

УДК 539.389.1 : 620.173.251.1

**ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ CdTe  
и CdZnTe ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 77—300 К**

С. В. Лубенец, Л. С. Фоменко

Изучены пластические и прочностные свойства монокристаллов теллурида кадмия и его сплава с цинком (~2.5 %) в интервале температур 77—300 К. Характеристики деформационного упрочнения и термоактивационные параметры измерены в экспериментах по одноосному сжатию образцов с постоянной скоростью деформации  $4 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  и в режиме релаксации напряжений. Показано, что предварительная деформация кристаллов до предела текучести при комнатной температуре существенно повышает температуру хрупкопластического перехода. Величина приведенного к системе скольжения предела текучести не зависит от ориентации оси сжатия. Результаты экспериментов проанализированы с целью выявления микроскопического механизма пластичности при низких температурах.

Полупроводниковые кристаллы CdTe по причине особых электрофизических и оптических свойств находят широкое применение в инфракрасной и электронной технике. Указанные свойства тесно связаны с дефектной структурой кристаллов и их механическими характеристиками.

Большинство работ, посвященных изучению механических свойств теллурида кадмия, выполнено с использованием метода микротвердости (см., например, [1-3]). Целью данной работы было исследование пластических и прочностных характеристик кристаллов CdTe, чистых и легированных цинком, в режиме активного нагружения и релаксации напряжений в интервале температур 77—300 К. До сих пор на эту тему было опубликовано лишь несколько работ [4-6]. Имеющиеся данные, а также результаты, полученные нами, свидетельствуют об определяющей роли потенциального рельефа кристаллической решетки в сопротивлении движению дислокаций в теллуриде кадмия. В легированных кристаллах примесные дефекты создают дополнительные сильные барьеры, ограничивающие подвижность дислокаций в плоскостях скольжения, что существенно снижает пластичность кристаллов.

**1. Методика эксперимента**

Исследования выполнены на чистых и легированных цинком (~2.5 %) монокристаллах теллурида кадмия *p*-типа, выращенных методом Бриджмена. Образцы вырезались с помощью нитяной пилы (вольфрамовая проволока  $\varnothing$  0.2 мм), смачиваемой тонким шлифовальным порошком в керосине. Грани и торцы притирались на этом же порошке. Затем для удаления поврежденного слоя образцы полировали химически в растворе  $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7(4 \text{ г}) + \text{HNO}_3(10 \text{ мл}) + \text{H}_2\text{O}(25 \text{ мл})$  [7]. Торцы при этом были защищены от завалов изоляционной лентой. Окончательные размеры образцов примерно  $2.5 \times 3 \times 9$  мм. Испытывали образцы нескольких ориентаций: CdTe с осью вдоль направлений [100], [110] и [111], CdZnTe с осью [123]. Для определения исходной плотности дислокаций образцы перед испытанием подвергали химическому травлению в растворах, описанных в [7]. Плотность ростовых дислокаций оказалась  $\sim 3 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$ , средний размер блоков малоугловой разориентации 0.15 мм, дислокации в основ-

ном сосредоточены в межблочных границах. Практически все образцы содержали тонкие двойниковые прослойки, возникшие при выращивании монокристаллов.

Образцы деформировали сжатием со скоростью  $9.1 \cdot 10^{-3}$  мм/мин. Кривые релаксации напряжений записывали после достижения предела текучести вдоль всей деформационной кривой через небольшие интервалы деформации.

Учитывая чувствительность характеристик пластичности полупроводников к освещенности, эксперименты проводили в темноте.

## 2. Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 1 показана типичная кривая напряжение сдвига—деформация сдвига образца CdTe при комнатной температуре. Характерным здесь является наличие зуба текучести, глубина которого относительно верхнего предела текучести составляет примерно 5—10 %. Для ориентаций [100], [110] и [111] не наблюдается стадии легкого скольжения, практически сразу же за областью нижнего предела текучести следует линейное упрочнение с коэффициентом  $\theta \approx 50 \div 60$  МН/м<sup>2</sup>. Начиная с деформации

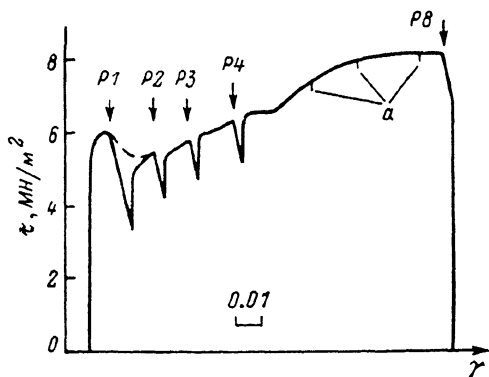


Рис. 1. Диаграмма деформации кристалла CdTe, ориентация [100],  $T=300$  К.

