

Влияние особенностей технологии получения поликристаллического CdTe на проводимость и спектр глубоких уровней после отжига

© Е.А. Боброва*[¶], Ю.В. Клевков*, С.Г. Черноок*⁺, Н.Н. Сентюрина*

* Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской академии наук,
119991 Москва, Россия

⁺ Научный центр волоконной оптики Российской академии наук,
119991 Москва, Россия

(Получена 13 июня 2013 г. Принята к печати 28 июня 2013 г.)

Исследовалась проводимость, морфология и глубокие уровни в поликристаллическом CdTe. Нелегированный *p*-CdTe был выращен из паровой фазы низкотемпературными методами прямой химической реакции Cd и Te и вакуумной сублимации соединения состава P_{\min} . Выращен также CdTe, легированный хлором. Образцы имели удельное сопротивление $\sim 10^5 - 10^9$ Ом·см. После отжига в жидком кадмии или в парах кадмия при $\sim 500^\circ\text{C}$ тип проводимости изменялся, концентрация свободных носителей в нелегированных образцах увеличивалась до $4 \cdot 10^{15}$, в легированном — до $\sim 2 \cdot 10^{16}$ см⁻³. Для всех образцов в спектрах DLTS после отжига наблюдался основной уровень дефекта ~ 0.84 эВ и непрерывный фон. Наблюдалась корреляция между концентрациями основного дефекта и свободных носителей в нелегированном и легированном CdTe. Хлор был основной остаточной примесью в нелегированных образцах. Предполагается, что дефект является комплексом, включающим хлор и наблюдаемые структурные дефекты CdTe.

1. Введение

В последнее время наблюдается значительный прогресс в получении поликристаллического теллурида кадмия для плоскостных солнечных батарей и детекторов рентгеновского изображения большой площади [1]. Сублимация на близких расстояниях (CSS — Close-Space-Sublimation) является основным методом роста тонких (1–2 мкм) пленок CdTe для солнечных батарей со скоростями осаждения 0.1–1 мкм/мин и толстых (до 300 мкм) высокоомных поликристаллических пленок для радиационных детекторов со скоростью роста 5–10 мкм/мин при температурах 440–550°C [2]. Этот метод применяется в настоящее время как наиболее быстрый для выращивания толстых пленок. Как полагают в [3,4], высокое удельное сопротивление в толстых пленках достигается при легировании хлором, в результате образования дефектных комплексов из атомов хлора, собственных точечных дефектов (СТД), и остаточных примесей, сегрегированных на структурных дефектах решетки.

Недавно для получения толстых (до 3 мм) поликристаллических слоев CdTe с высоким удельным сопротивлением без специального легирования применен метод синтеза соединения в паровой фазе с помощью прямой химической реакции компонентов (CVS — Chemical Vapor Synthesis) [5]. Низкие температуры синтеза (до 600°C) в конвективных потоках без постороннего газоносителя и высокие скорости осаждения (до 80 мкм/мин) реализованы в реакторах проточного типа в динамическом вакууме. Путем смещения состава пара в реактивном потоке в сторону избытка кадмия или теллура, получены толстые слои на стенках реактора соответственно *n*- и *p*-типа проводимости с удельным сопро-

тивлением $10^8 - 10^9$ Ом·см. В этом случае компенсация, механизмы которой мало изучены, достигается несмотря на присутствие остаточных примесей с концентрацией $\sim 10^{15} - 10^{16}$ см⁻³.

Однако перспективы использования поликристаллического теллурида кадмия в приборостроении ограничены дефектной структурой материала. Границы между зернами, структурные дефекты внутри зерен (дислокации, двойниковые и малоугловые границы, включения), чистота исходных материалов играют основную роль в формировании электрических и оптических свойств поликристаллов. Эти дефекты приводят к образованию глубоких центров захвата и рекомбинации носителей заряда внутри зерен и на границах. Потенциальные барьеры на границах зерен являются препятствием для дрейфа носителей и экспериментально наблюдались при исследовании тонких пленок в структурах CdS/CdTe методом сканирующей зондовой емкостной микроскопии [6,7]. Уменьшить концентрацию ряда глубоких центров удается с помощью тщательной очистки соединения от примесей [8], пассивацией структурных дефектов некоторыми примесями, например хлором [9,10].

Для изучения глубоких уровней и механизмов компенсации, которые связаны с взаимодействием СТД, химических примесей и образованием ими комплексов, используют отжиги нелегированных моно- и поликристаллов CdTe в паровой или жидкой фазах Cd [11–13].

Влияние низкотемпературного отжига ($\sim 500^\circ\text{C}$) на образование и природу глубоких уровней в нелегированных монокристаллах [13] и поликристаллах [14] *n*-CdTe исследовалось методом DLTS.

