

УДК 539.37.374.377

© 1991

## О ПРИРОДЕ III СТАДИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ В КРИСТАЛЛАХ СО СТРУКТУРОЙ NaCl

*Г. В. Бережкова, Н. П. Скворцова*

На основе изучения механических свойств монокристаллов LiF в широком диапазоне температур в сопоставлении со структурными особенностями, возникающими при больших деформациях и высоких температурах, обсуждается вопрос о природе III стадии деформационного упрочнения. Выдвинута гипотеза, что появление III стадии связано с переходом к новой моде пластической деформации — квазивязкому течению в локализованных зонах.

Стадийность кривых деформационного упрочнения непосредственно связана с различием механизмов пластической деформации, определяющих поведение материала на разных этапах воздействия внешнего напряжения. Поэтому вопрос о природе стадийности является одним из фундаментальных вопросов физики прочности и пластичности.

В ЩГК кристаллах, так же как в ГЦК и ОЦК металлах, деформационные кривые имеют несколько характерных стадий, различающихся скоростью упрочнения. Число стадий и параметры кривых упрочнения зависят от ряда факторов, в том числе в очень большой степени от количества дислокационных источников, которые можно регулировать обработкой поверхности, изменением температуры, предварительной термообработкой. На монокристаллах MgO было показано, что после механической шлифовки поверхности кривая при комнатной температуре имеет четыре стадии, в то время как химически заполированные образцы часто разрушаются на I стадии вблизи предела текучести [1]. Предварительная деформация при высокой температуре ( $0.5 T_{пл}$ ), создающая, как было показано в [2], большое число равномерно распределенных объемных источников, повышает пластичность при комнатной температуре в несколько раз, и при этом вся деформация развивается на стадии легкого скольжения [3].

В кристаллах KCl четырехстадийные кривые Бенгус и др. [4] наблюдали при температурах выше 300 °С. При комнатной температуре в LiF и ряде других кристаллов кривые деформации обычно состоят из двух линейных стадий и последней стадии с уменьшающейся скоростью упрочнения. Поэтому довольно широко бытует представление о полной аналогии формы кривых деформационного упрочнения в металлах и ЩГК [5]. При таком подходе III стадия имеет традиционное объяснение динамическим отдыхом [6]. В работе [4], специально посвященной изучению стадийности в ЩГК, стадийность объяснялась чередующимся действием геометрически равноправных систем скольжения {110} [110]: на I и II стадиях активны только две ортогональные системы из четырех эквивалентных, на III и IV стадиях — две другие ортогональные системы.

Результаты, полученные нами при изучении механических свойств кристаллов LiF в широком диапазоне температур в сопоставлении со структурными особенностями, возникающими при больших деформациях и высоких температурах, позволили подойти по-новому к объяснению природы III стадии кривых деформационного упрочнения.

Деформационные кривые. Испытания проводились на сжатие и растяжение по методике [7]. В данной работе использованы главным образом результаты на растяжение. Всего было испытано более 50 образцов. На рис. 1 приведены типичные кривые растяжения монокристаллов LiF при температурах деформации 100 (1), 300 (2) и 800 °C (3). При тем-

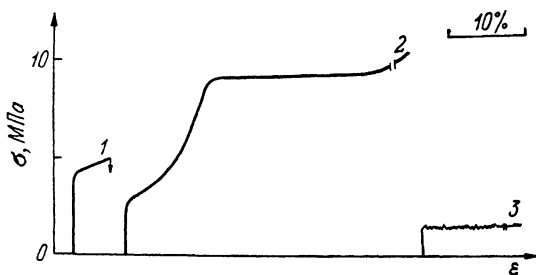


Рис. 1. Диаграммы растяжения.

пературах ниже 200 °C образцы разрушаются хрупко, при растяжении — на I стадии, при сжатии — на II стадии. Первые микротрещины при сжатии соответствуют тем степеням деформации, при которых при растяжении происходит разрыв. При ~200 °C впервые наблюдается переход к III стадии — стадии, где деформация развивается без упрочнения ( $\sigma_{III} \approx 0$ ). При 300 °C стадия четко фиксируется и при растяжении превышает 80 %.