$P_1, \dots, P_8$  — релаксация напряжений,  $\alpha$  — трещины.

сдвига  $\gamma \approx 0.09 \div 0.1$  возникают хрупкие трещины, вызывающие быструю неглубокую релаксацию напряжений. Постепенное накопление их приводит к разрушению при деформации  $\gamma \approx 0.14$ .

Понижение температуры эксперимента характеризуется протеканием деформации без выраженного предела текучести, переходом упругого участка в стадию параболического упрочнения, резким увеличением коэффициента деформационного упрочнения (примерно в 5 раз при изменении температуры от 300 до 150 К) и сильным охрупчиванием. Так, при  $T=77$  К все испытанные кристаллы разрушались без какой-либо пластической деформации, рассыпаясь в мелкофрагментированную пыль.

Диаграммы деформации кристаллов CdZnTe качественно подобны обсужденным выше для CdTe, за исключением более высокого предела текучести и деформирующих напряжений. Пластичность до разрушения при комнатной температуре примерно такая же, как и теллурида кадмия, но при понижении температуры они охрупчиваются быстрее. Для этих кристаллов с осью [123] характерно наличие протяженной стадии легкого скольжения с почти нулевым коэффициентом упрочнения. Часто наблюдается растянутый зуб текучести. Глубина зуба достигает 15 %.

На рис. 2 показана температурная зависимость предела текучести (в случае деформации с зубом текучести принято  $\sigma_x = \sigma_x^H$ , где  $\sigma_x^H$  — нижний предел текучести) для монокристаллических образцов CdTe с ориентациями оси сжатия [100], [110], [111] и CdZnTe с осью [123]. Если образцы при испытании разрушались хрупко, то определялось только  $\sigma_{вр}$  — временное сопротивление (рис. 2).

Качественно зависимости  $\sigma_x(T)$  для всех испытанных образцов имеют одинаковый характер. Чувствительность  $\sigma_x$  к температуре увеличивается с  $T \approx 200$  К. Теллурид кадмия, легированный Zn, обладает более высокими прочностными характеристиками, чем CdTe. В то же время он

весьма хрупкий. Напряжение разрушения  $\sigma_{вр}$  увеличивается при понижении температуры так же, как и  $\sigma_T$ . Пластичность кристаллов CdZnTe в значительной степени зависит от предыстории образца. Яркой иллюстрацией этого является то обстоятельство, что недеформированные образцы хрупко разрушаются уже при 250 К. Отсутствие подвижных дислокаций в достаточном количестве предопределяет условия для зарождения и развития хрупких трещин. Это наблюдение согласуется с принятой интерпретацией зуба текучести и его связи с охрупчиванием материала. Если же образец сплава предварительно продеформировать при комнатной температуре до предела текучести, то обнаруживается пластичность ниже 200 К, т. е. температура хрупкопластического перехода понижается более чем на 50 К.

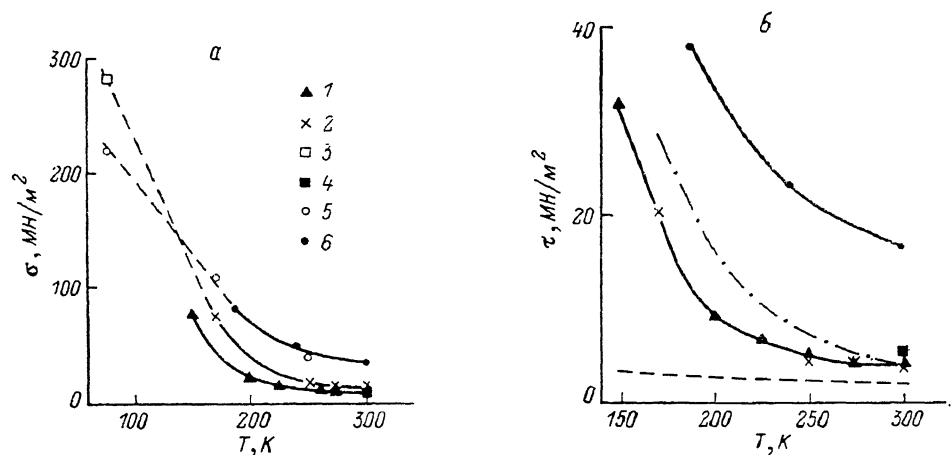


Рис. 2. Температурная зависимость пределов текучести (1, 2, 4, 6) и прочности (3, 5) кристаллов CdTe (1—4) и CdZnTe (5, 6).

