

Оптические и структурные свойства твердых растворов HgCdTe с большим содержанием CdTe

© К.Д. Мынбаев¹, Н.Л. Баженов¹, А.М. Смирнов², Н.Н. Михайлов³, В.Г. Ремесник³, М.В. Якушев³

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

² Университет ИТМО, 197101 Санкт-Петербург, Россия

³ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

E-mail: mynkad@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 3 августа 2020 г.

В окончательной редакции 10 августа 2020 г.

Принята к публикации 10 августа 2020 г.

Представлены результаты исследования оптического пропускания, фотопроводимости, фотолюминесценции и рентгеновской дифракции образцов твердых растворов HgCdTe с большим (молярная доля 0.7–0.8) содержанием CdTe, выращенных методами молекулярно-лучевой и жидкофазной эпитаксии. Показано, что исследованный материал обладал значительной степенью разупорядочения твердого раствора, которая была больше в структурах, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках из GaAs, в отличие от пленок, выращенных методом жидкофазной эпитаксии. Исследования фотолюминесценции позволили обнаружить состояния в запрещенной зоне, которые ранее считались не типичными для пленок HgCdTe, выращенных на подложках GaAs, а только для пленок, выращенных на Si. В целом подтверждено высокое качество материала с большим содержанием CdTe, выращенного методом молекулярно-лучевой эпитаксии, и используемого при создании широко востребованных в настоящее время наноструктур HgTe/HgCdTe.

Ключевые слова: HgCdTe, фотолюминесценция, дефекты, структурные свойства.

DOI: 10.21883/FTP.2020.12.50229.9497

1. Введение

Твердые растворы $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ (КРТ) остаются одним из основных материалов инфракрасной (ИК) фотоэлектроники [1]. Соединения HgTe–CdTe образуют непрерывный ряд твердых растворов с шириной запрещенной зоны E_g от -0.3 до 1.6 эВ, что делает возможным изготовление на основе КРТ фотоприемников, перекрывающих диапазон длин волн λ от 1 до 14 мкм. До недавнего времени наиболее востребованными и, соответственно, исследованными были твердые растворы $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ с химическим составом (молярной долей CdTe) $x \leq 0.4$, так как E_g таких материалов при температуре $T = 80$ К соответствует $\lambda > 3$ мкм, т.е. средневолновому и длинноволновому ИК диапазонам. Материал с большим содержанием CdTe ($x \geq 0.6$) не исследовался столь подробно, поскольку фотоприемники, работающие на соответствующих длинах волн ($\lambda \leq 1.5$ мкм), могут быть изготовлены на основе других полупроводников. Свойства „широкозонных“ составов КРТ, за редкими исключениями [2], в основном изучались на ранних этапах развития технологии этого материала [3–7].

В последнее время интерес к „широкозонным“ составам КРТ возник в связи с применением такого материала в детекторах для астрофизических исследований [8]. Кроме того, существует большой интерес к квантовым

ямам HgTe/HgCdTe, так как структуры на их основе перспективны для разработки устройств фото- и оптоэлектроники длинноволнового ИК диапазона [9] и фотоники терагерцового диапазона [10]. Барьерные и спейсерные слои в подобных структурах обычно изготавливаются из КРТ с $x \approx 0.8$ [9–11], однако качество такого материала остается не исследованным. Учитывая растущий интерес к „широкозонным“ составам КРТ, нами было проведено исследование оптических и структурных свойств материала с $x = 0.7–0.8$ ($E_g = 0.8–1.1$ эВ при 300 К).

2. Методика эксперимента

Основным объектом исследований были образцы, выращенные методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ): эпитаксиальная пленка, структуры с множественными квантовыми ямами (МКЯ, ширины ям < 10 нм) и структуры с одиночными потенциальными ямами (ПЯ, ширина ямы от 50 до 200 нм, в оптических экспериментах в подобных структурах размерное квантование не проявляется [12]). Все эти структуры были выращены на подложках (013)GaAs с буферными слоями ZnTe и CdTe [13].

Для сравнения мы также исследовали пленки, выращенные методом жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ) из растворов, обогащенных теллуром, на подложках CdTe

Параметры исследованных образцов

| Образец | Тип структуры (количество ям × ширина, нм) | Метод выращивания | x в исследуемом слое (слоях) | Число слоев × толщина, мкм |
|---------|---|-------------------|--------------------------------|----------------------------|
| 0114 | ПЯ (1 × 200) | МЛЭ | 0.68 | 2 × 1.0 |
| 2412 | Эпитаксиальная пленка | ЖФЭ | 0.69 | 10.3 |
| 0225 | МКЯ (11 × 7.1) | МЛЭ | 0.70 | 2 × 4.0 |
| 0220 | МКЯ (10 × 7.1) | МЛЭ | 0.70 | 2 × 3.8 |
| 1415 | Эпитаксиальная пленка | ЖФЭ | 0.72 | 8.0 |
| 0116 | ПЯ (1 × 100) | МЛЭ | 0.72 | 2 × 1.0 |
| 0417 | Эпитаксиальная пленка | МЛЭ | 0.74 | 6.0 |
| 0117 | ПЯ (1 × 50) | МЛЭ | 0.75 | 2 × 1.0 |
| 0111 | ПЯ (1 × 200) | МЛЭ | 0.78 | 2 × 1.0 |

