

Комплексное исследование несовершенств структуры кристаллов CdTe и CdTe : Cl, выращенных методом сублимации

© В.Д. Попович¹, И.В. Курило², И.О. Рудый², Ф.Ф. Сизов³, Д.Д. Шуптар¹

¹ Дрогобычский государственный педагогический университет им. Ивана Франко, Дрогобыч, Украина

² Национальный университет „Львовская политехника“, Львов, Украина

³ Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины, Киев, Украина

E-mail: vpopovych@yahoo.com; kuryloiv@yahoo.com

(Поступила в Редакцию 30 марта 2010 г.)

Приведены результаты изучения структуры кристаллов CdTe и CdTe : Cl, выращенных модифицированным методом физического транспорта в паровой фазе, с помощью химического селективного травления, электронографии и рентгеновской дифрактометрии. Обнаружено улучшение структурного совершенства в направлении роста и от периферии радиального сечения кристалла к его центру. Показано, что основным источником образования дислокаций и причиной их неоднородного распределения по объему слитков являются термомеханические напряжения, возникающие из-за адгезии кристаллов со стенками ростовой ампулы.

Часть работы выполнена в рамках проекта № Ф25/110-2008 (№ ДР 0108U003870) Министерства Образования и Науки Украины.

1. Введение

Массивные монокристаллы теллурида кадмия нашли широкое применение в инфракрасной (ИК) и радиационной фотоэлектронике. При компенсирующем легировании хлором удается получать полуизолирующий материал, пригодный для изготовления компактных неохлаждаемых датчиков рентгеновского и радиационного излучения, используемых в медицине, космической технике, а также для целей экологического мониторинга [1–3].

Как правило, кристаллы CdTe содержат значительное число структурных дефектов: дислокаций, двойников, малоугловых границ, включений другой фазы. Получению качественного материала препятствует, в частности, относительно низкая твердость, высокая степень ионности химической связи и некоторые термодинамические особенности данного соединения. Присутствие большого количества дефектов структуры протяженного и объемного типов уменьшает процент полезного выхода и служит причиной ухудшения эксплуатационных характеристик изготавливаемых на основе теллурида кадмия устройств.

Парофазные методы выращивания потенциально обладают в плане улучшения структуры преимуществами перед методами выращивания из расплава или раствора вследствие отсутствия жидкой фазы, в большинстве случаев более низких температур и скоростей роста. Однако эти преимущества недостаточно реализованы на текущем этапе развития технологии выращивания. Немногочисленные работы, в которых осуществлено прямое сопоставление совершенства структуры кристаллов CdTe, полученных из паровой и жидкой фаз, содержат противоречивые сведения. В [4] показано, что

выращенные динамическим способом из паровой фазы кристаллы структурно более совершенны, чем полученные методом плавающей зоны. Рост пропускания в ИК-области спектра в кристаллах, выращенных методом физического транспорта в паровой фазе, по сравнению с кристаллами, полученными методом Бриджмена, свидетельствует об эффективном подавлении процессов преципитации, что и отмечено в [5]. Противоположная тенденция обнаружена в [6] — рентгеновские кривые качания монокристаллов CdTe, полученных сублимацией, характеризуются меньшей интенсивностью и большим уширением, чем в случае кристаллов, выращенных методом Бриджмена.

Очень мало данных относительно влияния легирования хлором на структуру кристаллов теллурида кадмия. В CdTe : Cl обнаружен характерный примесной фон в виде „пустых“ ямок травления, не связанных с дислокациями [7]. Кроме того, в [8] сообщалось о снижении плотности ростовых дислокаций на 1–2 порядка вследствие добавления 200–300 ppm CdCl₂ в выращиваемый методом Бриджмена материал. Уменьшение преципитации теллура при легировании CdTe хлором наблюдали в [9], а некоторый рост ИК-пропускания с увеличением содержания этого элемента обнаружили авторы [10], что однако, не согласуется с результатами [11]. Имеются также теоретические расчеты, которые указывают на возможность пассивации границ двухпозиционных двойников в CdTe атомами хлора [12].

Ранее с помощью оптических исследований и анализов методом вторичной ионной масс-спектропии нами установлено [13], что если содержание хлора в исходной шихте превышает $N_{Cl} = 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, то в выращенных из нее сублимацией кристаллах CdTe : Cl фор-

мируется значительное число обогащенных этим элементом включений, а также сопутствующих макродефектов структуры (раковин, пустот и пор цилиндрической формы). Они выступают в качестве центров рассеяния, что приводит к уменьшению прозрачности образцов в ИК-области спектра и изменению формы кривых пропускания. В настоящей работе представлены результаты изучения структуры кристаллов нелегированного и легированного хлором CdTe, полученных из паровой фазы, методами химического травления, электронографии и рентгеновской дифрактометрии.