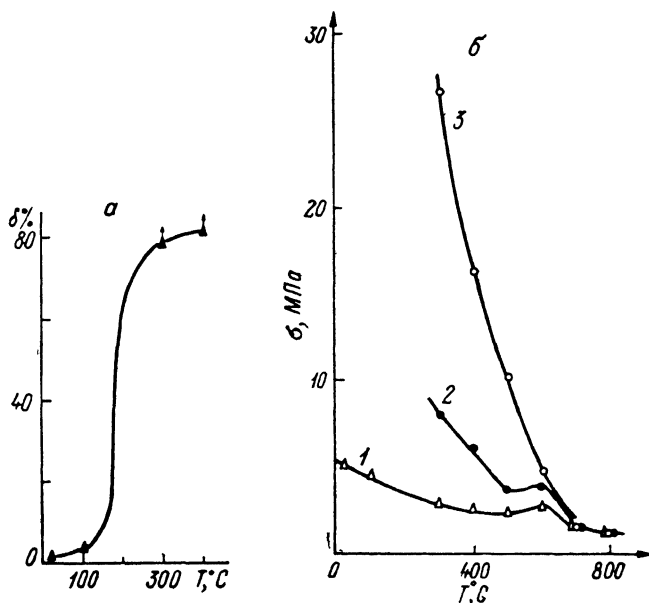


Рис. 2. Температурные зависимости предельной деформации до разрушения  $\delta$  и предела упругости  $\sigma_y$  (1),  $\sigma_{III}$  при растяжении (2) и сжатии (3).

Появление III стадии сопровождается резким возрастанием предельной деформации  $\delta$  (рис. 2, а) и переходом к вязкому разрушению, что отчетливо прослеживается по образованию шеек на растягиваемых образцах (рис. 3). Важной особенностью является небольшой зуб текучести в начале III стадии, что было отмечено также в [4]. В монокристаллах LiF четырехстадийные кривые наблюдаются в интервале 200—600 °C, когда III стадия плавно переходит в стадию с линейным упрочнением, но с меньшим коэффициентом  $\Theta_{IV}$ , чем на II стадии  $\Theta_{II}$ , особенно при растя-

Таблица 1

Коэффициенты упрочнения ( $\text{кг/мм}^2$ ) на разных стадиях при разных температурах при сжатии и растяжении (\*)

T, °C	$\theta_I$		$\theta_{II}$		$\theta_{III}$		$\theta_{IV}$	
	[']	[°]	[']	[°]	[']	[°]	[']	[°]
20	13.7	7	38.5	69.5				
	3.5*							
100	9.6	7	53.9	69.5				
	6.0*							
200		6.8		48.0				
300	9.0	6.6	37	44.7	0	11.0	10.0	25.2
	7.3*		12*		0.22*		3.0*	
400	5.6	6.8	10.6	37.4	0	7.0	6.3	23.6
	1.0*		9.0*		0*		1.1*	
500	0		9.5		0		5.5	
	0*		4.56		0*		0.68*	
600	0		7		0		1.6	
	0*		2.1*		0*		0.6*	
700					0.14			
					0.22*			

жении (табл. 1). Однако IV стадия не связана с каким-либо особым механизмом, а ее появление обусловлено сильным формоизменением образцов, происходящим при больших деформациях и приводящим к изменению сечения и повороту плоскостей скольжения.

С ростом температуры стадии I и II сокращаются, и при температурах выше 600 °C на кривых деформации практически остается только одна III стадия, где деформация развивается при  $\sigma \approx \text{const}$ , что характерно для вязкого течения. Температурная зависимость  $\sigma_{III}$  показана на рис. 2, б. При температурах выше 600 °C  $\sigma_{III} = \sigma_y$ .



Рис. 3. Вязкое разрушение при растяжении.  $T=800^\circ\text{C}$  ( $0.94 T_{\text{пл}}$ ).

Стрелкой указана ступенька локализованного сдвига.