а — нормальные напряжения, б — сдвиговые. Штрихпунктирные линии — [4], штриховые — [5, 6]. Ориентация: 1 — [110], 2 — [111]; 3, 4 — [100]; 5, 6 — [123].

На рис. 2, б показаны температурные зависимости приведенного предела текучести  $\tau_T = k\sigma_T$  кристаллов CdTe и теллурида кадмия, легированного цинком. Коэффициенты Шмида имеют следующие значения:  $k=0.408$  для ориентаций [100] и [110], 0.27 для ориентации [111] и 0.466 для ориентации [123].

Обращает на себя внимание, что приведение напряжений, отвечающих пределу текучести, к основной системе скольжения обеспечивает хорошее совпадение  $\tau_T$  для разных ориентаций образцов.

Из сопоставления наших данных с литературными видно, что кристаллы CdTe, изученные в [4], близки к нашим по своим механическим свойствам. В то же время в [5, 6] исследованы кристаллы, наиболее мягкие из известных нам по публикациям. Эти кристаллы пластически деформируются при азотных температурах и характеризуются весьма слабой температурной зависимостью предела текучести. Если для наших образцов отношение  $\tau_T(150\text{ К})/\tau_T(300\text{ К}) \approx 8$ , то для кристаллов из работы [5] оно составляет 1.6. Это может быть связано как с различной чистотой кристаллов, так и с отклонением от стехиометрического состава.

В работе получены кривые релаксации напряжений, соответствующие разным степеням деформации (и уровням напряжений) кристаллов CdTe и CdZnTe в интервале температур 150—300 К.

Данные по релаксации напряжений были использованы для определения величины активационного объема  $V$  [8] и его зависимости от степени деформации, температуры и напряжения.  $V$  определялся по начальному участку релаксационной кривой по формуле

$$V = kT \frac{\partial \ln(-\dot{\epsilon})}{\partial \tau} \Big|_{T, \tau_i} \quad (1)$$

где  $\tau_i$  — внутреннее дальнедействующее напряжение.

Зависимость активационного объема от деформации для одного из образцов CdTe, продеформированного при комнатной температуре, показана на рис. 3. При определении  $V$  согласно (1) предполагается, что в процессе релаксации плотность подвижных дислокаций  $\rho_m = \text{const}$  и  $\tau_i = \text{const}$ . Это условие заведомо не выполняется в области зуба текучести, где падение напряжения с ростом деформации свидетельствует об увеличении плотности подвижных дислокаций [9]. В результате этого наблюдаются большая глубина релаксации, более пологая зависимость  $\ln(-\dot{\epsilon})$  ( $\tau$ ) и соответственно малая величина активационного объема. На более поздних стадиях деформации процесс релаксации напряжений также может сопровождаться изменениями структурного состояния кристалла, способными сделать слагаемое  $kT (\partial \ln \rho_m / \partial \tau)$ , входящее в экспериментально

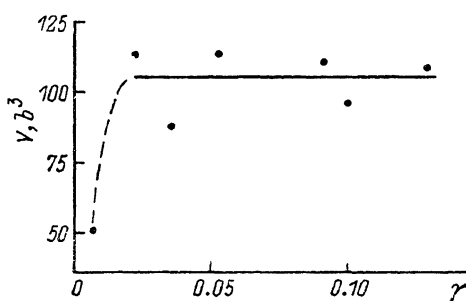


Рис. 3. Зависимость активационного объема от деформации кристалла CdTe.  $T=300$  К.

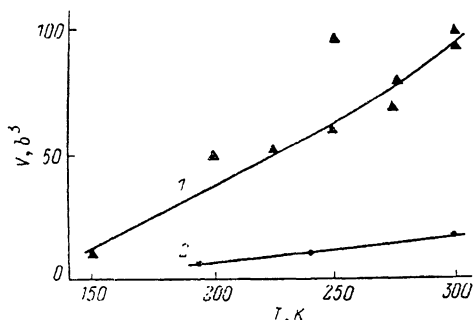


Рис. 4. Влияние температуры на величину активационного объема кристаллов CdTe (1) и CdZnTe (2).

