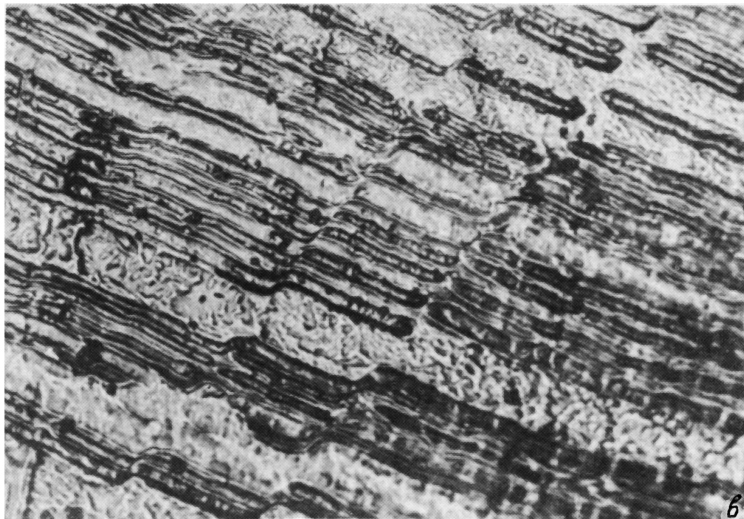


Рис. 3. (продолжение).

образца, хотя при больших деформациях может наблюдаться их искривление. Существенно также, что геометрия расположения этих сдвигов совпадает с геометрией плоскостей скольжения.

Число сдвигов (микрополос) растет по мере деформирования образца, и после значительной средней деформации $\bar{\epsilon} \approx 15\%$ они расположены довольно равномерно при среднем расстоянии между ними порядка 20 мкм (рис. 3,б). Ширина микрополос d обычно составляет несколько микрон. Расчет величины сдвига в микрополосе ϵ_1 показывает, что она может достигать 500% при средней деформации $\bar{\epsilon} \approx 20\%$.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что и в сегнетоэлектрических кристаллах при высокотемпературном деформировании наблюдается локализация пластической деформации в узких микрополосах, величина сдвига в которых достигает сотен процентов. Ранее подобные сдвиги наблюдались в металлах, сплавах и ионных кристаллах [1-4,6-8], однако их природа, как уже отмечалось, до сих пор остается в значительной степени неясной. При обсуждении вопроса о неустойчивости и локализации пластической деформации обычно рассматриваются следующие возможные причины ее появления в монокристаллах [1,9,10].

1) Уменьшение поперечного сечения образца при растяжении, приводящее к образованию «шейки». 2) Локальный разогрев материала при высоких скоростях или низких температурах деформации (термомеханическая неустойчивость). 3) Наличие аномальной скоростной чувствительности напряжений течения, например, при динамическом старении. 4) Структурное разупрочнение за счет изменения количества или качества дефектов в результате деформации (деформационное размягчение).

Судя по всему, для нашего случая возможными представляются лишь варианты 2 и 4. Что касается локального разогрева, то последний по самым завышенным оценкам при $\epsilon_1 = 500\%$ не превышает долей градуса и поэтому не может привести к наблюдаемой локализации.

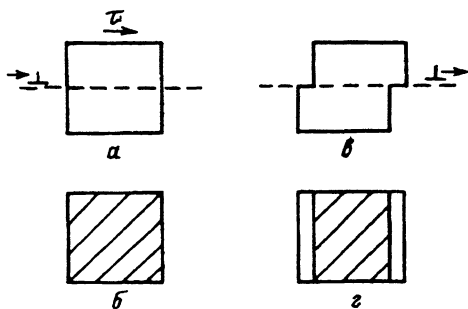


Рис. 4. Схематическое изображение когерентного преципитата до (а, б) и после (в, з) перерезания его дислокациями, скользящими в одной и той же плоскости. а, в — вид сбоку; б, з — вид сверху. Заштрихована площадь поперечного сечения преципитата в плоскости скольжения.

Структурное же разупрочнение обычно связывается с уменьшением в процессе деформации концентрации дефектов или их сопротивления движению дислокаций. Из-за подобия геометрии микрополос сдвига и кристаллографии скольжения, видимо, нет сомнений относительно дислокационной природы локальной деформации в наших экспериментах. В таком случае нам представляется, что наиболее вероятным механизмом локального деформационного разупрочнения кристаллов является механизм перерезания малых когерентных преципитатов движущимися дислокациями. Этот механизм наблюдался ранее экспериментально [11] и рассматривался теоретически [12,13].

Действительно, если в кристалле имеются когерентные выделения примесей (преципитаты), например фазы Сузуки в щелочно-галлоидных кристаллах [14], то они могут быть перерезаны дислокацией при напряжениях τ_c , меньших, чем орованаовские напряжения τ_0 , необходимые для продавливания дислокации между выделениями [12]. Если представить указанные преципитаты в виде кубика размером D (рис. 4, а, б), то для его перерезания первой дислокацией требуются напряжения

$$\tau_1^c = \frac{\sqrt{f}}{D} \left(\gamma_1 \frac{D}{b} + 3\gamma_2 \right), \quad (1)$$

в то время как

$$\tau_0 \approx Gb\sqrt{f}/D(1 - \sqrt{f}). \quad (2)$$

Здесь G — модуль сдвига; b — величина вектора Бюргерса; f — объемная доля выделений; γ_1 — удельная энергия «дефектной» поверхности, образующейся при пересечении частицы; γ_2 — удельная энергия поверхностей — уступов шириной b .