2. Методика эксперимента

Образцы для исследований изготавливали из монокристаллических булей, выращенных модифицированным методом физического транспорта в паровой фазе [13]. Методом скальвания вдоль плоскостей типа (110) получали пластины необходимой толщины. Для экспрессной ориентации образцов в направлении [111] использовалось ребро двугранного угла между плоскостями (1 $\bar{1}$ 0) и ($\bar{1}$ 01), которые являются плоскостями спайности в структуре сфалерита. Пластины разрезали в установленном направлении с помощью струнной пилы и шлифовали полученные поверхности водной суспензией абразивного порошка марки М-5. Для снятия нарушенного слоя образцы полировали в 5% растворе брома в этиленгликоле и диметилформамиде на глубину не меньше 500 μm .

В качестве селективного использовали травитель [14] состава $\text{HF} : 50\% \text{CrO}_3$ в $\text{H}_2\text{O} = 2 : 3$. Травление проводилось при комнатной температуре в течение 15–25 с.

Травленные поверхности исследовались с помощью оптического микроскопа марки Jenatex с цифровой фотокамерой и возможностью вывода изображения на монитор ПК.

Структуру плоскостей скальвания (110) монокристаллов CdTe и CdTe : Cl исследовали методом дифракции электронов высоких энергий на отражение. Исследования проводили на электронографе ЭГ-100 в интервале ускоряющих напряжений 60–80 kV.

Кривые дифракционного отражения получали с помощью высокоразрешающего рентгеновского дифрактометра PANalytical X'Pert Pro MRD XL фирмы Philips. Использовалось монохроматическое CuK-излучение. Измерения проводились в двух- и трехкристалльных схемах дифракции с использованием четырехкратного Ge (220) монохроматора и трехкратного кристалла-анализатора того же типа.

3. Результаты и обсуждение

Для установления взаимосвязи между условиями получения и дислокационной структурой материала исследовали образцы из разных частей булей выращенных кристаллов. Полученные с помощью травителя [14]

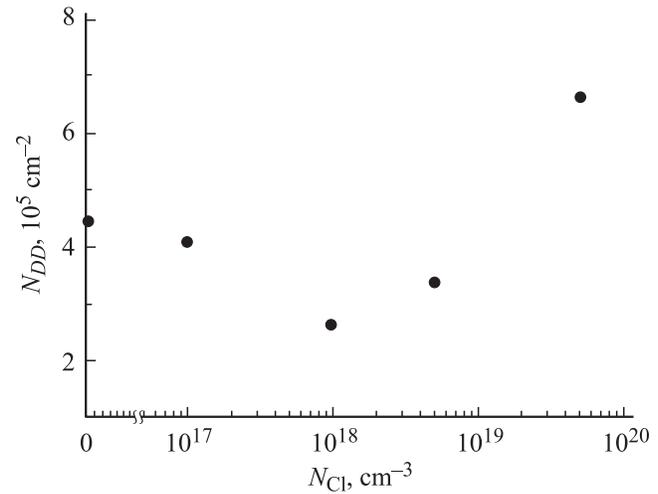


Рис. 1. Зависимость средней плотности ростовых дислокаций в кристаллах CdTe от уровня легирования хлором.

на поверхностях образцов ориентации (111) фигуры травления обладали круглой формой и, согласно [15], являлись дислокационными. Использованный травитель выявляет двойники и границы кристаллических блоков.

Средняя плотность ростовых дислокаций превышает 10^5cm^{-2} во всех выращенных кристаллах (рис. 1), хотя существуют достаточно большие (площадью в несколько квадратных миллиметров) области в центральной части среднелегированного материала ($N_{\text{Cl}} = 10^{18} - 10^{19} \text{cm}^{-3}$), где она приблизительно на порядок ниже (рис. 2, а). Следует отметить, что на рис. 1 приведены значения для цилиндрических частей слитков без учета их конических начальных частей.

В нелегированном и слаболегированном ($N_{\text{Cl}} = 10^{17} \text{cm}^{-3}$) материале количество дислокаций несколько выше, чем у CdTe : Cl с $N_{\text{Cl}} = 10^{18}$ и $5 \cdot 10^{18} \text{cm}^{-3}$, а размеры ямок травления — меньше. Этот факт не является необычным, поскольку хорошо известно, что в некотором интервале концентраций легирующие примеси увеличивают критическое напряжение образования дислокаций, а также уменьшают их подвижность и интенсивность размножения путем формирования устойчивых примесных атмосфер на дислокациях [16].