В данной работе изучалась морфология, проводимость и глубокие уровни в специально не легированных поликристаллах *p*-CdTe, выращенных методами CVS и вакуумной сублимации при низких температурах. Спектр

[¶] E-mail: bobrova@lebedev.ru

глубоких уровней исследовался после отжига образцов при $\sim 500^\circ\text{C}$ в жидком кадмии. Для выяснения роли хлора как одной из основных фоновых примесей в нелегированных образцах исследовались также поликристаллы, специально легированные хлором.

2. Эксперимент

2.1. Приготовление образцов

Образцы двух типов приготовлены различными методами из паровой фазы в термодинамически неравновесных условиях.

Образцы первого типа (СТ-2) были выращены из паровой фазы методом (CVS) синтеза кадмия и теллура в спутных динамических потоках паров реагентов [5]. Синтез проводился со смещением стехиометрии в сторону избытка паров теллура ($P_{\text{Cd}}/P_{\text{Te}_2} < 2$) при пересыщении паров в зоне осаждения $(P_{\text{Cd}} + P_{\text{Te}_2})/P_{\text{CdTe}} \approx 10^3 - 10^4$ и температуре кристаллизации $500 - 560^\circ\text{C}$. Средняя скорость осаждения достигала ~ 60 мкм/мин. На стенках реактора диаметром 100 мм высаживался слой толщиной до 3.6 мм за время осаждения ~ 1 ч.

Образцы второго типа (СТ-17) были получены методом многократной вакуумной сублимации предварительно синтезированного соединения. Химический состав соединения на стадии финишной очистки соответствовал составу точки P_{min} ($P_{\text{Cd}} = 2P_{\text{Te}_2}$). Температура источника испарения составляла 800°C , температура подложки (графитовый стержень диаметром 70 мм) — 620°C . Толщина осажденного слоя достигала ~ 7 мм за время осаждения ~ 30 ч (средняя скорость осаждения ~ 4 мкм/мин).

Этот метод с некоторыми изменениями в режимах и конструкции реактора использовался также для получения легированных хлором толстых (до 3 мм) поликристаллических слоев (СТ-28) путем соиспарения из отдельной ячейки смеси CdTe и CdCl₂ ($5 \cdot 10^{17}$ см⁻³ хлора в источнике). Температура испарения предварительно синтезированного CdTe составляла 650°C , осаждения — $480 - 540^\circ\text{C}$, скорость роста была низкой и составляла 0.1–0.2 мкм/мин. Содержание фоновых примесей в исходном CdTe не превышало $5 \cdot 10^{15} - 1 \cdot 10^{16}$ см⁻³.

Отжиги необработанных образцов СТ-2 и СТ-17 проводились при температурах $500 - 550^\circ\text{C}$ в течение 50 ч в запаянных ампулах в жидком кадмии. Образец СТ-28 отжигался в парах кадмия при температуре 550°C в течение 50 ч. Концентрации СТД при этих температурах практически соответствуют стехиометрическому составу [15]. Расчетная концентрация доминирующих СТД (вакансии кадмия) при 500°C не превышает 10^{15} см⁻³ [16].

Образцы толщиной ~ 1 мм для измерений проводимости и спектров DLTS выбирались из середины слоев путем шлифовки и полировались с двух сторон, затем травились в растворе бром-метанола. Диоды

Шоттки формировались осаждением золота из раствора AuCl₃ в качестве барьерного контакта площадью от 1.5 до 3.8 мм². Омический контакт изготавливался нанесением индия. Для выявления структурных дефектов на поверхности образцов использовался травитель E-Ag [17]. Поверхностная морфология исследовалась с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) на приборе JEOL JSM 5910-LV и методом рентгенодифрактометрии.

2.2. Морфология и структурные свойства образцов.

Исследования рентгенодифрактометрии показали, что все образцы имели столбчатую структуру с доминирующим направлением роста зерен $\langle 111 \rangle$. Данные о структуре дефектов образцов СТ-17 до отжига получены с помощью рентгенодифрактометрии в работе [19]. Наиболее детально в данной работе изучена структура образца СТ-2. На фоне интенсивного пика (111) в спектре дифрактограммы при $2\theta \sim 23.7^\circ$ присутствуют также слабые рефлексы (220), (311), (400) и (331), наблюдаемые до отжига. После отжига текстура с направлением $\langle 111 \rangle$ выражена значительно сильнее, о чем свидетельствуют увеличение амплитуды рефлекса (111) и ослабление других рефлексов в спектре.

На кривой качания рефлекса (111) присутствуют три максимума, соответствующие разориентации зерен на 2° , что позволяет сделать вывод о мозаичности кристаллитов.

На микрофотографиях РЭМ с разными разрешениями (рис. 1) представлена поверхностная морфология образца СТ-2 до и после отжига. Снимки сделаны в режиме регистрации отраженных электронов с последующей обработкой сигнала, подчеркивающей именно ориентационный контраст, поскольку по элементному составу образцы были однородными.