определяемую величину  $V$ , сопоставимым со значением истинного активационного объема, характеризующего подвижность дислокаций. Этот вывод следует из результатов работы [5], в которой активационный объем определялся тремя различными методами. Мы, однако, не обнаруживаем на зависимостях  $V(\gamma)$  каких-либо особенностей, кроме упомянутых и относящихся к зубу текучести. За этой областью  $V(\gamma) = \text{const}$ .

Зависимости активационного объема от температуры и напряжения для изученных кристаллов показаны на рис. 4 и 5, а. Уменьшение  $V$  с понижением температуры связано, очевидно, с ростом напряжения, при котором измеряется активационный объем. Интересно отметить, что данные, полученные на кристаллах CdTe и CdZnTe (рис. 5, а), можно уложить на единую зависимость  $V(\tau)$ . Из результатов других авторов [1, 4-6], полученных на разных кристаллах CdTe (рис. 5, б), видно, что зависимость  $V(\tau)$  близка к гиперболической. Такую зависимость можно получить из эмпирического уравнения для скорости дислокаций [10]

$$v = v_0 (\tau/\tau_0)^m, \quad (2)$$

где  $v_0$ ,  $\tau_0$  — постоянные величины; показатель степени  $m$  характеризует подвижность дислокаций. Из уравнений (1), (2) с учетом предположения, что скорость релаксации напряжений пропорциональна скорости дислокаций ( $-\dot{\epsilon} \sim v$ ), следует выражение для активационного объема

$$V = mkT/\tau. \quad (3)$$

Из наклона прямой (рис. 5, б), проведенной через всю совокупность экспериментальных точек, получим  $mkT=0.26$  эВ. Тогда при комнатной температуре  $m \approx 10$  и увеличивается с понижением температуры. Отметим, что экспериментальная зависимость  $V \sim 1/\tau$ , по-видимому, показывает

лишь тенденцию изменения  $V(\tau)$  для кристаллов теллурида кадмия и должна рассматриваться как чисто качественная.

Малые значения активационного объема, полученные в описанных экспериментах, сравнение с данными других авторов для кристаллов CdTe [1, 4-6], сопоставление с результатами для элементарных полупроводниковых кристаллов [11, 12] позволяют предполагать, что в CdTe главным механизмом движения дислокаций является преодоление рельефа Пайерлса путем зарождения и расширения пар перегибов. На оба процесса (зарождение и расширение) оказывает влияние наличие локальных дефектов, присутствие которых в решетке изменяет характеристики кристаллического потенциала. Однако теоретическое рассмотрение подвижности дислокаций в рельефе Пайерлса, искаженном точечными дефектами [13],

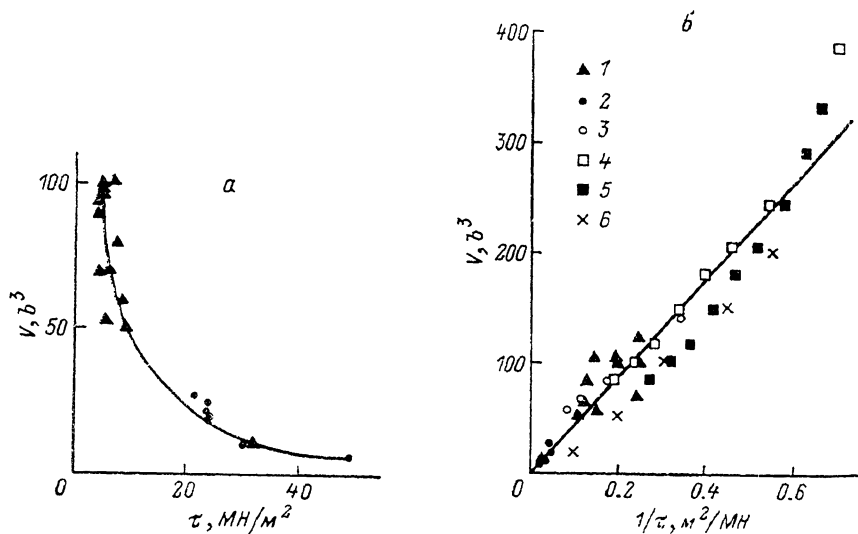


Рис. 5. Зависимости активационного объема от напряжения  $V(\tau)$  (а) и  $V(1/\tau)$  (б) для кристаллов CdZnTe (1) и CdTe (2-6).