Дальнейшее увеличение уровня легирования до $N_{\text{Cl}} = 5 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$ приводит к росту плотности дислокаций приблизительно в 2 раза и коррелирует с присутствием в таком материале обогащенных хлором включений другой фазы [13]. Однако типичная звездообразная картина распределения дислокаций вокруг включений в большинстве случаев не наблюдалась. Авторами [17], которые получали похожие картины травления в насыщенном теллуром CdTe со значительным числом выделений этого элемента, также не было обнаружено достаточных доказательств генерации дислокаций непосредственно включениями. Ими была выдвинута гипотеза об образовании дислокаций вследствие распада

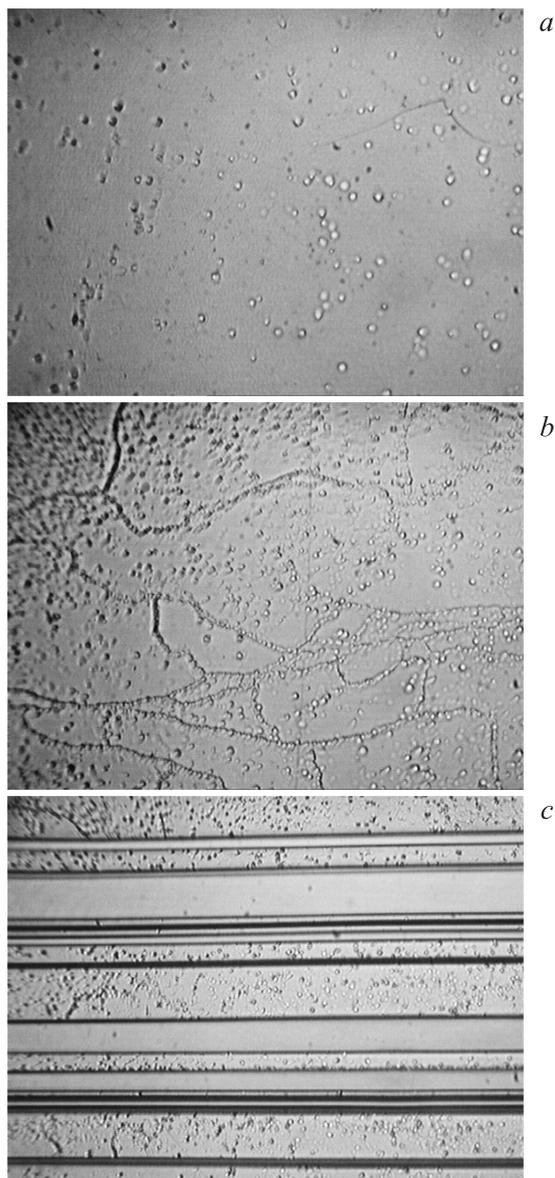


Рис. 2. Структурные дефекты в кристаллах CdTe : Cl с концентрацией хлора в навеске $N_{\text{Cl}} = 10^{18} \text{ см}^{-3}$: дислокационные ямки травления на плоскости (111) средней (a) и периферийной (b) частей радиального сечения, оптическое увеличение $\times 100$; двойники на плоскости (111) начальной конической части кристалла, $\times 50$ (c).

в процессе охлаждения кристалла большого числа скопленений точечных дефектов, связанных со значительной ретроградной растворимостью Te в теллуриде кадмия. По нашему мнению, причиной генерации добавочного числа дислокаций в сильнолегированном CdTe : Cl являются скопления атомов примеси, которые выступают в роли источников локальных напряжений внутри кристаллической решетки. Их образование связано с частичным распадом пересыщенных твердых растворов CdTe—CdCl₂ в процессе послеростового охлаждения.

Во всех выращенных кристаллах наблюдалось неравномерное осевое и радиальное распределение дислокаций: их плотность уменьшается в направлении роста и от периферии кристалла к его центру. На рис. 3 представлена зависимость концентрации дислокаций от положения образцов вдоль двух слитков, которое задается приведенной длиной $k = l/l_0$, где l — положение образца в кристалле, отсчитанное от его начала, а l_0 — общая длина були. Видно, что в конических частях слитков, которые соответствуют начальной стадии роста, концентрации дислокаций в несколько раз превышают средние значения в основном объеме кристалла. Концентрации дислокаций на периферии и в центральных частях шайб отличаются не более чем на 90%. В примыкающих к стенкам ампулы областях и в начальных частях кристаллов часто наблюдалась ячеистая субструктура, связанная с существованием блоков с малыми углами разориентации (рис. 2, b). Кроме того, для этих областей характерно интенсивное двойникование — в значительной их части наблюдаются системы двойниковых ламелей шириной в несколько микрометров (рис. 2, c).

Особенности распределения дислокаций в кристаллах теллурида кадмия, выращенных модифицированным методом физического транспорта в паровой фазе, хорошо согласуются с результатами исследований методами электронографии и рентгеновской дифракции.