До отжига образцы имели поликристаллическую структуру со значительной дисперсией по размерам зерен (для СТ-2 — от единиц до сотни мкм). На границах зерен наблюдаются поры различной формы и размеров. Для внутриверной структуры характерна высокая плотность дислокаций, незначительное количество двойниковых границ, ориентационная мозаичность с размерами субзерен до 10 мкм (рис. 1 б, с, верх).

Средний размер зерна во всех образцах после термообработки увеличился приблизительно в 3 раза и составил для СТ-2 — 330 мкм (рис. 1, а), СТ-17 — 160 мкм, для СТ-28 — 80 мкм, при этом в целом уменьшилась дисперсия зерен по размеру. Увеличение размеров зерен и уменьшение общей площади их границ в процессе отжига происходит за счет слияния более мелких зерен. Текстура с доминирующим $\langle 111 \rangle$ направлением роста зерен практически сохраняется после отжига во всех образцах.

Увеличение линейной плотности двойников в крупных зернах СТ-2 после отжига, как мы полагаем, происходит

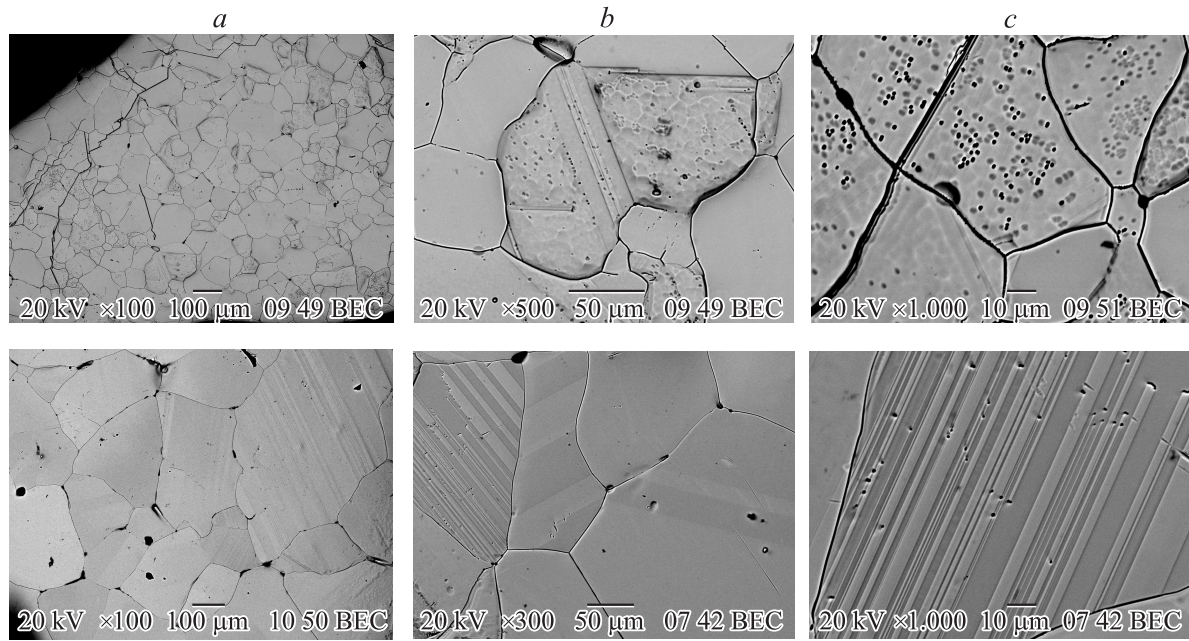


Рис. 1. Поверхностная морфология образца СТ-2, полученная при разном разрешении: *a* — 100, *b* — 50, *c* — 10 мкм/дел. Верхний ряд — образцы до отжига, нижний — после отжига.

за счет реструктуризации и исключения субзеренных границ. Присутствие в зерне двойниковых границ, заканчивающихся внутри зерен, указывает на деформационную природу их образования. Этот тип дефектов в поликристаллах CdTe связывают с двухпозиционными двойниковыми границами зерен [10,18], на которых закреплены дислокации (коры кадмия или теллура в зависимости от технологии).

В отличие от методов вакуумной сублимации, образцы СТ-2, полученные в результате синтеза, в целом имели более совершенную структуру. В образцах СТ-28 наблюдалась дефектная структура с большой плотностью дислокаций и двойников.

2.3. Проводимость и концентрация свободных носителей

Данные о проводимости образцов до отжига и концентрации свободных носителей после отжига, определенной из вольт-фарадных (*C–V*) характеристик, представлены в табл. 1.

Особенности неравновесных процессов кристаллизации как методом CVS в потоке паров (СТ-2), так и методом вакуумной сублимации (СТ-17) приводят к различным механизмам кристаллообразования соединения, пространственного распределения STD, остаточных примесей, дислокаций и двойников в микроструктуре.

