

Морфология, двойникование и фотолюминесценция кристаллов ZnTe, выращенных методом химического синтеза компонентов из паровой фазы

© Ю.В. Клевков, В.П. Мартовицкий, В.С. Багаев[¶], В.С. Кривобок

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

(Получена 27 апреля 2005 г. Принята к печати 18 мая 2005 г.)

Исследованы особенности роста, дефектная структура и фотолюминесценция кристаллитов ZnTe, полученных на стенках кристаллизатора при температуре 650°C в режиме быстрого роста из пересыщенных паров исходных компонентов. Каждый отдельный кристаллит размером до 10 мм имеет общую ось [011], вокруг которой сдвойничено несколько индивидов. Совершенные фрагменты отдельных индивидов сложены одной системой плоских макрослоев (110) толщиной в несколько десятков микрометров каждый. Монокристаллическая пластина толщиной 0,8 мм, содержащая на одной стороне слои роста (110), пересекается системой перпендикулярных к ростовой поверхности двойниковых границ ($1\bar{1}1$) с понижением числа границ на внешней ростовой поверхности. Спектры фотолюминесценции подтверждают структурное совершенство полученных кристаллов.

PACS: 61.66.Fn, 61.72.Mm, 78.55.Et

1. Введение

Применение широкозонных полупроводников $A^{II}B^{VI}$ во многом ограничено сложностями получения низкоомных образцов *p*- и *n*-типа проводимости из-за эффекта самокомпенсации и неконтролируемого вхождения примесей в кристаллическую решетку. ZnTe с шириной запрещенной зоны при комнатной температуре 2,286 эВ является перспективным материалом для оптоэлектронных приборов, работающих в зеленой области спектра. Однако из-за низкой энергии образования дефекта упаковки присутствие в активной области двойников и дефектов упаковки приводит к деградации приборов [1]. Поэтому очевидна актуальность изучения особенностей формирования дефектной структуры и получения высококачественных кристаллов ZnTe с низкой концентрацией как протяженных, так и точечных дефектов.

Радикальным методом понижения концентрации неконтролируемых примесей, а также выделений Te в матрице ZnTe из-за ретроградной растворимости теллура является понижение температуры роста монокристаллов. Поэтому кристаллы ZnTe, полученные пересублимацией из паровой фазы при 900–1050°C [2,3], имеют намного лучшие характеристики в отношении примесей и выделений второй фазы по сравнению с такими же кристаллами, полученными из раствора–расплава при температурах 1250–1300°C [4]. Однако в кристаллах, полученных из паровой фазы, наблюдаются двойники и дефекты упаковки, которые имеют в этом материале очень низкую энергию образования [5]. В определенных режимах при росте из паровой фазы все-таки удается подавить зарождение двойников [6], но в таких кристаллах наблюдаются субзеренные границы и преципитаты теллура.

При дальнейшем понижении ростовой температуры достижение приемлемых скоростей роста возможно только при переходе к неравновесным условиям кристаллизации. Таким образом в газодинамическом потоке стехиометрического состава CdTe при 650°C были получены текстурированные вдоль [111] поликристаллы со средним размером зерен 1–2 мм с высокой плотностью двойников, границы между которыми перпендикулярны направлению роста зерен [7]. Содержание основных химических примесей и собственных точечных дефектов в этих образцах и образцах ZnTe [8] было на 2 порядка меньше по сравнению с монокристаллами, полученными из паровой фазы при 900–1050°C [9]. При повышении скорости кристаллизации из расплава (30–50 мкм/мин) и последующем отжиге удается понизить степень компенсации и получить низкоомные кристаллы *p*-ZnTe с плотностью дислокаций $(2-4) \cdot 10^2 \text{ см}^{-2}$ даже в присутствии большой плотности преципитатов [10].

Другим фактором, влияющим на концентрацию и распределение примесей в кристаллах, является механизм роста. В классической работе Г.Г. Леммлейна по секториальному строению кристаллов [11] было показано, что при медленном росте (тангенциальный механизм) для каждой пирамиды роста характерны свои особенности вхождения и концентрации примесей. Низкие температуры роста и высокие пересыщения способствуют переходу от атомно-гладкого тангенциального механизма роста к атомно-шероховатому нормальному механизму роста [12]. При таком быстром росте примеси оттесняются от участков наиболее активного роста, в результате чего в кристаллах наблюдаются характерные структурные особенности либо с волокнистым строением [13], либо состоящие из макрослоев, не обязательно параллельных габитусной поверхности [14]. Быстрая кристаллизация из паровой фазы существенно облегчается в