На рис. 4 приведены электроннограммы на отражение от плоскостей скола трех образцов из разных частей слитка среднелегированного кристалла CdTe : Cl. Наблюдается очевидная корреляция между характером Кикучи-линий и осевым распределением средней плотности ростовых дислокаций для того же кристалла

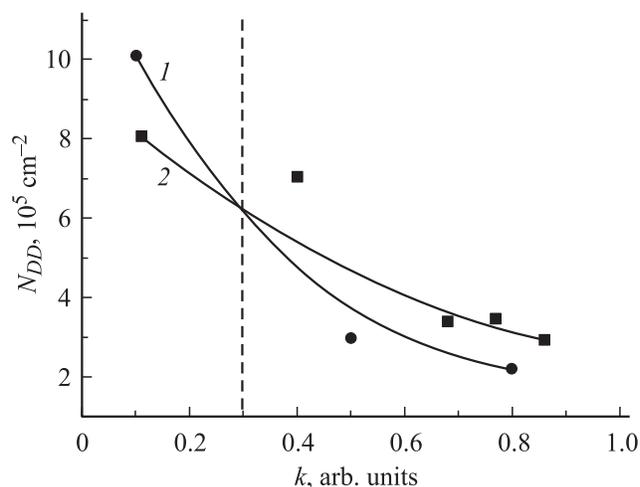


Рис. 3. Осевое распределение средней плотности ростовых дислокаций для кристаллов CdTe : Cl. Концентрация хлора в навеске $N_{\text{Cl}} = 10^{18}$ (1) и $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ (2). Вертикальная штриховая линия соответствует переходу от конической к цилиндрической части кристаллического слитка, сплошные линии проведены для наглядности. k — приведенная длина (см. текст).

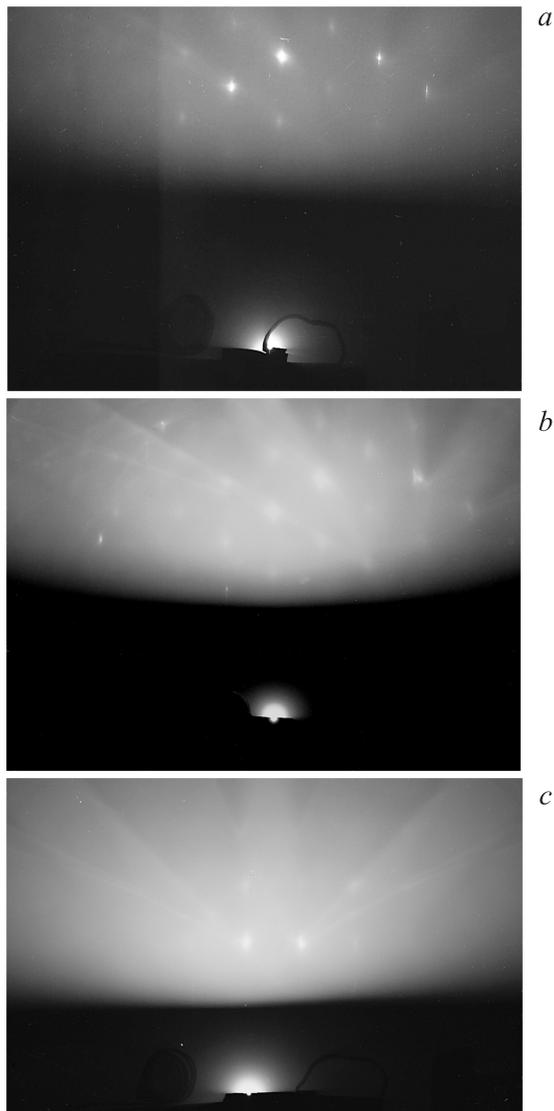


Рис. 4. Электронограммы на отражение от центральных частей поверхностей сколов ориентации (110) кристалла CdTe : Cl ($N_{Cl} = 10^{18} \text{ cm}^{-3}$): *a* — начальная коническая часть слитка; *b* — средняя часть слитка; *c* — конечная часть слитка.

(рис. 3, кривая 1). Наиболее резкие и четкие Кикучи-линии получены от поверхности скола с конечной части слитка (рис. 4, *c*), что является признаком высокой степени совершенства его структуры [18,19]. В то же время на электронограмме от поверхности скола из начальной конической части слитка, где концентрация дислокаций наибольшая и присутствуют двойниковые ламели, Кикучи-линии менее резкие, а возле центрального пучка видны точечные рефлексы, свидетельствующие о мозаичности кристалла (рис. 4, *a*).

Анализ рентгеновских кривых дифракционного отражения от сколотых поверхностей (110) кристаллов CdTe не выявил четкой взаимосвязи между характеристиками спектров и уровнем легирования хлором — по крайней мере до превышения границы, после ко-

торой происходит образование обогащенных примесью включений. Форма кривых, полуширина и интегральная интенсивность изменялись в зависимости от положения образца в слитке. На некоторых из них наблюдали спектр с несколькими пиками, которые соответствовали дифракции от различных кристаллических блоков. Углы разориентации между блоками, определенные по разнице положений максимумов, составляли $140\text{--}420''$, а полуширина кривых в пределах одного блока находилась в интервале $30\text{--}210''$. Следует упомянуть, что полуширина кривых качания качественных образцов CdTe, полученных методом Бриджмена, находится в пределах $10\text{--}100''$ [20–22]. Плотность дислокаций в таком материале, как правило, не превышает 10^5 cm^{-2} . Наименьшее значение $8.6''$ для рефлекса (333), которое практически совпадает с теоретически возможным для идеального кристалла, получено именно на материале, выращенном методом физического транспорта в паровой фазе [23].