Образцы *p*-CdTe более высокой чистоты, полученные методом вакуумной сублимации, имели удельное сопротивление на 4 порядка меньше, чем образцы первого типа, что указывает на изменение баланса STD

и остаточных примесей в пользу акцепторов. Образцы, легированные хлором, имели довольно высокую степень компенсации, как и в монокристаллах [20].

Отжиги в жидком кадмии высокоомных образцов *p*-CdTe разного технологического происхождения привели к изменению типа проводимости, снижению степени компенсации и существенному увеличению проводимости.

Активация мелких доноров, как мы полагаем, обусловлена несколькими факторами: уменьшением общей площади границ зерен, являющихся стоком примесей; смещением состава в сторону избытка Cd и, следовательно, уменьшением концентрации вакансий кадмия, являющихся акцепторами, диссоциацией А-центров (V_{Cd-D}), удалением примесных акцепторов с коэффициентами сегрегации меньше единицы (Cu, Ag) в расплавленный кадмий. Часть примесей в результате миграции может распределяться в деформационных полях структурных дефектов и образовывать сложные комплексы. Измене-

Таблица 1.

Образцы	Исходный материал		После отжига
	Тип проводимости	Удельное сопротивление, Ом · см <i>T</i> = 295 К	<i>n</i> , см ⁻³ <i>T</i> = 295 К
СТ-2	<i>p</i>	10 ⁹	3.5 · 10 ¹⁵
СТ-17	<i>p</i>	10 ⁵	7 · 10 ¹³
СТ-28	<i>p</i>	10 ⁷	2.5 · 10 ¹⁶
СТ-1 [14]	<i>n</i>	10 ⁸	6 · 10 ¹⁴

Таблица 2.

Образцы CdTe	$E_c - E_T$, эВ	N_T , см ⁻³	Сечение захвата, см ²	Область зондирования, мкм
СТ-2	*	$5 \cdot 10^{13}$	$1.2 \cdot 10^{-12}$	0.3–1.1
	0.84			
	~ 0.71?			
СТ-17	*	$2 \cdot 10^{12}$	$8 \cdot 10^{-13}$	2.6–6.9
	0.84			
	~ 0.71?			
СТ-28	*	$2 \cdot 10^{14}$	$1.3 \cdot 10^{-12}$	0.06–0.22
	0.84			
	~ 0.71?			
СТ-1 [14]	0.84	$2.2 \cdot 10^{13}$	$3 \cdot 10^{-13}$	0.6–2.2
	0.71	$6.7 \cdot 10^{13}$	$2 \cdot 10^{-12}$	0.7–2.9
	0.31	$6 \cdot 10^{12}$	$7 \cdot 10^{-14}$	< 1.8

ние баланса между донорными и акцепторными примесями в пользу первых наблюдали ранее в монокристаллическом *p*-CdTe после отжига в жидком кадмии при 500°C [13] и при 700°C [21].

Более низкая концентрация носителей в СТ-17 после отжига является результатом хорошей очистки исходного материала от донорных примесей или их сегрегации. Некоторая доля доноров участвует, возможно, в компенсации акцепторных центров, неоднородно распределенных вблизи структурных дефектов внутри зерен.

При анализе спектров глубоких уровней образцов СТ-28, легированный в процессе синтеза хлором, был использован как тестовый. После отжига в нем наблюдалась высокая концентрация свободных электронов (табл. 1) в результате активации (по-видимому, неполной) примеси хлора (Cl_{Te}). Отметим, что отжиги CdTe в насыщенных парах кадмия менее эффективны, чем в жидкой среде [12]. Кроме того, возможно обусловленное механическими напряжениями накопление хлора на границах зерен [4].

2.4. Спектры глубоких уровней

Методом DLTS были определены глубокие уровни в образцах после отжига. Предварительно проводились измерения вольт-амперных ($I-V$) и $C-V$ характеристик, что необходимо для контроля режима измерений DLTS и интерпретации данных. Условия корректности измерения спектров DLTS имеют вид

$$R_r \gg 1/(2\pi f C_r) \gg R_s, \quad (1)$$

где R_s — последовательное сопротивление диода, R_r и C_r — соответственно сопротивление и емкость при об-

ратном смещении, f — частота измерительного сигнала, равная в нашем случае 840 кГц. В интервале температур от 85–110 до 375 К критерий (1) выполнялся в наших измерениях.

Оценивались эффективные подвижности при комнатной температуре, исходя из последовательного сопротивления, геометрии образцов и концентрации носителей. Они имели следующие значения для образцов СТ-2, СТ-17 и СТ-28: 30, 80 и 25 см²/(Вс) соответственно. Довольно низкие подвижности электронов обусловлены, по-видимому, дополнительным рассеянием на структурных дефектах в поликристаллах.

