

## ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЛОИСТЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ $\text{LiF-LiF:Mg}^{2+}$

© А.В.Никифоров, О.В.Клявин

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия  
(Поступила в Редакцию 17 апреля 1996 г.)

Исследована дислокационная структура модельных композитов — слоистых монокристаллов (СМ)  $\text{LiF-LiF:Mg}^{2+}$ , деформированных на малые степени деформации. Обнаружено, что пластические сдвиги возникают на границах раздела чистых и легированных магнием слоев и формируются в чистых слоях в виде полос скольжения (ПС). Плотность дислокаций в винтовых ПС, измеренная в примесных слоях, в 5–6 раз меньше, чем в однородных кристаллах  $\text{LiF}$  такого же состава, а в краевых ПС она практически не изменяется при переходе из чистых в легированные слои. Обнаружено изменение характера распределения винтовых дислокаций на границах раздела чистых и примесных слоев. Делается вывод о том, что дислокационная структура в СМ формируется исключительно в чистых слоях путем зарождения свежих дислокаций из источников, генерирующих скопления дислокаций одного знака. Интенсивного размножения дислокаций на точечных дефектах в примесных слоях, как это имеет место в легированных однородных монокристаллах, не происходит.

Задача создания новых конструкционных материалов с максимальной возможной прочностью обычно сводится к получению в них таких дефектных структур, которые существенно затрудняли бы зарождение, движение и размножение дислокаций, ответственных за пластическое течение и разрушение кристаллов. С этой целью помимо традиционных методов легирования, термомеханической обработки и т.д. в последнее время стали использоваться композиты, в том числе макрослоистые. Они состоят из слоев мягкой матрицы, обеспечивающей заданную пластичность, и слоев жесткой арматуры, предельно повышающих прочность материала в целом. Однако физические процессы, протекающие в таких гетерогенных системах при их пластическом деформировании, на дислокационном уровне почти не изучены как в теоретическом, так и в экспериментальном плане ввиду необходимости учета большого числа параметров и методических трудностей.

Представляется целесообразным такие исследования проводить на упрощенных модельных композициях при низких температурах для того, чтобы свести к минимуму влияние многочисленных факторов, влияющих на процесс пластической деформации. В [1–4] нами было предложено использовать специально изготовленные модельные объекты — слоистые монокристаллы (СМ)  $\text{LiF-LiF:Mg}^{2+}$ , в которых ма-

Плотности дислокаций в средней части полос скольжения  
в однородных и слоистых монокристаллах LiF

	Содержание Mg, wt. %	$N_s, 10^7 \text{ cm}^{-2}$		$N_e, 10^7 \text{ cm}^{-2}$	
	Однородные кристаллы	0.002 0.03*	$1.0 \pm 0.5$ $30 \pm 6$		$3.8 \pm 0.7$ $70 \pm 4$
Слоистые кристаллы	Типы образцов	Слои			
		чистые	примесные	чистые	примесные
	(001)	—	—	$2.5 \pm 1.3$	$3.9 \pm 1.2$
	(010)	$0.9 \pm 0.6$	$5.3 \pm 1.4$	$2.7 \pm 1.0$	$4.0 \pm 1.4$
(110)	$0.8 \pm 0.3$	$5.6 \pm 0.8$	$5.8 \pm 0.8$	$6.1 \pm 1.2$	

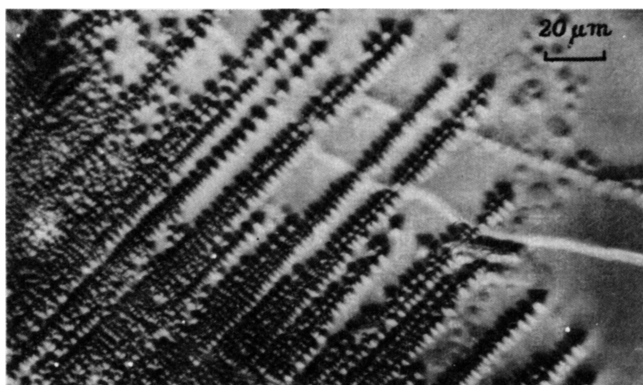
\* Дислокационные ямки травления в легированных однородных кристаллах для оптического микроскопа не разрешимы, поэтому приведенные значения их плотностей, полученные методом реплик в трансмиссионном электронном микроскопе, взяты из [5].