На рис. 5 изображены кривые качания трех среднелегированных образцов CdTe : Cl из разных частей одной були, а также образца с $N_{Cl} = 5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, особенности структуры которых приведены в таблице. Кривая образца с начальной конической части кристалла с $N_{Cl} = 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ состоит из нескольких широких полос, на которых проявляются индивидуальные пики (рис. 5, кривая 1), что можно рассматривать как подтверждение его структурного несовершенства. В то же время кривые дифракционного отражения образца с конца этого слитка являют собой единственный пик (рис. 5, кривые 2,3). В спектре наиболее легированного образца проявляются три максимума, свидетельствующие о наличии малоугловых границ блоков.

На рис. 6 представлены кривые рентгеновского отражения, полученные с помощью трехосного дифрактометра с использованием ω - и $\omega-2\theta$ -мод сканирования, которые отображают соответственно вклад разориента-

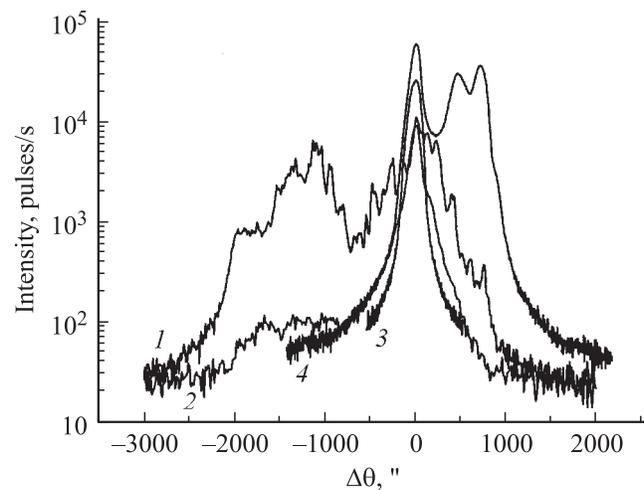


Рис. 5. Кривые дифракционного отражения CdTe : Cl, полученные в геометрии дифракции (111) методом двухкристального спектрометра. 1 — образец 18.1; 2 — образец 18.4.1; 3 — образец 18.4.2; 4 — образец 5.19.e.

Полуширины кривых дифракционного отражения рентгеновских лучей и особенности структуры кристаллов CdTe : Cl

Образец	N_{Cl}, cm^{-3}	N_{DD}, cm^{-2}	Полуширина кривых, "		
			Двухосевая дифрактометрия	Трехосевая дифрактометрия	
				ω -сканирование	$\omega-2\theta$ -сканирование
18.1 (начало слитка)	10^{18}	10^6 (двойники)	—	—	—
18.4.1 (край конца слитка)	10^{18}	$5 \cdot 10^5$ ячеистая структура	135.57	95.58	20.34
18.4.2 (средняя часть конца слитка)	10^{18}		$1.7 \cdot 10^5$	146.16	122.328
5.19.e	$5 \cdot 10^{19}$	$5.5 \cdot 10^5$ включения	118.62	91.58	19.83
			437.68	429.26	
			408.636	149.72	

ций и деформаций в ухудшение структуры образцов. Значительная полуширина пиков кривых качания, полученных методом двухкристальной дифрактометрии и при ω -сканировании на трехосном дифрактометре (см. таблицу), а также их несимметричная форма (рис. 6) указывают на мозаичность структуры образцов CdTe : Cl с $N_{Cl} = 10^{18} \text{cm}^{-3}$. Однако углы разориентации между блоками очень малы, что не дает возможности получить отдельные максимумы от каждого из них. Полуширины кривых при $\omega-2\theta$ -сканировании коррелируют со значением плотности дислокаций — она наименьшая для образца 18.4.2, вырезанного из центральной области конечной части кристаллического слитка. Разница, однако, незначительна.

Проведем анализ выявленных особенностей структуры CdTe исходя из условий его выращивания.