Спектры DLTS записывались с помощью компьютера для нескольких (от 4 до 6) окон скорости эмиссии за одно температурное сканирование. Эффективные энергия активации (E_a) и сечение захвата (σ_n) определялись путем построения зависимости Аррениуса, используя выражение для скорости эмиссии электронов:

$$e_n = N_c V_{th} \sigma_n \exp(-E_a/kT),$$

$$e_n = \ln(t_1/t_2)/(t_1 - t_2),$$

где N_c — плотность состояний в зоне проводимости, V_{th} — средняя тепловая скорость.

Стробы (t_1, t_2) выбирались в интервале 4–1280 мс с соотношением соседних времен 2:1. На рис. 2 (*a-c*) приведены спектры для некоторых использованных пар стробов, из которых видно, что низкотемпературные пики не разрешаются из-за довольно большого непрерывного фона. Высокотемпературный пик с энергией активации $E_c = 0.84 \pm 0.03$ эВ хорошо разрешается на фоне непрерывного спектра.

На рис. 3 показаны спектры образцов СТ-2 и СТ-17, отличающихся параметрами технологического процесса и отожженных в одинаковых условиях. Для сравнения представлен спектр образца СТ-1, синтезированного ранее при избытке кадмия. Этот спектр рассчитан для тех же стробов, исходя из определенных для него параметров уровней. Положение одного из неразрешаемых пиков в спектрах для СТ-2 и СТ-17 находится в области температуры пика для уровня $E_c = 0.71$ эВ, наблюдавшегося в СТ-1. Пики, соответствующие уровням $E_c = 0.84$ эВ и $E_c = 0.71$ эВ, в СТ-1 наблюдались ранее при небольшом непрерывном фоне.

В данной работе для всех образцов сделана поправка на присутствующий фон, чтобы оценить реальную амплитуду пика. На рис. 4 приведен высокотемпературный фрагмент экспериментального спектра образца СТ-17 и расчетный спектр, представляющий собой сумму фона, упрощенно смоделированного линейной зависимостью, и самой линии с параметрами уровня, определенными из эксперимента, и подгонкой амплитуд, которые затем использовались для расчета концентрации дефекта. Изменение амплитуд соответствует тенденции температурного смещения уровня Ферми. Несмотря на такое

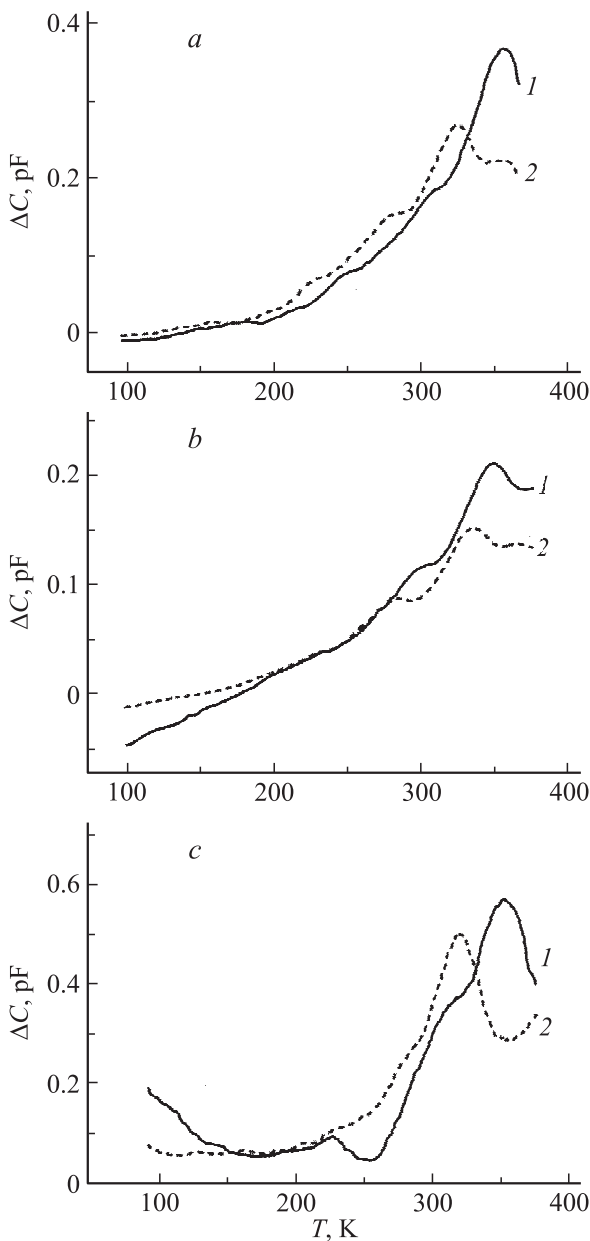


Рис. 2. Спектры DLTS образцов: *a* — СТ-2, *b* — СТ-17, *c* — СТ-28. Моменты стробирования: *a* — 1 — 20–40, 2 — 320–640 мс; *b* — 1 — 40–80, 2 — 160–320 мс; *c* — 1 — 8–16, 2 — 256–512 мс. Напряжение смещения –6 В, импульс заполнения +6 В.