трицей служили слои чистого LiF, а арматурой — слои LiF, легированные магнием в количестве 0.03 wt.%. И те и другие слои имели одинаковую кристаллографическую ориентацию. Предел текучести  $\tau_s$  примесных слоев (21.4 МПа) превышал предел текучести чистых (3 МПа) почти на порядок. В настоящей работе было исследовано несколько типов образцов, деформированных путем сжатия или четырехточечного изгиба, с различной кристаллографической ориентацией слоев ((001), (010) и (110)) относительно направления нагружения [001].

Эволюцию пластических сдвигов (полос или линий скольжения) и их дислокационную структуру на разных стадиях пластического деформирования изучали с помощью поляризационно-оптического метода и избирательного химического травления на дислокации. Основные результаты были получены на образцах, деформированных в диапазоне напряжений от их оптического предела упругости ( $\tau_{OEL}$ ) до  $\tau_s$ . Параллельно для сравнения проводились контрольные опыты на однородных чистых и легированных монокристаллах LiF такого же химического состава, выращенных из одного и того же химического сырья.

Результаты исследования дислокационной структуры в однородных кристаллах показали, что плотность дислокаций как в краевых  $N_e$ , так и в винтовых  $N_s$  полосах скольжения в легированных образцах оказалась в десятки раз выше, чем в чистых, как следует из приведенной таблицы. Этот факт обычно связывают с размножением дислокаций путем двойного поперечного скольжения [6] при взаимодействии их друг с другом или с примесными комплексами. Аналогичную картину следовало бы ожидать и в СМ, где одни и те же полосы скольжения поочередно пересекали чистые и легированные слои. Однако из проведенных опытов выяснилось, что этого не происходит.

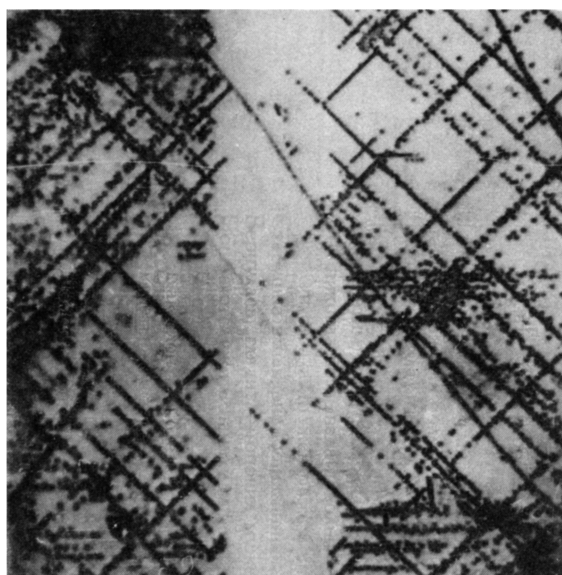
В СМ пластические сдвиги всегда зарождались при  $\tau = \tau_{OEL}$  в виде линий скольжения в чистых слоях вблизи границ раздела слоев как на поверхности, так и в объеме образцов. С ростом деформирующего напряжения их число резко повышалось, и они группировались в полосы скольжения, состоящие из близко расположенных линий скольже-



**Рис. 1.** Дислокационная структура краевых полос скольжения в МС вблизи его предела текучести.

ния (рис. 1). При дальнейшем увеличении степени деформации образцов дислокационная картина изменялась незначительно и лишь количественно. Число полос скольжения почти не менялось, а росли их ширина и плотность дислокаций внутри них.

После прохождения чистых слоев при напряжениях  $\tau_{0EL} < \tau < \tau_s$  пластические сдвиги тормозились на границах раздела слоев (рис. 2), а затем пересекали их и проходили через примесные слои по всему объему деформируемого образца. Важно отметить, что при подходе к примесному слою на границе раздела слоев винтовые полосы скольжения резко сужались и теряли свою линейчатую структуру, которая заменялась хаотическим распределением дислокаций в них (рис. 3). При прохождении через примесный слой винтовые полосы вновь приобре-



**Рис. 2.** Дислокационная картина образца СМ, деформированного сжатием до напряжений  $\tau_{0EL} > \tau < \tau_s$ .

Краевые и винтовые линии скольжения ограничены пределами чистых слоев.