Количественная оценка вклада термических напряжений, вызванных пластической деформацией под действием разницы температур внутри растущего кристалла в процесс генерации дислокаций, проведена с использованием выражения Биллига [24].

$$N_{DD} = \frac{\alpha_1}{b} (\nabla T_n + \nabla T_r), \quad (1)$$

где α_1 — термический коэффициент линейного расширения CdTe, $b = 4.58 \cdot 10^{-8} \text{cm}$ — вектор Бюргера [25]. Наибольший средний осевой температурный градиент в выходной зоне ростовой печи $\nabla T_n = 90^\circ\text{C}/\text{cm}$, а средний радиальный ∇T_r не превышал $10^\circ\text{C}/\text{cm}$. Для расчета термического коэффициента линейного расширения использовалось выражение [26].

$$\alpha_1(T) = 4.932 \cdot 10^{-6} + 1.165 \cdot 10^{-9}T + 1.428 \cdot 10^{-12}T^2.$$

Для температуры $T = 950^\circ\text{C}$ оно дает $\alpha_1 = 7.32 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$.

Полученное с помощью (1) значение $N_{DD} \approx 1.6 \cdot 10^4 \text{cm}^{-2}$ более чем на порядок ниже экспериментальных для всех выращенных кристаллов. Поэтому данный механизм образования дислокаций в нашем случае не является определяющим.

Известно также, что если происходит адгезия между растущим кристаллом и стенками контейнера, не связанная со смачиванием, то дислокации формируются в процессе его охлаждения вследствие деформации вдоль направления роста под влиянием осевых растягивающих напряжений. Причиной адгезии является шероховатость внутренних поверхностей ампул. Для многих кристаллов металлов и полупроводников при выращивании из расплава наблюдается хорошее согласие экспериментальных и расчетных данных по формуле [24]

$$N_{DD} = \frac{2(\alpha_1 - \alpha_2)(T_{cr} - T_r)}{bD}, \quad (2)$$

где $\alpha_2 = 3.64 \cdot 10^{-7} \text{C}^{-1}$ — коэффициент линейного расширения плавленого кварца [27], $T_{cr} = 950^\circ\text{C}$ — температура роста кристалла (температура осаждения), $T_r = 20^\circ\text{C}$ — конечная температура, $0.5D$ — среднее расстояние, пройденное дислокациями под действием напряжений, которое в первом приближении можно считать равным половине диаметра кристалла. Для кристалла диаметром $D = 1.5 \text{cm}$ получаем $N_{DD} \approx 3.78 \cdot 10^5 \text{cm}^{-2}$, что близко к плотности дислокаций в CdTe и CdTe : Cl с $N_{Cl} \leq 5 \cdot 10^{18} \text{cm}^{-3}$ (рис. 1).

Сравним полученные результаты с результатами расчетов Роша и Карлсона [28], которые провели численное компьютерное моделирование термоупругих напряжений, возникающих в GaAs при выращивании методом Бриджмена. В случае полного прилипания к стенкам кварцевой ампулы полученное этими авторами распределение дислокаций по слитку аналогично выявленному нами. Без учета адгезии они получили W -подобное распределение вдоль радиального сечения кристалла, характерное для метода Чохральского. Такой же подход реализован при расчете напряжений в CdZnTe — наибольшие их значения предполагались в контактирующих со стенкой ампулы частях кристалла и в его конической начальной части [29]. Ухудшение структуры именно в этих областях подтверждено рентгеновскими исследованиями. При выращивании кристаллов CdTe из газовой фазы в конфигурации Маркова было показано,