[¶] E-mail: багаев@lebedev.ru

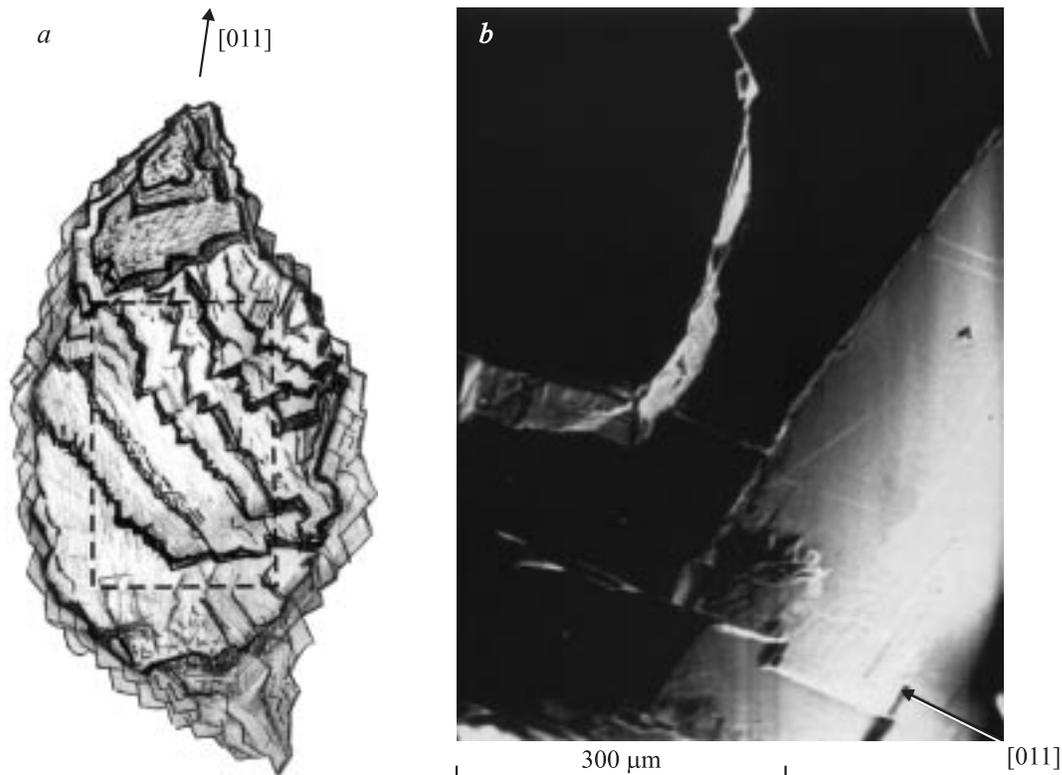


Рис. 1. Рост кристалла ZT05 плоскими макрослоями (110) с шероховатыми торцами, которые распространяются от направления максимальной скорости роста кристаллита [011]. *a* — схематическое изображение кристаллита, показан контур вырезанного образца. *b* — микрофотография ростовой поверхности: видны следы выходов двух двойниковых границ (111), содержащих общее направление роста [011] кристаллита.

присутствии небольших количеств примеси в жидком слое, приводящей к росту по механизму пар–жидкость–кристалл [15,16]. Впоследствии было установлено, что для нормального механизма роста вполне достаточно наличие квазизжидкого слоя в несколько атомных слоев, гасящего кинетическую энергию частиц, прибывающих из газовой фазы к ростовой поверхности [17,18]. При быстром росте кристаллов ZnTe из пересыщенных паров исходных компонентов Zn и Te такую роль может выполнять жидкий или квазизжидкий слой теллура на фронте конденсации при нарушении стехиометричности паровой среды относительно $T-P_{\min}$ (температура–минимальное давление).

В настоящей работе исследованы особенности дефектной структуры и фотолюминесценции нелегированных кристаллитов ZnTe, синтезированных быстрым ростом из пересыщенных паров исходных компонентов при температурах 600–650°C.

2. Экспериментальная часть

При быстром росте из пересыщенных паров исходных компонентов на стенках кристаллизатора вырастали дружки кристаллитов с размерами отдельных индивидов до 5–10 мм, на большинстве из которых были хорошо видны слои роста. Для исследований были отобраны

прозрачные наиболее совершенные кристаллиты, полученные в процессе ZT05, с общей осью [011], совпадающей с направлением максимальной скорости роста.

Структурные свойства изучались на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 с графитовым монохроматором и дополнительной узкой щелью, установленной непосредственно перед исследуемым образцом для уменьшения расходимости рентгеновского пучка. Высота щели на счетчике импульсов была уменьшена до 4 мм для исключения влияния формы образца на интенсивности записываемых рефлексов.

Измерения спектров фотолюминесценции (ФЛ) проводились в парах He в диапазоне температур от 5 до 40 К. Оптическое возбуждение осуществлялось излучением аргонового и гелий-кадмиевого лазеров с энергиями фотонов (длинами волн) 2.41 эВ (5145 Å) и 2.81 эВ (4416 Å) соответственно. Размер пятна возбуждения был 100 мкм. Спектр анализировался двойным монохроматором ДФС-24 с разрешением не хуже 0.1 мэВ. Сигнал с фотоумножителя регистрировался с помощью метода счета фотонов.

Предварительные структурные исследования показали, что в отличие от кристаллов, полученных из паров стехиометрического состава, вырастают кристаллиты, удлиненные вдоль одного из направлений [011], и они имеют на боковых поверхностях плоские грани {110}.