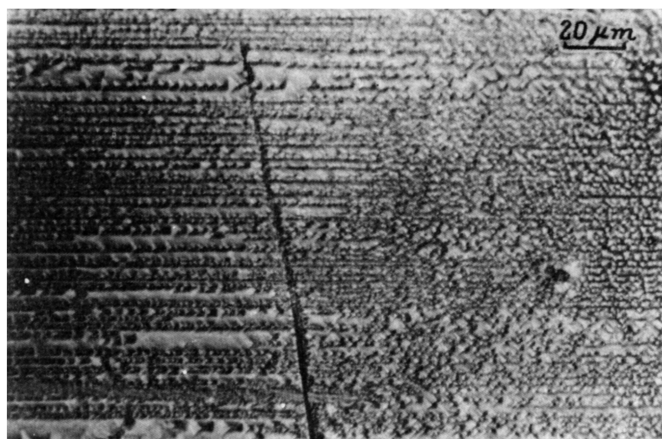


Рис. 3. Образец СМ, деформированный сжатием до уровня  $\tau_s$ .

При переходе винтовых полос скольжения из чистого в примесный слой хаотическое распределение дислокаций в них переходит в линейчатую структуру.

тали линейчатую структуру, а плотность дислокаций в них повышалась до максимальной. Далее при переходе из примесного в чистый слой в области, несколько превышающей толщину границы раздела слоев ( $> 50 \mu\text{m}$ ), винтовые полосы вновь меняли свою структуру. Она превращалась из линейчатой в беспорядочную, а сама полоса скольжения значительно расширялась. При этом плотность дислокаций на границе раздела слоев падала, но становилась по величине ниже, чем в границе раздела при подходе винтовой полосы к примесному слою.

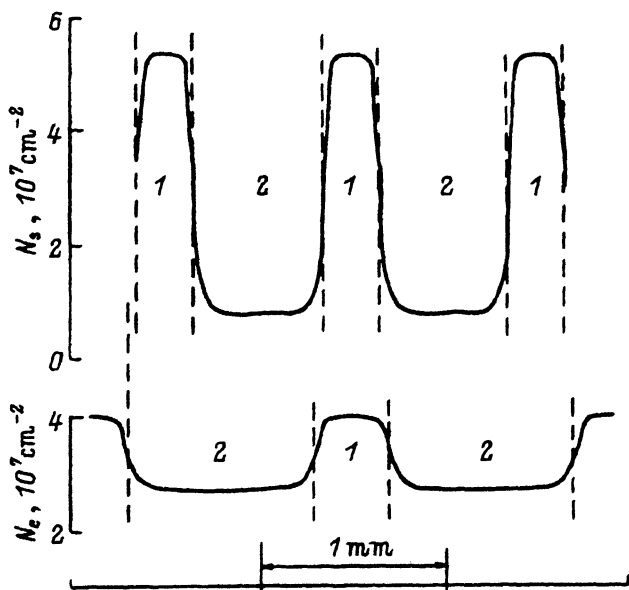
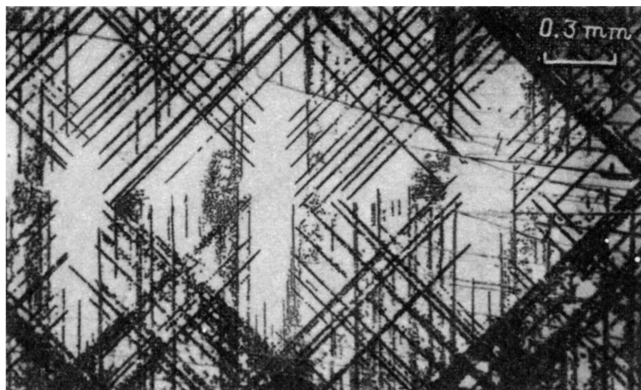


Рис. 4. Распределение плотностей краевых и винтовых дислокаций в СМ при  $\tau = \tau_s$ , измеренное в средней части чистых и примесных слоев без учета эффектов вблизи границ раздела между ними.