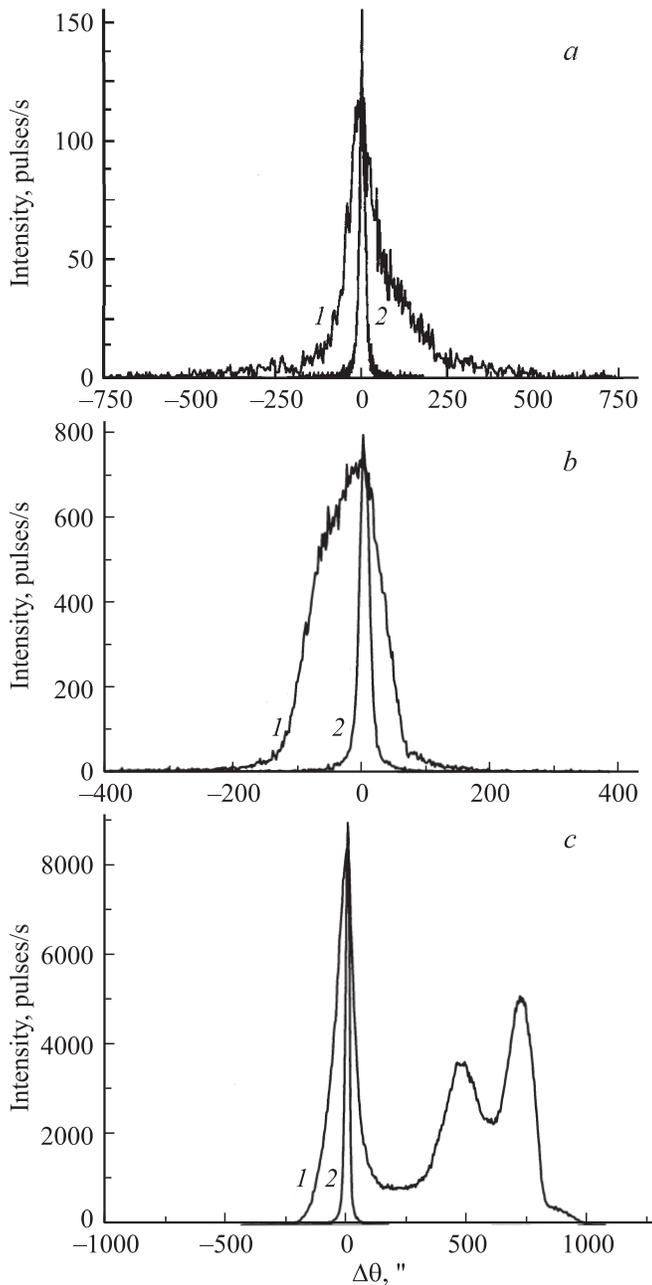


Рис. 6. Кривые дифракционного отражения CdTe : Cl, полученные в геометрии дифракции (111) методом трехкристального спектрометра. *a* — образец 18.4.1; *b* — образец 18.4.2; *c* — образец 5.19.e. Кривые 1 соответствуют ω -сканированию, 2 — $\omega-2\theta$ -сканированию.

что контакт с пьедесталом или стенками ампулы увеличивает плотность дислокаций приблизительно от 10^4 до 10^5 cm^{-2} , а ширину рентгеновских кривых качания — от $43''$ до $107''$ для рефлекса (111) [30,31].

Таким образом, количественная оценка и анализ дают основание считать, что именно термомеханические напряжения, которые возникают вследствие адгезии кристалла и стенок ампулы, являются причиной генерации

основного числа дислокаций в выращенных нами кристаллах. Образование ламельных двойников в местах контакта со стенками ампулы очевидно также связано с релаксацией этих напряжений. Возможность деформационного происхождения хотя бы части двойников в теллуриде кадмия продемонстрирована в работах [32,33].

Следует, однако, отметить, что в нашем случае не происходит полного прилипания кристалла к стенкам ампулы. Оно, очевидно, отсутствует в тех местах контакта, где не обнаружено увеличение числа дислокаций по сравнению со средним значением по продольному сечению. Чтобы полностью избежать адгезии, необходимо значительно снизить шероховатость внутренних поверхностей ростовых ампул.

4. Заключение

С помощью химического селективного травления установлено, что средняя плотность ростовых дислокаций в кристаллах CdTe и CdTe : Cl с концентрацией хлора в навеске $N_{\text{Cl}} = 10^{17} - 5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, выращенных модифицированным методом физического транспорта в паровой фазе, составляет $N_{\text{DD}} = (2.6 - 4.4) \cdot 10^5 \text{ cm}^{-2}$. Количественная оценка показала, что основным источником образования дислокаций являются термомеханические напряжения, возникающие во время послеростового охлаждения вследствие адгезии кристалла к стенкам ампулы. Увеличение концентрации до $N_{\text{DD}} = 6.6 \cdot 10^5 \text{ cm}^{-2}$ в материале с $N_{\text{Cl}} = 5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ объясняется генерацией добавочного числа дислокаций скоплениями атомов примеси, которые выступают в роли источников локальных напряжений внутри кристаллической решетки и возникают вследствие распада пересыщенных твердых растворов CdTe—CdCl₂ в процессе послеростового охлаждения.

Методами химического селективного травления, рентгеновской дифрактометрии и электронографии выявлено улучшение структурного качества в направлении от начала до конца роста и от периферии кристалла к его центру. Установлено, что основными факторами уширения кривых качания и присутствия на них нескольких пиков являются ячеистая структура, мозаичность, двойники и включения другой фазы. Размытие Кикучи-линий и появление точечных рефлексов на электронограммах связано с мозаичностью кристалла.

Список литературы

- [1] T. Takahashi, K. Nakazawa, S. Watanabe, G. Sato, T. Mitani, T. Tanaka, K. Oonuki, K. Tamura, H. Tajim, T. Kamae, G. Madejski, M. Nomachi, Y. Fukazawa, K. Makishima, M. Kokubun, Y. Tarada, J. Kataoka, M. Tashiro. Nucl. Instr. Meth. A **541**, 368 (2005).
- [2] M. Tsuchimochi, H. Sakahara, K. Hayama, M. Funaki, R. Ohno, T. Shirahata, T. Orskaug, G. Machlum, K. Yoshioka, E. Nygard. Eur. J. Nucl. Med. Mol. Imaging **30**, 1605 (2003).