**Морфология скольжения.** Рассмотрим, какие структурные изменения в морфологии скольжения сопровождают переход к III стадии и в чем их своеобразие по сравнению со стадиями I и II. На стадии I, как хорошо известно [8], происходит образование линий и полос скольжения и их расширение в недеформированные области. На II стадии движение дислокаций осуществляется в уже продеформированном материале и сопровождается сильными дислокационными взаимодействиями, приводящими к упрочнению. На I и II стадиях хрупкое разрушение инициируется мощными концентраторами напряжений, каковыми являются пересечения полос скольжения [9].

Изучение поверхности деформированных образцов монокристаллов LiF методами оптической, интерференционной и сканирующей электронной микроскопии показало, что переход к III стадии сопровождается появлением волнистого скольжения, т. е. появлением искривленных, ветвящихся, ступеней скольжения в отличие от прямолинейных, наблюдаемых на I и II стадиях (рис. 4). Такие же результаты получены и для других кристаллов, например со структурой NaCl [10], чистого железа [11]. Вол-

нистая форма ступеней сдвига сохраняется при всех температурах вплоть до температур, близких температуре плавления  $T_{пл}$ ; величина сдвигов в них с ростом температуры растет. В [12, 13] показано, что волнистые сту-

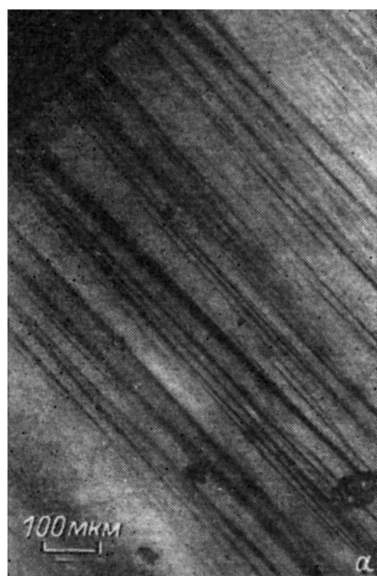


Рис. 4. Ступени скольжения в образцах, деформированных растяжением при 300 °С ( $0.5 T_{пл}$ ) до  $\epsilon=12\%$  (середица переходных стадий II—III) (а) и  $\epsilon=30\%$  (окончание III стадии) (б).

пени соответствуют полосам локализованного сдвига (ПЛС). С ростом температуры степень локализации пластических сдвигов увеличивается, т. е. уменьшается число ПЛС, но возрастает локальный сдвиг в них.

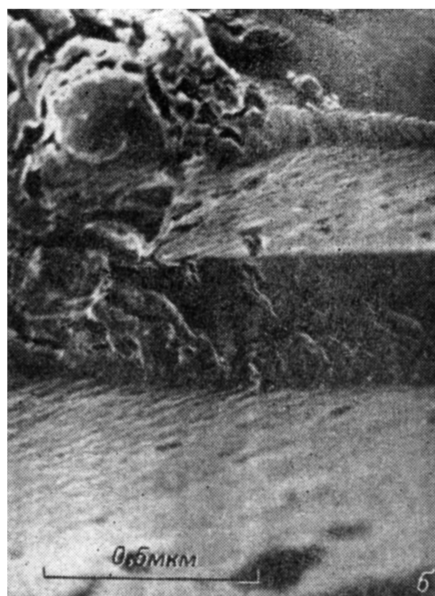
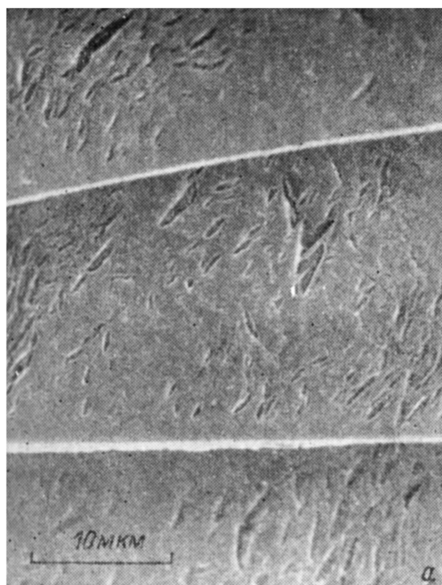


Рис. 5. Структура поверхности в ПЛС.