Морфологические исследования в оптическом и электронном микроскопах показали, что рост кристаллов происходит гладкими макрослоями $\{110\}$ толщиной в десятки микрометров, боковые поверхности которых имеют шероховатую границу, характерную для нормального роста (рис. 1). Каждый отдельный кристаллит состоит из нескольких двойников, границы между которыми содержат общую ось роста $[011]$. Такое строение встречается в циклических двойниках природного алмаза и синтетического кремния при перекристаллизации последнего из газовой фазы [19], когда при равном развитии всех двойниковых индивидов образуется имитация пятерной оси кристаллита, поскольку каждый индивид повернут относительно соседнего вокруг общей оси

роста $[011]$ на угол 70.52° , что в сумме практически соответствует полному обороту вокруг этой оси. Интересно отметить, что на исследуемой друзе нами было обнаружено несколько кристаллитов с пятерной симметрией. Иногда один из этих пяти двойниковых индивидов имеет преимущественное развитие и составляет почти половину всей массы кристаллита. Именно такой индивид был отобран нами для дальнейших исследований. Он был тщательно отделен от остальной массы кристаллита путем сошлифовывания с дефектной стороны (без затрагивания внешней ростовой поверхности) до образования визуально однородной прозрачной пластины толщиной 0.8 мм с размерами 6×4 мм. Зарисовка кристаллита с контуром вырезанного из него образца и микрофотография фрагмента ростовой поверхности приведены на рис. 1.

Для кристаллов ZnTe, полученных испарением предварительно синтезированного соединения состава, соответствующего P_{\min} , в газодинамическом потоке стехиометрических паров, характерно присутствие полисинтетических двойников, границы которых при росте слоями (111) расположены параллельно ростовой поверхности [7]. Наши предварительные структурные исследования сразу же показали, что в исследуемом образце число наблюдаемых рефлексов превышает число рефлексов в монокристалле. Поэтому необходимо было определить, сколько двойников присутствует в исходной пластине и найти общие плоскости двойникования для них. Поскольку двойникование в структуре сфалерита происходит по плоскостям $\{111\}$, две из них образуют с ростовой поверхностью (110) угол 90° , а две другие — угол 35.26° , т.е. в отличие от роста слоями (111) при быстром росте макрослоями (110) не существует одной выделенной системы двойникования.

Для идентификации возможных двойниковых соотношений нами были построены фрагменты сеток Болдырева с плоскостью двойникования, перпендикулярной ростовой поверхности (110) (верхняя сетка на рис. 2), и с плоскостью двойникования, образующей угол 35.26° с ростовой поверхностью (нижняя сетка на рис. 2). Эти сетки применяются для сравнения возможных рефлексов для каждого случая двойникования с реально наблюдаемыми в геометрии на отражение при использовании излучения $\text{CuK}\alpha$. На них нанесены концентрические окружности с интервалом разориентации в 10° от нормали к поверхности образца, а угловое расстояние между ближайшими радиальными прямыми равно 30° . Для получения любого желаемого отражения кристалл необходимо сначала повернуть вокруг оси $[110]$ до выхода искомой нормали на горизонтальную линию слева от центра сетки, а затем повернуть кристалл вокруг вертикальной оси на угол $(\theta_B + \varphi)$, где φ — угол разориентации между нормалью к отражающей плоскости и направлением $[110]$. Очевидно, что в геометрии на отражение угол φ должен быть меньше величины брэгговского угла θ_B , поэтому и приведены только фрагменты сеток Болдырева, на которых указаны выходы нормалей к таким плоскостям, дифракция

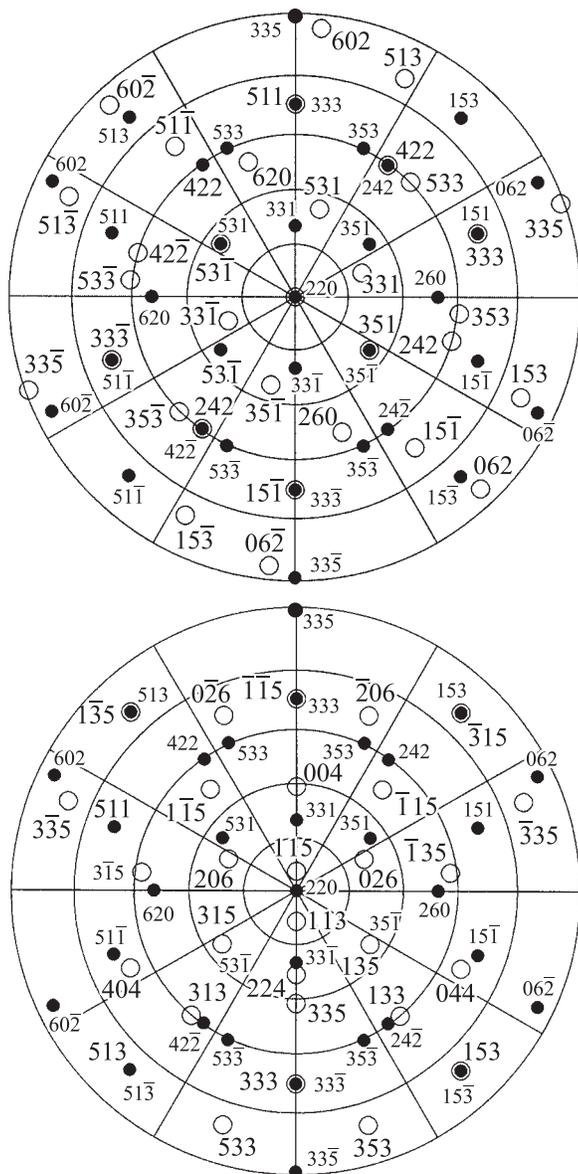


Рис. 2. Фрагменты сеток Болдырева для двойников ZnTe с общей плоскостью $(1\bar{1}1)$, перпендикулярной ростовой плоскости (110) (вверху) и общей плоскостью $(11\bar{1})$, расположенной под углом 35.26° к (110) (внизу).