- [3] J. Kastlander, Chr. Bargholtz. Nucl. Instr. Meth. A **596**, 409 (2008).
- [4] Н.М. Бойных. Науч. тр. МИСиС **146**, 65 (1983).
- [5] B. Yang, Y. Ishikawa, Y. Doumae, T. Miki, T. Ohyama, M. Isshiki. J. Cryst. Growth **172**, 370 (1997).
- [6] N. Armani, C. Ferrari, G. Salviati, F. Bissoli, M. Zha, L. Zanotti. Mater. Sci. Eng. B **91–92**, 335 (2002).
- [7] Л.А. Клинкова, С.А. Ерофеева. Неорган. Матер., **24**, 223 (1988).
- [8] T.I. Milenov, M.M. Gospodinov. Nucl. Instr. Meth. A **322**, 368 (1992).
- [9] H.N. Jayathirtha, D.O. Henderson, A. Burger, M.P. Volz. Appl. Phys. Lett. **62**, 573 (1993).
- [10] H.-Y. Shin, C.-Y. Sun. J. Cryst. Growth **186**, 67 (1998).
- [11] K. Mochizuki, T. Yoshida, K. Igaki, T. Shoji, Y. Hiratate. J. Cryst. Growth **74**, 123 (1986).
- [12] Y. Yan, M.M. Al-Jassim, K.M. Jones. J. Appl. Phys. **96**, 320 (2004).
- [13] V.D. Popovych, I.S. Virt, F.F. Sizov, V.V. Tetyorkin, Z.F. Tsybrii (Ivasiv), L.O. Darchuk, O.A. Parfenjuk, M.I. Ilashchuk. J. Cryst. Growth **308**, 63 (2007).
- [14] Г.В. Иденбаум, Р.П. Бароненкова, Н.Н. Бойных. Физика и химия обраб. материалов. **2**, 91 (1971).
- [15] Л.А. Клинкова, Н.И. Ганович, О.С. Колесникова. Неорган. материалы **24**, 1264 (1988).
- [16] М.Г. Мильвидский. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. Металлургия, М. (1984). 256 с.
- [17] F. Bissoli, N. Armani, G. Salviati, C. Ferrari, M. Zha, A. Zappettini, L. Zanotti. Phys. Status Solidi C **1**, 735 (2004).
- [18] Г.Ф. Кузнецов, С.А. Семилетов. Дифракционные методы неразрушающего контроля реальной структуры эпитаксиальных и поликристаллических пленок в микроэлектронике. ЦННИИ „Электроника“, М. (1975). 94 с.
- [19] P. Sagan, M. Kuzma. Appl. Surf. Sci. **601**, 1212 (2007).
- [20] K.Y. Lay, D. Nichols, S. McDevitt, B.E. Dean, C.J. Johnson. J. Cryst. Growth **86**, 118 (1988).
- [21] R. Kumaresan, R. Gopalakrishnan, S. Moorthy Babu, P. Ramasamy, P. Zaumseil, M. Ichimura. J. Cryst. Growth **210**, 193 (2000).
- [22] P. Franzosi, S. Bernardin. In: Properties of narrow gap cadmium-based compounds / Ed. P. Capper. INSPEC, London, UK (1994). P. 521.
- [23] J.L. Boone, G. Cantwell, W.C. Harsch, J.E. Thomas, B.A. Foreman. J. Cryst. Growth **139**, 27 (1994).
- [24] S.V. Tsivinsky. Kristall Technik **10**, 5 (1975).
- [25] В.Л. Рот. В сб.: Физика и химия соединений $A^{II}B^{VI}$ / Пер. с англ. под ред. С.А. Медведева. Мир, М. (1970). С. 103.
- [26] M.G. Williams, R.d. Tomlinson, M.J. Hampshire. Solid State Commun. **7**, 1831 (1969).
- [27] P. Rudolph. Progr. Cryst. Growth Charact. **29**, 275 (1995).
- [28] W. Rosch, F. Carlson. J. Cryst. Growth **109**, 75 (1991).
- [29] D.J. Larson, R.P. Silberstein, D.Di Marzio, F.C. Carlson, D. Gillies, G. Long, M. Dudley, J. Wu. Semicond. Sci. Technol. **8**, 911 (1993).
- [30] N.M. Aitken, M.D.G. Potter, D.J. Buckley, J.T. Mullins, J. Carles, D.P. Halliday, K. Durose, B.K. Tanner, A.W. Brinkman. J. Cryst. Growth **198/199**, 984 (1999).
- [31] W. Palosz, K. Graszka, K. Durose, D.P. Halliday, N.M. Boyall, M. Dudley, B. Raghathamachar, L. Cai. J. Cryst. Growth **254**, 316 (2003).
- [32] И.В. Курило, В.И. Кучма. Неорган. материалы **18**, 569 (1982).
- [33] T.I. Milenov, M.M. Gospodinov. Mater. Sci. Eng. B **84**, 189 (1001).