При температуре 800 °С ( $0.94 T_{пл}$ ) локальные сдвиги в ПЛС достигают 1000 % и более, а высота ступеней — нескольких сотен микрон (рис. 3). При этом соседние объемы практически не деформируются и смещаются

вдоль ПЛС, как жесткие блоки. При наблюдении в сканирующем электронном микроскопе на поверхностях образцов в областях ПЛС, а также на новых поверхностях, образующихся при сдвигах, выявляются следы вязких разрывов (рис. 5, а) и экструзии материала (рис. 5, б).

Таким образом, переход к III стадии характеризуется качественными изменениями морфологии скольжения, которые в дальнейшем плавно эволюционируют вплоть до  $T_{ш1}$ .

## 2. Обсуждение

Перечислим еще раз характерные особенности пластической деформации на III стадии. Прежде всего — это снижение упрочнения и переход к пластическому течению при постоянном напряжении. Этот переход от-

Таблица 2  
 $T_w$ ,  $T_w/T_{ш1}$ ,  $T_0$  и  $\Delta T = T_w - T_0$  для некоторых ЩГК

	LiF	NaCl	KCl	KBr	KI	AgCl
$T_w$ , К	500	570*	470*	420*	370*	100*
$T_w/T_{ш1}$	0,44	0,53	0,45	0,42	0,37	0,14
$T_0$ , К	800**	320*	250*	230*	215*	165
$\Delta T$ , К	300	250	220	190	155	-65

\* [14] \*\* [15].

мечается небольшим зубом текучести на деформационной кривой, что свидетельствует о потере пластической устойчивости. Переход к III стадии сопровождается резким возрастанием предельной деформации и переходом от хрупкого разрушения к вязкому. Температура перехода к III стадии соответствует температуре появления волнистого скольжения  $T_w$ . В различных ЩГК  $T_w \sim 0,4 \div 0,5 T_{ш1}$  (табл. 2).

Следует отметить, что в литературе относительно объяснения природы волнистого скольжения существовала пока только одна точка зрения. Появление искривленных ступеней сдвига связывалось с макроскопическим поперечным скольжением винтовых дислокаций во вторичных системах скольжения [5] или поперечным скольжением групп дислокаций [10]. Однако это объяснение, как нам кажется, нельзя считать удовлетворительным хотя бы потому, что температура  $T_0$ , при которой скальвающие напряжения в первичных  $\{110\} \langle 110 \rangle$  и вторичных  $\{100\} \langle 110 \rangle$  системах скольжения становятся сопоставимыми, не всегда соответствуют  $T_w$ . В некоторых ЩГК  $T_0$  на сотни градусов ниже  $T_w$ , в AgCl  $T_w < T_0$  (табл. 2). При температуре, когда в LiF, по нашим данным и [4], появляется III стадия,  $\tau_{\{100\}}/\tau_{\{110\}} \approx 18$ . Кроме того, существует противоречие, на которое указал Набарро [16], заключающееся в том, что III стадия существует при высоких напряжениях и температурах, а поперечное скольжение является основным механизмом дислокационного скольжения при низких напряжениях и температурах. Результаты данной работы показывают, что волнистое скольжение связано с локализацией пластических сдвигов в зонах, где происходит квазивязкое течение материала.

Таким образом, суммируя все данные об условиях перехода к III стадии, сопровождающих его изменения морфологии скольжения, и закономерностях пластического течения, происходящих на этой стадии, представляется вполне обоснованным предложить новую версию III стадии деформационного упрочнения в ЩГК и связать ее появление с переходом к квазивязкому пластическому течению, скорость которого постоянна и определяется уровнем напряжения  $\sigma$  и вязкостью материала, характеризуемой коэффициентом  $\eta$ :  $\dot{\epsilon} = \sigma/\eta$ . Если вычислять значения  $\eta$  через скорость машины  $\dot{\epsilon}$ , то получим, что  $\eta$  изменяется от  $\sim 1,5 \cdot 10^{12}$  до  $\sim 1,5 \cdot 10^{11}$  П при изменении температуры от 400 °C (0,6  $T_{ш1}$ ) до 750 °C (0,9  $T_{ш1}$ ). Если взять

в расчет скорости течения в ПЛС с учетом ее ширины ( $h$ )  $v = v/h$ , то в тех же температурных пределах получим  $\eta = 5 \cdot 10^{10} \div 5 \cdot 10^8$  П. Скорость течения  $v$  в ПЛС вычислялась в предположении, что ПЛС с самой большой ступенькой развивалась в течение всего времени опыта. При указанных температурах  $v = 3 \cdot 10^{-3} - 3 \cdot 10^{-1}$  мкм/с, соответственно  $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-3} - 3 \times 10^{-2}$  с $^{-1}$ .