от которых может быть реально зафиксирована при использовании излучения CuK_α . На обоих фрагментах сеток Болдырева черные кружки представляют выходы нормалей основного индивида. Для двойников, граница между которыми перпендикулярна ростовой поверхности (110), совпадают направления $[110]/[\bar{1}10]$, тогда как для двойниковой плоскости, образующей угол в 35.26° с ростовой поверхностью (110), совпадают направления $[110]/[114]$.

При наличии двойников по последнему закону двойникования для сдвойникового индивида должны наблюдаться рефлексы (115) и (113), которые образуют с поверхностью образца углы 3.68° и 5.77° соответственно. Однако таких рефлексов нами не наблюдалось, что свидетельствует об отсутствии двойников по плоскостям $\{111\}$, наклоненных под 35.26° к слоям роста (110).

Дифракционные картины для двух других плоскостей двойникования, расположенных перпендикулярно к ростовой поверхности, примерно одинаковы, за исключением того, что при двойниковании по плоскости $(\bar{1}\bar{1}1)$ рефлексы сдвойникового индивида повернуты вокруг $[110]$ на 70.52° по часовой стрелке, а при двойниковании по плоскости $(\bar{1}11)$ — на такой же угол против часовой стрелки. При этом для обоих случаев двойникования совпадают рефлексы $(333)-(511)'$ и $(151)-(333)'$. Поэтому за начало анализа принята пара $(333)-(511)'$, относительно которой определялось направление поворота образца до еще одной общей пары рефлексов $(531)-(5\bar{3}1)'$. Поскольку переход к последней паре от первой совершался вращением образца по часовой стрелке, а в противоположном направлении наблюдался рефлекс вдвое меньшей интенсивности, из этих данных можно заключить, что в образце присутствует одна система двойникования с общей плоскостью $(\bar{1}\bar{1}1)$. Этот вывод был впоследствии подтвержден при селективном травлении поверхности образца (110) в 10M NaOH [20], после которого на поверхности была выявлена система параллельных дефектных линий с расстояниями от 10 до 100 мкм между ними. Две таких линии видны на поверхности роста в нижней части снимка на рис. 1, b.

3. Результаты исследований

На рис. 3 приведены кривые качания отражений $\{531\}$ как общего рефлекса, так и отдельных рефлексов для каждого индивида. Отметим примерно равные интенсивности отдельных рефлексов, что подтверждает именно двойниковую природу границ, поскольку в случае дефектов упаковки интенсивность одного из рефлексов должна быть намного меньше, если бы вообще регистрировалась. С другой стороны, полуширины кривых качания для общего и отдельных рефлексов примерно равны, что подтверждает отсутствие большого числа зернограницных дислокаций на двойниковых границах. Последний вывод при использовании графитового монохроматора не представляется достаточно строгим из-за большой расходимости первичного пучка, но при

травлении нами очень редко отмечались ямки травления на двойниковых границах. На кривой качания $(53\bar{1})$ основного индивида наблюдается небольшой дополнительный пик от блока, разориентированного на 0.1° и находящегося на периферии образца. После поворота образца при переходе к следующему рефлексу он исчезает.

Таким образом, в исследуемом образце присутствует одна система двойниковых плоскостей, перпендикулярная к слоям роста (110), которая содержит направление максимальной скорости роста $[011]$ всего кристаллита.

Хорошо известно, что при медленном росте на морфологию кристаллов существенное влияние оказывают винтовые дислокации и двойники [16]. В природных алмазах тангенциального роста с единственной двойниковой плоскостью наблюдается уплощение кристаллов вдоль плоскости двойникования [21]. При быстром росте двойниковые границы практически не оказывают влияния на морфологию, при этом двойниковые границы перестают быть плоскими и отражают особенности волокнистого роста прилегающих индивидов [22]. В изученном в настоящей работе образце выходы двойников никак не отражаются на морфологии поверхностей макрослоев (110), а границы двойников не являются плоскими (рис. 4, a, b). При этом замечена еще одна особенность: на внешней поверхности образца число двойниковых границ меньше, чем на противоположной стороне, прилегающей к общей оси $[011]$ кристаллита. Сравнение картин травления с двух противоположных сторон кристалла позволяет сделать вывод, что исчезают двойниковые границы с малым расстоянием между ними. Это может объясняться тем, что при нарастании макрослоев роста (110) толщиной в несколько десятков микрометров перевод фрагмента слоя в двойниковое положение для прорастания двойниковой границы требует затрат энергии и поэтому тонкие двойниковые ламели оказываются „похороненными“ на границах макрослоев. Понижение плотности границ, равно как и присутствие только одного типа двойниковых границ, содержащих