1 — примесный слой, 2 — чистый слой.





**Рис. 5.** Дислокационная структура СМ на начальной стадии его изгиба. Видны краевые линии скольжения, которые по мере приближения к нейтральной линии задерживаются на границах раздела с примесными слоями.

Величина этого эффекта составляла 20–40% для разных полос скольжения. Отмеченные особенности характерны для всех исследованных полос, количественно они отличались от полосы к полосе. По-видимому, это зависит от величины деформации сдвига внутри полосы. Таким образом, наблюдается неодинаковое изменение плотности винтовых дислокаций в границах раздела слоев по разные стороны примесного слоя. Оно связано с различной ролью границы раздела как барьера, с одной стороны, тормозящего винтовую полосу при ее вхождении в примесный слой, а с другой — облегчающего выход из этого слоя. В первом случае увеличение концентрации скоплений точечных дефектов и примесных комплексов в границе раздела при вхождении в него винтовой полосы приводит к интенсификации размножения дислокаций на этих дефектах. Во втором случае уменьшение в границе раздела числа примесных комплексов, на которых размножаются дислокации, по-видимому, несколько большее, чем в первом случае. Этот эффект может быть обусловлен различием в распределении и числе дефектов в границе раздела слоев, возникающих в процессе изготовления СМ, когда примесный слой кристаллизуется на чистом и наоборот. Для краевых полос скольжения никаких существенных изменений в их структуре при прохождении примесных слоев не наблюдалось.

На рис. 4 показано распределение плотностей винтовых и краевых дислокаций в деформированных СМ, измеренное в средней части чистых и примесных слоев, где их значения являются максимальными, без учета влияния краевых эффектов (вблизи границ раздела), о которых говорилось выше.

Дислокационная структура СМ, деформированных изгибом, не отличалась от таковой при их сжатии. Различие заключалось в том, что на одной стороне образца можно было проследить различные стадии его деформации в зависимости от расстояния до нейтральной линии. На рис. 5 показана дислокационная структура СМ, у которого чистые и примесные слои ориентированы вдоль направления изгиба. Видно, что по мере приближения к нейтральной линии краевые полосы скольжения вырождаются в линии скольжения и задерживаются на границах раздела с примесными слоями.

Таким образом, установлено, что наблюдаемые в СМ в чистых слоях плотности как винтовых, так и краевых дислокаций такие же, как и в соответствующих однородных кристаллах. В легированных слоях по сравнению с однородными кристаллами такого же состава плотность винтовых дислокаций оказалась в 5–6 раз ниже, а в краевых она практически не изменялась. Этот факт позволяет сделать вывод о том, что в СМ дислокационная структура формируется исключительно в чистых слоях и при движении полос скольжения (особенно краевых) из чистых слоев в примесные не происходит интенсивного размножения дислокаций. Это связано с особенностями дислокационной структуры полос скольжения, в голове которых скапливаются дислокации одного знака, и вследствие этого возникают большие локальные перенапряжения, действующие на лидирующие дислокации в скоплениях [4]. Следовательно, плотность дислокаций в полосах скольжения определяется в основном зарождением свежих дислокаций из действующих источников в чистых слоях, а не их размножением на точечных дефектах в легированных. Этот вывод, по-видимому, относится и к обычным однородным кристаллам.

#### Список литературы

- [1] А.В. Никифоров, Ю.Г. Носов, М.Б. Мухамеджанова, О.В. Клявин, П.И. Антонов. ФТТ 29, 2, 485 (1987).
- [2] А.В. Никифоров, Ю.Г. Носов, М.Б. Мухамеджанова, О.В. Клявин. ФТТ 29, 12, 3611 (1987).
- [3] А.В. Никифоров, Ю.Г. Носов, О.В. Клявин, П.И. Антонов, М.Б. Мухамеджанова. Изв. АН СССР. Сер. физ. 52, 10, 2025 (1988).
- [4] А.В. Никифоров, О.В. Клявин. ФТТ 38, 9, 2770 (1996).
- [5] Б.И. Смирнов, Т.В. Самойлова, Е.А. Блехер. ФТТ 13, 11, 3295 (1971).
- [6] Б.И. Смирнов. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Л. Наука. (1981). 235 с.