1, 2 — наст. раб.; 3 — [1]; 4 — при освещении; 5 — в темноте [6]; 6 — [4].

показывает, что в рамках перегибной модели нельзя объяснить сильное влияние примесей на величину и температурную зависимость предела текучести, которая наблюдается для кристаллов CdTe.

Изучение взаимосвязи между температурными зависимостями предела текучести и активационного объема теллурида кадмия и его сплава с цинком показало, что они не следуют из какого-либо единого физического механизма движения дислокаций. Это, очевидно, означает, что предел текучести как мера сопротивления кристалла пластической деформации и скоростная чувствительность деформирующего напряжения, измеряемая в опытах по релаксации напряжений как кинетическая характеристика пластического течения, неодинаково связаны с дислокационной структурой и динамикой дислокаций. Об этом свидетельствуют опыты по влиянию освещенности на деформирующее напряжение и активационный объем [6] и на подвижность отдельных дислокаций [14]. Особый интерес представляют последние данные. В [14] показано, что степень освещенности не влияет на скорость дислокаций. Величина активационного объема остается одинаковой на свету и в темноте [6]. В то же время деформирующее напряжение в освещенном кристалле больше. Авторы [14] полагают, что рост деформирующего напряжения обусловлен изменением структуры дислокационной линии, на которой возникают дополнительные ступеньки в результате увеличения силы взаимодействия между дислокацией и примесными дефектами, поскольку освещение изменяет электрический заряд линейных и точечных дефектов. Отсюда следует, что эффективное напряже-

ние, действующее на дислокацию, не равно приложенному. Эта разница может меняться с температурой, что и объясняет отмеченное выше несоответствие в поведении  $\tau(T)$  и  $V(T)$ . Определить  $\tau_r(T)$  в прямом эксперименте, к сожалению, не всегда возможно.

Таким образом, можно сделать вывод, что для описания механизма пластической деформации теллурида кадмия и его сплава с цинком необходимо привлекать представления о движении дислокаций в рельефе Пайерлса, об особенностях их взаимодействия с локальными препятствиями, а также о структуре дислокационной линии.

Авторы выражают благодарность Г. А. Шепельскому и Ю. В. Дворкину за предоставление кристаллов и В. Д. Нацкику за критическое обсуждение результатов и текста рукописи.

#### Л и т е р а т у р а

- [1] Курило И. В., Алехин В. П., Булычев С. И. // Препринт ИМЕТ АН СССР и ЛПИ (Львов). М., 1982. 92 с.
- [2] Горидько Н. Я., Новиков Н. Н., Власов В. С. // УФЖ. 1988. Т. 33. № 1. С. 78—84.
- [3] Nagabhooshaham M., Hari Babu V. // Crystal Res. and Technol. 1984. V. 19, N 5. P. 643—647.
- [4] Maeda K., Nakagawa K., Takeuchi S. // Phys. St. Sol. (a). 1978. V. 48. N 2. P. 587—591.
- [5] Gutmanas E. Y., Travitzky N., Plitt U., Haasen P. // Scripta Met. 1979. V. 13. N 4. P. 293—297.
- [6] Gutmanas E. Yu., Haasen P. // Phys. St. Sol. (a). 1981. V. 63. N 1. P. 193—202.
- [7] Инденбаум Г. В., Бароненкова Р. П., Бойных Н. М. // Физ. и хим. обраб. материалов. 1971. № 2. С. 91—96.
- [8] Dotsenko V. I. // Phys. St. Sol. (b). 1979. V. 93. N 1. P. 41—43.
- [9] Johnston W. G. // J. Appl. Phys. 1962. V. 33. N 9. P. 2716—2730.
- [10] Johnston W. G., Gilman J. J. // J. Appl. Phys. 1959. V. 30. N 1. P. 129—144.
- [11] Alexander H., Haasen P. // Sol. St. Physics. 1968. V. 22. P. 28—158.
- [12] Никитенко В. И. // Динамика дислокаций. Киев, 1975. С. 7—26.
- [13] Петухов Б. В. // Автореф. докт. дис. М., 1987. 30 с.
- [14] Nakagawa K., Maeda K., Takeuchi S. // J. Phys. Soc. Jap. 1980. V. 49. N 5. P. 1909—1919.

Физико-технический институт  
низких температур АН УССР  
Харьков

Поступило в Редакцию  
6 сентября 1988 г.