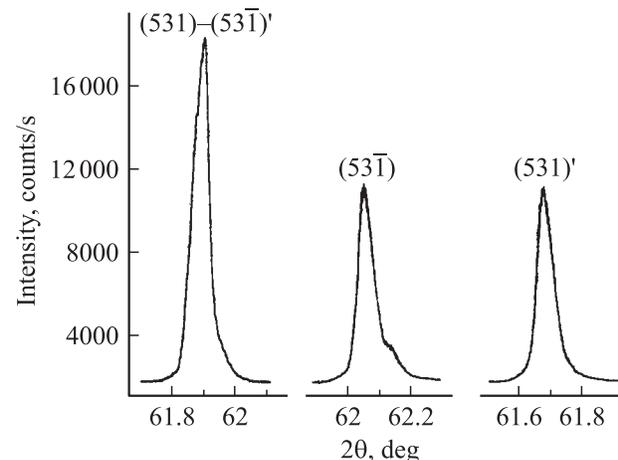


Рис. 3. Кривые качания общего для двух двойников рефлекса $(531)-(5\bar{3}1)'$ и отдельных рефлексов для одного $(53\bar{1})$ и другого $(531)'$ индивидов, сдвойникованных по плоскости $(\bar{1}\bar{1}1)$.

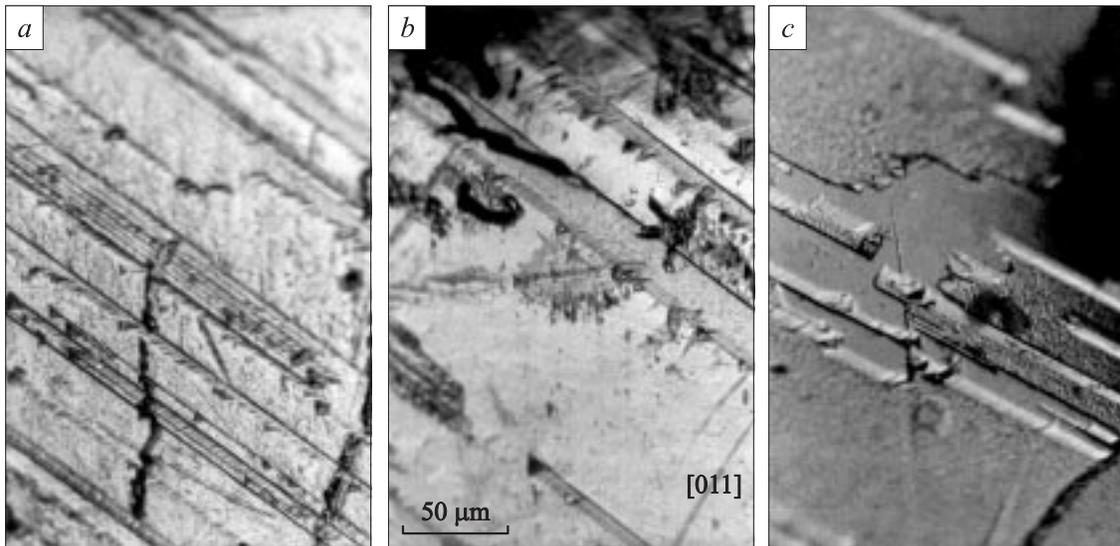


Рис. 4. Уменьшение числа двойниковых границ на внешней стороне пластинки (*b, c*) по сравнению с их числом на внутренней стороне (*a*). Двойники имеют различную морфологию после травления, и некоторые границы между ними не являются плоскими.