упрощение, расчетный низкотемпературный край неплохо совпадает с экспериментальным. Расхождение на высокотемпературном крае, видимо, связано с вкладом еще одной линии, которая хорошо заметна для пар больших времен стробирования. Отметим, что амплитуды пиков (ΔC) для разных образцов, выраженные в единицах пФ, не связаны непосредственно с концентрацией глубоких центров (N_T), которая рассчитывалась с учетом емкости структуры и области заполнения центров импульсом напряжения.

В табл. 2 даны значения энергии активации, сечения захвата, концентрации центров и области зондирования при записи спектров, находящиеся в пределах от $W_0 - \lambda$ до $W_i - \lambda$, где W_0, W_i — ширины области пространственного заряда до приложения и в момент приложения импульса заполнения, $\lambda = 2\epsilon\epsilon_0(E_F - E_T)/q^2n$. Во всех спектрах преобладающим является пик, соответствующий

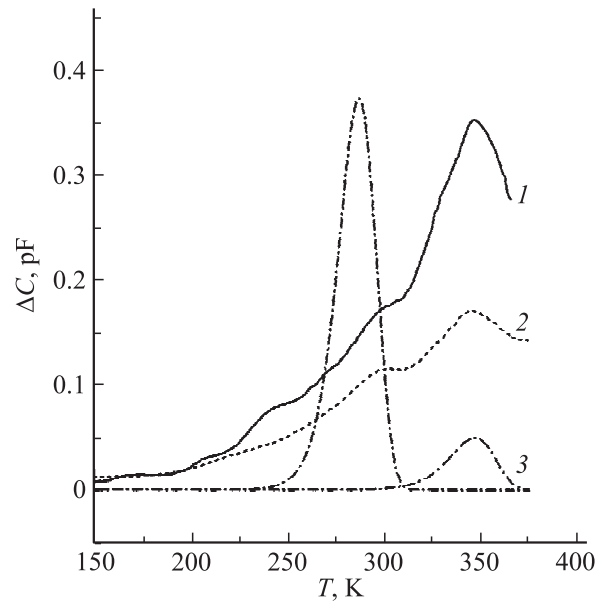


Рис. 3. Спектры DLTS образцов для стробов 40–80 мс: 1 — СТ-2, 2 — СТ-17, 3 — СТ-1. Напряжение смещения –6 В, импульс заполнения +6 В.

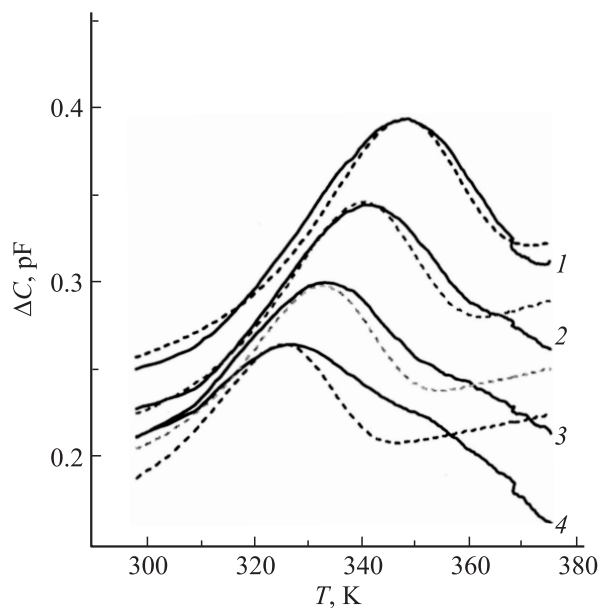


Рис. 4. Фрагмент экспериментального спектра DLTS образца СТ-17 (сплошные линии), и расчетный спектр (штриховые линии). Стробы 40–80 (1), 80–160 (2), 160–320 (3), 320–640 (4) мс. Напряжение смещения –6 В, импульс заполнения +6 В.

ший уровню $E_c - 0.84 \pm 0.03$ эВ. Наблюдались неразрешаемые пики: 1 или 2 в низкотемпературной области и один высокотемпературный пик. В табл. 2 они отмечены знаком „*“. Знаком „?“ отмечен пик с предполагаемой энергией $E_c - 0.71$ эВ, близкий по положению в спектре к наблюдавшемуся в СТ-1 уровню.