В заключение отметим, что в металлах переход к III стадии также связан с огрублением и искривлением следов скольжения [17, 18], переходом к локализованным модам деформации — интенсивному течению материала в полосах сдвига (shear bands) [16] со многими признаками вязкого течения — и сопровождается резким снижением прироста плотности дислокаций  $\rho > 10^{12}$  см $^{-2}$  [17].

Полученные экспериментальные данные пока не позволяют установить конкретный механизм, определяющий квазивязкое течение. Для того чтобы решить, связан ли он с массопереносом в квазивязком детекстурированном слое или описывается консервативным и неконсервативным перемещением дислокаций, необходимы специальные исследования.

Авторы выражают благодарность В. Р. Регелю и В. И. Альшицу за ценные замечания и П. П. Перстневу за снимки, полученные на сканирующем электронном микроскопе.

#### Список литературы

- [1] Alybaeva N. R., Berezhkova G. V., Govorkov V. G. // Cryst. and Techn. 1976. V. 11. N 12. P. 1315—1319.
- [2] Appel F., Berezhkova G. V., Messerschmidt U., Perstnev P. P., Rozhanskii V. N. // Cryst. Res. and Techn. 1981. V. 16. N 11. P. 1309—1314.
- [3] Бережкова Г. В., Перстнев П. П. // ДАН СССР. 1979. Т. 248. № 5. С. 1105—1108.
- [4] Бенгус В. З., Комник С. Н., Левченко В. Л. // Физика конденсированного состояния (ФТИИТ АН УССР). 1969. № 5. С. 152—168.
- [5] Sprackling M. T. The Plastic Deformation of Simple Ionic Crystals. London, 1976. 242 p.
- [6] Urusovskaya A. A., Knab G. G., Regel V. R., Alekseeva L. I., Shohepina L. I. // Cryst. Res. and Techn. 1984. V. 19. N 12. P. 1631—1639.
- [7] Skvortzova N. P., Berezhkova G. V. // Cryst. Res. and Techn. 1986. V. 21. N 7. P. 939—949.
- [8] Смирнов Б. И. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов // Под ред. Ю. А. Осяпяна. Л., 1981. 236 с.
- [9] Argon A. S., Orowan E. // Phil. Mag. 1964. V. 9. N 102. P. 1023—1039.
- [10] Fortzik A., Skrotzki W., Haasen P. // Mater. Sci. Eng. 1989. V. A113. P. 399—407.
- [11] Novák V., Šestak B., Zárubová N. // Cryst. Res. and Technol. 1984. V. 19. N 6. P. 793—807.
- [12] Бережкова Г. В., Скворцова Н. П., Перстнев П. П., Регель В. Р. // ФТТ. 1984. Т. 26. № 4. С. 1074—1079.
- [13] Бережкова Г. В., Скворцова Н. П., Регель В. Р., Перстнев П. П. // Изв. АН СССР, сер. физ. 1986. Т. 50. № 3. С. 496—500.
- [14] Skrotzki W., Frommeyer G., Haasen P. // Phys. St. Sol. (a). 1981. V. 66. N 1. P. 219—228.
- [15] Gilman J. J. // Acta Met. 1959. V. 7. N 9. P. 608—613.
- [16] Nabarro F. R. N. // Strength of Metals and Alloys. 1986. V. 3. P. 1667—1700.
- [17] Конева Н. А., Лычагин Д. В., Жуковский С. П., Козлов Э. В. // ФММ. 1985. Т. 60. № 1. С. 171—179.
- [18] Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. М., 1969. 273 с.

Институт кристаллографии АН СССР  
Москва

Поступило в Редакцию  
5 января 1990 г.  
В окончательной редакции  
15 июня 1990 г.