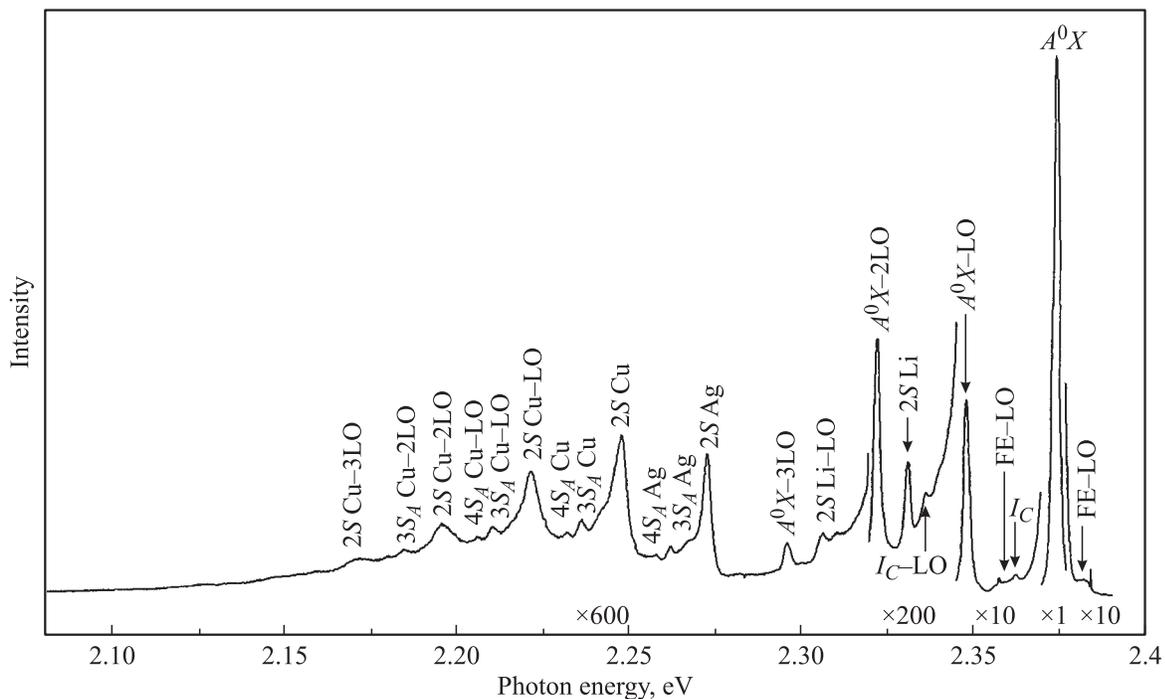


Рис. 5. Обзорный спектр фотолюминесценции монокристалла ZT05 при температуре $T = 25$ K.

общую ось роста $[011]$ всего кристаллита, свидетельствуют в пользу ростового происхождения двойников. На рис. 4, *c* хорошо видно, что некоторые границы двойников не являются плоскими, что характерно для быстрого роста кристаллов.

Кроме рефлексов, относящихся к двойникам ZnTe, нами были зарегистрированы два слабых рефлекса. Один симметричный рефлекс с межплоскостным расстоянием $d = 1.188 \text{ \AA}$ перпендикулярно к слоям роста и другой асимметричный с $d = 1.366 \text{ \AA}$. Эти рефлексы реги-

стрируются только в таком положении образца, когда рентгеновские лучи попадают на торцевые поверхности пластин и скорее всего относятся к эпитаксиально закристаллизовавшейся фазе теллура на торцах пластин. Включения ромбоэдрической фазы теллура отмечалось в кристаллах CdTe [23]. По-видимому, именно эта фаза служит жидким или квазжидким слоем для быстрого роста пластин.

На рис. 5 приведен спектр краевой ФЛ, зарегистрированной при температуре 5 K с ростовой грани монокри-

стала. Отметим, что вид спектра не зависит от места возбуждения, имеет место лишь небольшое различие в интенсивности интегральной ФЛ как при возбуждении ростовой грани, так и после травления. В спектре проявляются переходы, обусловленные свободными экситонами (FE), переходы, связанные с экситонно-примесными комплексами, и их LO-фононные повторения. Экситонно-примесные комплексы (основная линия A^0X) представлены тремя акцепторами — Li, Cu, Ag. Об этом свидетельствует наличие достаточно богатой структуры соответствующих двухдырочных переходов, обозначения которых приведены в соответствии с работой [24]. В длинноволновой части спектра проявляется достаточно интенсивное излучение, связанное с изоэлектронной примесью O_{Te} — кислородом в подрешетке Te. Очень слабый переход в районе 2.362 эВ (I_C) связан, по-видимому, с экситоном, связанным на двухзарядном акцепторе [25], появление которого в ZnTe типично для неравновесных условий роста поликристаллов.

Остановимся подробнее на линии A^0X , которая слегка уширена (полуширина ~ 2.5 мэВ) и имеет хвост в длинноволновой области. Такой эффект наблюдается обычно при концентрации акцепторной примеси $N_A \gtrsim 10^{16} \text{ см}^{-3}$ [26]. Сравнительно большая концентрация мелкой акцепторной примеси проявляется также в нестандартном виде собственной ФЛ. Видно, что при 5 К имеет место достаточно слабая ФЛ свободных экситонов, а вид фононного повторения говорит о том, что экситонная подсистема не термализована (время жизни свободного экситона, обусловленное в данном случае захватом на мелкие акцепторы, недостаточно для эффективной релаксации на акустических фононах). Тем не менее термализация имеет место при температурах, больших 25 К (рис. 6), когда достаточно эффективным становится обратный процесс „выброса“ экситонов с мелких акцепторов. Данный факт подтверждается результатами аналитической аппроксимации, показанной на рис. 6 (толстая линия). Подгонка была сделана с использованием известных формул [27]

$$I_{LO} \propto \exp[-(\hbar\omega - E_{EX} - E_{LO})/kT_{EX}] \times [(\hbar\omega - E_{EX} - E_{LO})/kT_{EX}]^{3/2},$$

$$I_{2LO} \propto \exp[-(\hbar\omega - E_{EX} - 2E_{LO})/kT_{EX}] \times [(\hbar\omega - E_{EX} - 2E_{LO})/kT_{EX}]^{1/2},$$

где E_{EX} — дно экситонной зоны, E_{LO} — энергия оптического фонона, T_{EX} — температура экситонов, I_{LO} , I_{2LO} — интенсивности первого и второго фононных повторений свободного экситона. Видно, что при 25 К экситоны практически полностью термализованы с решеткой ($T_{EX} = 26.4$ К), кроме этого, в бесфононной линии разрешаются так называемые верхняя (UP) и нижняя (LP) поляритонные ветви.