Особенности режимов роста CdTe почти не влияют на спектр уровней после отжига, изменяется лишь концентрация дефектов. Уровень 0.84 эВ появляется во всех образцах независимо от изменения параметров технологии. После вычитания непрерывного фона форма линии для этого пика близка к форме для локального уровня. В таком случае его можно рассматривать как уровень относительно простого дефекта. При наличии фона требуются дополнительные исследования, проясняющие природу основного дефекта. Присутствие таких дефектов с большим сечением захвата электронов, характерным для доноров, ухудшает качество приборного материала. Концентрация этих дефектов коррелирует с концентрацией свободных носителей и, следовательно, с концентрацией донорных центров, которая в легированном образце СТ-28 определяется примесью хлора. По данным фотолюминесценции [22], в нелегированных образцах хлор является одной из основных фоновых примесей. Таким образом, уровень 0.84 эВ, возможно, является комплексом с примесью хлора. Пассивация этого центра хлором не обнаружена, в отличие от пассивации оборванных связей согласно расчетам [3,4]. Напротив, концентрация дефектов в образцах с хлором значительно выше.

В образце с искусственно созданными дислокациями в спектре люминесценции наблюдалась линия с энергией ~ 0.8 эВ [23]. Однако спектр DLTS обычно сопровождается непрерывным фоном, характерным для протяженных дефектов. Отметим, что глубокие центры исследовались ранее преимущественно в поликристаллическом p -CdTe, используемом в солнечных фотоэлементах, где наблюдали главным образом акцепторы в нижней половине запрещенной зоны [24]. Однако при некоторых режимах измерений обнаружен большой набор донорных центров в тонких пленках, в том числе близкий по энергии уровень ~ 0.86 эВ [25].

Уровень 0.71 эВ ранее был связан с избытком кадмия и дефектом Cd_i [14]. В данной работе при другом режиме синтеза CdTe концентрация таких дефектов мала. Это означает, что различие в формировании дефектов на стадии синтеза не устраняется отжигом в жидком Cd в равных условиях. Наблюдается также уровень более глубокий, чем 0.84 эВ, возможно, совпадающий с одним из уровней $\sim E_c - 0.95$ или $E_c - 1.0$ эВ, обнаруженным в поликристаллическом CdTe, легированном хлором [26].

Вклад в сигнал DLTS следует ожидать от тех границ зерен внутри области зондирования, которые параллельны поверхности или имеют проекцию ненулевой площади на поверхность диода Шоттки. Ввиду столбчатой структуры зерен и их размера по нормали к поверхности (> 100 мкм), превышающего область зондирования

(≤ 7 мкм), основными структурными дефектами в этой области будут не границы зерен, а дислокации, двойники, двухпозиционные двойники и другие дефекты внутри зерен.

3. Заключение

Низкотемпературным методом (CVS) в условиях избытка теллура получен нелегированный высокоомный поликристаллический p -CdTe. Применение метода вакуумной сублимации повысило степень чистоты CdTe и снизило удельное сопротивление на 4 порядка.

После отжига внутри зерен увеличивается плотность низкоэнергетических двойниковых и двухпозиционных двойниковых границ, уменьшается плотность дислокаций. Более совершенная микроструктура наблюдалась на образцах СТ-2, выращенных с высокой скоростью осаждения, где, по-видимому, проявляются эффекты упорядочения структуры, обусловленные термодинамическими и кинетическими факторами неравновесных условий.

После отжига в жидком кадмии произошла раскомпенсация и p - n -конверсия проводимости CdTe. Концентрация свободных носителей стала близкой к концентрации остаточных примесей в образцах первого типа. В образцах второго типа более низкая концентрация свободных электронов свидетельствует об изменении концентрации СТД и примесей в пользу акцепторов как в процессе роста, так и после отжига.

Независимо от методов выращивания CdTe после отжига наблюдались для всех образцов спектры с основным глубоким уровнем с энергией активации 0.84 ± 0.03 эВ, в то время как в исследованном ранее CdTe, синтезированном в избытке Cd, преобладал уровень 0.71 эВ. Наблюдался высокий непрерывный фон, связанный, вероятно, с протяженными дефектами, и несколько неразрешаемых на этом фоне пиков. Обнаружена корреляция концентрации основного дефекта с концентрацией свободных носителей, которая определялась примесью хлора в специально легированных образцах. В нелегированных образцах основной остаточной примесью также является хлор, что дает основание связать эти дефекты с комплексом, включающим хлор и, возможно, структурные дефекты.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 11-02-01163).

Авторы выражают благодарность В.В. Родину, выполнившему измерения рентгено-дифрактометрии.

Список литературы

- [1] P.L. Sellin. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. A, **563**, 1 (2006).
- [2] H. Nagayoshi. Nuclear Science Symposium Conference Record, 2004 IEEE, 22–26 Oct., **7**, 4411 (2004).