Из (1) и (2) следует, что в случае $D > D_c \approx Gb^2/\gamma_1(1 - \sqrt{f})$ дислокации будут продавливаться между преципитатами, а при $D < D_c$ перерезать выделения. В результате перерезания частицы первой дислокацией ее сечение в плоскости скольжения уменьшается на величину $\Delta S = bD$ (рис. 4, з), и поэтому для второй дислокации,двигающейся по той же плоскости, потребуются уже меньшие напряжения

$$\tau_2^c = \frac{\sqrt{f}}{D} \left(\gamma_1 \frac{D-b}{b} + 2\gamma_2 \right). \quad (3)$$

Иначе говоря, сопротивление для движения последующей дислокации уменьшается на величину $\Delta\tau = \gamma_1\sqrt{f}/D$. Для n -й дислокации ($n < D/b$) уменьшение напряжений перерезания составит уже величину

$$\Delta\tau_n = \frac{\sqrt{f}}{D}\gamma_1 n. \quad (4)$$

При $n \geq D/b$ выделение будет перерезано полностью и его сопротивление деформированию в соответствующей плоскости будет равно нулю. Максимальный же эффект разупрочнения $\Delta\tau_{\max} \approx \tau_1^c$.

Процесс образования локализованных сдвигов за счет перерезания малых (до 10^2 Å) когерентных преципитатов в общем виде можно представить себе следующим образом. Как известно [15,16], при нагружении кристаллов в области умеренных температур процесс деформации в них начинается с перемещения дислокационных петель, уже присутствующих в образце или образующихся на концентраторах напряжений. Далее при своем движении эти петли размножаются и дают в результате новые дислокационные петли, которые лежат возле первоначальной плоскости скольжения исходных дислокаций и образуют вместе с последними узкие линии скольжения. При наличии деформационного упрочнения (скажем, за счет размножения дислокаций) скольжение в этих линиях прекращается уже после небольшого сдвига и деформация образца может происходить либо за счет появления новых линий скольжения, либо за счет превращения линий в полосы скольжения путем расширения.

Если же кристалл деформируется при повышенных температурах, то за счет перерезания дислокациями когерентных преципитатов в линиях скольжения может происходить не только упрочнение, но и деформационное разупрочнение. В результате локализация скольжения в этих линиях будет усиливаться и процесс деформации в них будет происходить до тех пор, пока сопротивление деформированию не восстановится до уровня соседних областей кристалла. Существенное влияние при этом могут оказывать и изгибающие моменты, возникающие при больших локальных сдвигах в «зажатом» в процессе испытания образце. Что касается величины локализованного сдвига в микрополосе и ее ширины, то они и будут определяться соотношением процессов упрочнения и разупрочнения, а также процессом двойного поперечного скольжения дислокаций. К сожалению, в настоящее время нет как достаточного количества экспериментальных данных о параметрах сверхлокализованных сдвигов и динамике их развития под нагрузкой, так и теоретических разработок, связывающих эти параметры с элементарными актами движения, размножения и взаимодействия дислокаций. В результате представления об указанных сдвигах до сих пор остаются на уровне предположений.

В настоящей же работе продемонстрировано, что явление сверхлокализации высокотемпературной деформации является общим для различного типа кристаллов, включая сегнетоэлектрические, причем последние являются весьма удобными объектами исследования, поскольку позволяют использовать доменные стенки в качестве реперов для измерения параметров локализованных сдвигов.

Список литературы

- [1] Luft A. // Progress in Material Science. 1991. V. 35. N 2. P. 97-203.
- [2] The Euromech colloquium on Microscopic and Macroscopic Plastic Deformation Instabilities (Metz, France, July 7-11, 1991). Abstracts. Université de Metz, France, 1991. 95 p.
- [3] XVIII Internat. Congress of Theoretical and Applied Mechanics (Haifa, Israel, August 22-28, 1992). Abstracts. Technion-Israel Institute of Technology, 1992. 189 p.
- [4] Schmid E., Boas W. Kristallplastizität, mit besonderer Berücksichtigung der Metalle. Springer Verlag, Berlin, 1935. 316 s.
- [5] Николаев В.И., Смирнов Б.И., Иванцов В.А. // ФТТ. 1985. Т. 27. № 8. С. 2519-2521.
- [6] Бережкова Г.В., Скворцова Н.П., Перстнев П.П., Регель В.Р. // ФТТ. 1984. Т. 26. № 4. С. 1074-1079.
- [7] Смирнов Б.И., Чуднова Р.С., Шпейзман В.В. // Структура дислокаций и механические свойства металлов и сплавов. Тез. докл. III Всесоюзного семинара (март 1984 г.). Свердловск, ИФМ УНЦ АН СССР, 1984. С. 39.
- [8] Смирнов Б.И., Чуднова Р.С., Шпейзман В.В. // ФТТ. 1992. Т. 34. № 6. С. 1759-1764.
- [9] Estrin Y., Kubin L.P. // Res. Mechanica. 1988. V. 23. N 2. P. 197-221.
- [10] Bréchet Y., Louchet F. // Solid State Phenomena. 1988. V. 3/4. P. 347-356.
- [11] Hornbogen E. // Z. Metallkde. 1977. V. 68. N 5. S. 455-469.
- [12] Фридель Дж. // Сб. «Физика прочности и пластичности»: Пер. с англ. М.: Металлургия, 1972. С. 152-158.
- [13] Bréchet Y., Louchet F. // J. of Mech. Behav. of Mater. 1990. V. 2. N 3-4. P. 335-351.
- [14] Suzuki K. // J. Phys. Soc. Japan. B. 1961. V. 16. N 1. P. 67-72.
- [15] Gilman J.J., Johnston W.G. // Solid State Phys. 1962. V. 13. P. 147-222.
- [16] Смирнов Б.И. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Л.: Наука, 1981. 235 с.

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

Поступило в Редакцию
8 февраля 1993 г.