Таким образом, исследуемый образец представляет собой монокристалл с достаточно высоким качеством кристаллической решетки, о чем свидетельствует высокий квантовый выход ФЛ, наличие собственного из-

лучения, которое при увеличении температуры имеет ярко выраженную поляритонную структуру, проявление богатой структуры двухдырочных переходов, а также отсутствие каких-либо переходов, связанных с протяженными дефектами и комплексами. Другой особенностью кристалла является наличие однородного распределения примесей (Ag, Li, Cu, O) в замещающем состоянии на уровне 10^{16} см^{-3} .

Приведем также краткий сравнительный анализ спектров ФЛ монокристалла, исследованного в данной работе, и монокристаллов, также полученных парофазными методами, но при более высокой температуре (950°C) [6]. В спектрах таких монокристаллов присутствует слабое излучение, связанное с донорной примесью, обусловленное экситонами, локализованными на нейтральных донорах, и донорно-акцепторными парами. В зависимости от различных модификаций условий роста в ФЛ проявляется также небольшая концентрация так называемых k -акцепторов [26] и комплекс, в состав которого входит вакансия Zn [28]. При одинаковой обработке поверхности интенсивность ФЛ высокотемпературных кристаллов в краевой области на 1.5–2 порядка ниже, чем в кристалле, исследованном в данной работе. Интенсивность ФЛ в области кислорода при этом в несколько раз больше в высокотемпературных кристаллах. Такое отличие связано, по-видимому, не только с разной концентрацией кислорода, но и с отсутствием в неравновесном кристалле различных комплексных дефектов, характерных для равновесного роста при высоких температурах.

Анализ спектров ФЛ с позиций вхождения и распределения примесей, временных ограничений атомной диффузии точечных дефектов в решетке ZnTe в условиях быстрого роста при небольшом избытке теллура в паровой среде показал, что в замещающем состоянии в подрешетке металла наблюдается набор мелких примесей только акцепторного типа. Отсутствие в спектре переходов D^0X , TET, DA, разнесенных донорно-акцепторных пар и пар ближнего порядка — примесно-

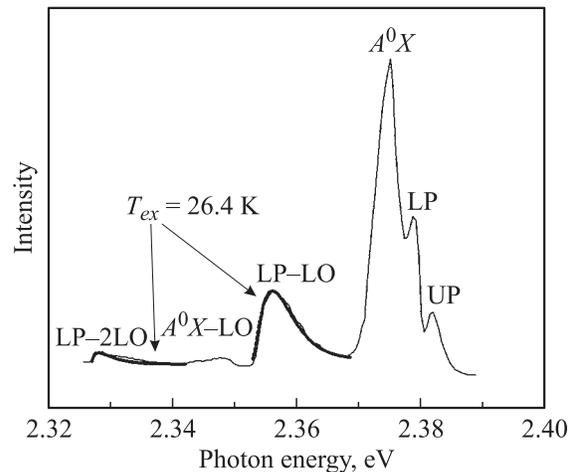


Рис. 6. Спектр фотолюминесценции монокристалла ZT05 в краевой области при температуре $T = 25$ К.

дефектных комплексов, ответственных за серию Y-полос в спектре, свидетельствует о низком содержании донорных примесей в замещающем состоянии и ограниченной роли их в формировании каналов излучательной рекомбинации в длинноволновой области спектра.

Таким образом, в настоящей работе путем синтеза ZnTe из пересыщенных паров компонентов при температуре 600–650°C получены кристаллиты, сложенные макрослоями (110). В них наблюдается пониженная плотность двойниковых границ, расположенных перпендикулярно к слоям роста, по сравнению с кристаллами, растущими слоями (111) с двойниковыми границами, параллельными слоям роста. Неравновесные условия быстрой кристаллизации ZnTe способствуют повышению степени структурного совершенства кристаллов, лидирующими дефектами в которых становятся планарные дефекты (двойники), а не дислокации, субзеренные границы и включения второй фазы, характерные для квазиравновесных условий роста. На микроуровне они обеспечивают дальний порядок в однородном распределении примесей в решетке. При этом смещение состава паровой среды в сторону увеличения избытка теллура подавляет вхождение остаточных примесей донорного типа и благоприятствует растворимости акцепторных примесей в подрешетке цинка. Рост макрослоями (110) приводит также к другим формам вхождения примесей в кристаллическую структуру по сравнению с ростом слоями (111), что будет рассмотрено в отдельной работе.

Авторы благодарят Т.И. Галкину за проявленный интерес к работе и ценные замечания, А.И. Шаркова и С.Г. Черноок за предоставленные фотографии картин травления кристалла и микрофотографию поверхности роста.

Работа поддержана грантами РФФИ № 03-02-16854, № 04-02-17078, а также грантом поддержки ведущих научных школ 1923.2003.2.