- [3] V. Consonni, N. Baier, S. Renet, A. Brambilla, G. Feuillet. *Phys. Status Solidi C*, **3** (4), 807 (2006).
- [4] V. Consonni, G. Feuillet, J.P. Barnes, F. Donatini. *Phys. Rev. B*, **80**, 165 207 (2009).
- [5] В.С. Багаев, Ю.В. Клевков, С.А. Колосов, В.С. Кривобок, Е.Е. Онищенко, А.А. Шепель. *ФТП*, **45**, 908 (2011).
- [6] I. Visoly-Fisher, S.R. Cohen, D. Cahen. *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 556 (2003).
- [7] I. Visoly-Fisher, S.R. Cohen, K. Gartsman, A. Ruzin, D. Cahen. *Adv. Functional Mater.*, **16**, 649 (2006).
- [8] А.В. Квит, Ю.В. Клевков, С.А. Медведев, В.С. Багаев, А. Пересторонин, А.Ф. Плотников. *ФТП*, **34**, 19 (2000).
- [9] L. Zang, G.I.F. Da Silva, J. Li, Y. Yan, T.A. Gessert, S.-H. Wei. *Phys. Rev. Lett.*, **101**, 155 501 (2008).
- [10] Yanfa Yan, M.M. Al-Jassim, K.M. Jones. *J. Appl. Phys.*, **96**, 320 (2004).
- [11] R. Triboulet, A. Aoudia, A. Lusson. *J. Electron. Mater.*, **24** (9), 1061 (1995).
- [12] S.H. Song, J.F. Wang, G.M. Lalev, L. He, M. Isshiki. *J. Cryst. Growth*, **252**, 102 (2003).
- [13] G.M. Khattak, C.G. Scott. *J. Phys. Condens. Matter*, **3**, 8619 (1991).
- [14] Е.А. Боброва, Ю.В. Клевков *ФТП*, **45**, 894 (2011).
- [15] J.H. Greenberg. *J. Cryst. Growth*, **197**, 406 (1999).
- [16] M.A. Berding. *Phys. Rev. B* **60**, 8943 (1999).
- [17] M. Inoue, I. Teramoto, S. Takayanagi. *J. Appl. Phys.*, **33**, 2578 (1962).
- [18] Yanfa Yan, M.M. Al-Jassim, K.M. Jones. *J. Appl. Phys.*, **94**, 2976, (2003).
- [19] Ю.В. Клевков, В.П. Марговицкий, С.А. Медведев. *ФТП*, **37**, 129 (2003).
- [20] A. Castaldini, A. Cavallini, B. Fraboni, P. Fernandes, J. Piqueras. *J. Appl. Phys.*, **83**, 2121 (1998).
- [21] J.M. Francou, K. Saminadayar, J.L. Pautrat. *Phys. Rev. B*, **41**, 12035 (1990).
- [22] V. Bagaev, V. Krivobok, Yu. Klevkov, A. Shepel, E. Martovitsky. *Phys. Status Solidi*, **7**, 1470 (2010).
- [23] V. Babentsov, V. Boiko, G.A. Schepelskii, R.B. James, J. Franc, J. Prochazka, P. Hlidek. *J. Luminesc.*, **130**, 1425 (2010).
- [24] V. Komin, B. Tetali, V. Viswanathan, S. Yu, D.L. Morel, C.S. Ferekides. *Thin Sol. Films*, **431–432**, 143 (2003).
- [25] L.C. Isett. *J. Appl. Phys.*, **56**, 3508 (1984).
- [26] M.A. Lourenco, Yip Kum Yew, K.P. Homewood, K. Durose, H. Richter, D. Bonnet. *J. Appl. Phys.*, **82**, 1423 (1997).

Редактор Т.А. Полянская

The effect of technology growth features and annealing of polycrystalline CdTe on conductivity and deep levels

E.A. Bobrova*, Y.V. Klevkov*, S.G. Chenrook*+, N.N. Senturina*

* Lebedev Physical Institute,
Russian Academy of Sciences,
119991 Moscow, Russia
+ Fiber Optics Research Center,
Russian Academy of Sciences,
119991 Moscow, Russia

Abstract The conductivity, morphology and deep levels in polycrystalline CdTe have been studied. Undoped *p*-CdTe was grown at low temperature from vapor phase by direct Cd and Te chemical reaction or CdTe vacuum sublimation at P_{\min} , as well as the polycrystalline CdTe doped with Cl. The grown samples have resistivity in limits $\sim 10^5$ – $10^9 \Omega \cdot \text{cm}$. After annealing in liquid or vapor Cd at temperature $\sim 500^\circ\text{C}$ conductivity type changed and free carriers concentrations increased in undoped samples up to $4 \cdot 10^{15}$, in doped sample — up to $2 \cdot 10^{16} \text{cm}^{-3}$. For all samples the main deep level with energy $\sim 0.84 \text{ eV}$ and continuous background was registered in DLTS spectra after annealing. The correlation between concentrations of main level defect and free carriers in undoped and doped samples was detected. Cl was the main residual impurity in undoped samples, so it was proposed that main defect is complex that includes Cl impurity and observed defects of structure CdTe.