Список литературы

- [1] Ю.Ю. Логинов, П.Д. Браун, К. Дьюроуз. *Закономерности образования структурных дефектов в полупроводниках A^{II}B^{VI}* (М., Логос, 2003).
- [2] K. Durose, G.J. Russel, J. Woods. *J. Cryst. Growth*, **72**, 85 (1985).
- [3] K. Durose, G.J. Russel. *J. Cryst. Growth*, **86**, 471 (1988).
- [4] R. Triboulet, G. Didier. *J. Cryst. Growth*, **28**, 29 (1975).
- [5] Y. Yan, M.M. Al-Jassim, T. Demuth. *J. Appl. Phys.*, **90**, 3952 (2001).
- [6] Yu.V. Korostelin, V.I. Kozlovsky, P.V. Shapkin. *J. Cryst. Growth*, **214/215**, 870 (2000).
- [7] Ю.В. Клевков, В.П. Мартовицкий, С.А. Медведев. *ФТП*, **37**, 129 (2003).
- [8] В.С. Багаев, Т.И. Галкина, А.И. Шарков, А.Ю. Клоков, В.П. Мартовицкий, В.В. Зайцев, Ю.В. Клевков. *ФТТ*, **45**, 1941 (2003).
- [9] Т.И. Галкина, А.Ю. Клоков, А.И. Шарков, Ю.В. Коростелин, В.В. Зайцев. *ФТП*, **37** (5), 539 (2003).
- [10] K. Sato, Y. Seki, Y. Matsuda, O. Oda. *J. Cryst. Growth*, **197**, 413 (1999).
- [11] Г.Г. Леммлейн. *Секториальное строение кристаллов* (М., Л., Изд-во АН СССР, 1948).
- [12] *Процессы реального кристаллообразования*, под ред. Н.В. Белова (М., Наука, 1977).
- [13] A.R. Lang. *J. Cryst. Growth*, **23**, 151 (1974).
- [14] Yu.L. Orlov, N.A. Bulienkov, V.P. Martovitsky. *Phys. Chem. Minerals*, **8**, 105 (1982).
- [15] Е.И. Гиваргизов. *Рост нитевидных и пластинчатых кристаллов из пара* (М., Наука, 1977) с. 304.
- [16] А.А. Чернов, Е.И. Гиваргизов, Ч.С. Багдасаров и др. *Современная кристаллография. Т. 3. Образование кристаллов* (М., Наука, 1980).
- [17] T. Kuroda, R. Lacmann. *J. Cryst. Growth*, **56**, 189 (1982).
- [18] A. Trayanov, D. Nenow. *J. Cryst. Growth*, **74**, 375 (1986).
- [19] С.А. Строителев. *Кристаллохимический аспект технологии полупроводников* (Новосибирск, Наука, 1976).
- [20] К. Сангвал. *Травление кристаллов: теория, эксперимент, применение* (М., Мир, 1990).
- [21] Ю.Л. Орлов. *Минералогия алмаза* (М., Наука, 1973).
- [22] В.П. Мартовицкий, Ю.П. Солодова. *Минерал. журн.*, **7**, 40 (1985).
- [23] S.H. Shin, L.A. Moudy, D.T. Cheung. *Appl. Phys. Lett.*, **43**, 68 (1983).
- [24] M. Said, M.A. Kanehisa. *J. Cryst. Growth*, **101**, 488 (1990).
- [25] P.J. Dean, M.J. Kane, N. Magnea, F. de Maigret, L.S. Dang, A. Nahmani, R. Romestain, M.S. Skolnick. *J. Phys. C*, **18**, 6185 (1985).
- [26] P.J. Dean, H. Venghaus. *Phys. Rev. B*, **21** (4), 1596 (1980).
- [27] *Экситоны*, под ред. Э.И. Рашбы, М.Д. Стерджа (М., Наука, 1985).
- [28] B.A. Wilson, C.E. Bonner, R.D. Feldman, R.F. Austin, D.W. Kisker, J.J. Krajewski, P.M. Bridenbaugh. *J. Appl. Phys.*, **64** (6), 310 (1988).

Редактор Л.В. Шаронова

The morphology, twinning and photoluminescence of ZnTe crystals grown by the method of chemical synthesis of components from the vapor phase

Iu.V. Klevkov, V.P. Martovitsky, V.S. Bagaev, V.S. Krivobok

P.N. Lebedev Institute of Physics,
Russian Academy of Sciences,
119991 Moscow, Russia

Abstract The growth peculiarities, defect structure and photoluminescence of ZnTe crystals grown at 650°C on reactor walls from oversaturated vapors of initial components have been studied. An individual crystallite up to 10 mm has the longest axis [011], which is common for several twinning systems. The perfect regions of individual twins consist of (110) macrolayers their thickness being of about several tens of micrometers. A monocrystal plate with growth layers on the outer surface and thickness of 0.8 mm was extracted from the crystallite. A set of (111) twin boundaries perpendicular to the growth surface was observed. The number of twin boundaries on the outer surface is smaller as compared to the inner surface. The photoluminescence spectra indicate a high structural perfection of the crystals.