и $CdZnTe$ по методике, основы которой были изложены в работе [14]. Эти пленки после выращивания отжигались при температуре $230^\circ C$ в течение 48 ч в насыщенных парах ртути. Параметры образцов приведены в таблице, где состав x и толщины слоев для образцов, выращенных МЛЭ, указаны по данным *in situ* эллипсометрии, а также измерений оптического пропускания (ОП) при температуре $T = 300 K$. Для пленок, выращенных методом ЖФЭ, состав и толщина указаны по данным измерения ОП и оптической микроскопии.

В исследованиях были использованы методы ОП, фотопроводимость (ФП) и фотолюминесценция (ФЛ). Спектры ФП регистрировали при $T = 300$ и $77 K$ с использованием фурье-спектрометра InfracLUM-801. Спектры ФЛ записывали в интервале температур $4.2-300 K$ с использованием монохроматора МДР-23 при возбуждении полупроводниковым лазером ($\lambda = 1.03 \mu m$) и регистрацией сигнала германиевым фотодиодом с использованием схемы синхронного детектирования. В процессе исследований лазер облучал эпитаксиальную сторону образца, сигнал ФЛ регистрировался со стороны подложки.

Структурные свойства образцов исследовались путем снятия дифрактограмм с помощью рентгеновской установки ДРОН-8 в щелевой конфигурации с острофокусной трубкой БСВ-29 с медным анодом и сцинтилляционным детектором NaI (Тl). Шаг сканирования составлял 0.05° , экспозиция — 1 с, без вращения. Отдельные пики снимались с шагом сканирования $0.01, 0.002$ или 0.005° и экспозицией 1 или 2 с.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведены спектры ОП образцов, выращенных методом МЛЭ. Эти спектры являются типичными для пленок, выращенных данным методом, и характеризуются резкими краями пропускания и ярко выраженными интерференционными полосами при малых волновых числах [15,16]. Положение края ОП в целом соответствовало значениям химического состава, опре-

деленным из данных эллипсометрии. Эпитаксиальную пленку 0417 выращивали с использованием калибровки скорости роста. При синтезе толстых слоев КРТ с большим содержанием $CdTe$ температурный дрейф источника теллура изменяет параметры потока теллу-

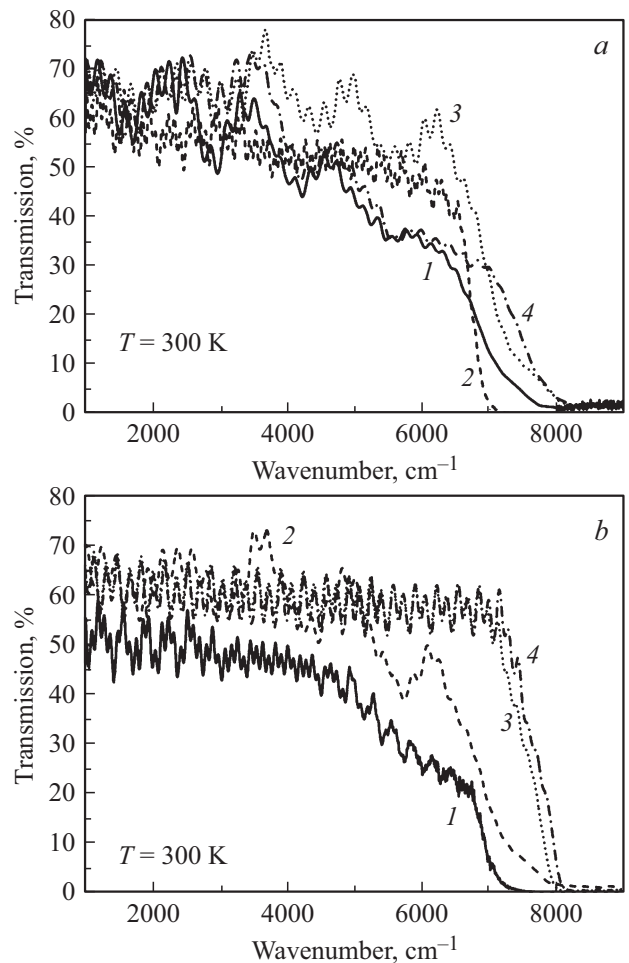


Рис. 1. Спектры оптического пропускания образцов 0114 (спектр 1), 0225 (2), 0117 (3) и 0111 (4) (a), а также образцов 0225 (1), 0116 (2) и образца 0417 до (3) и после (4) отжига (b).

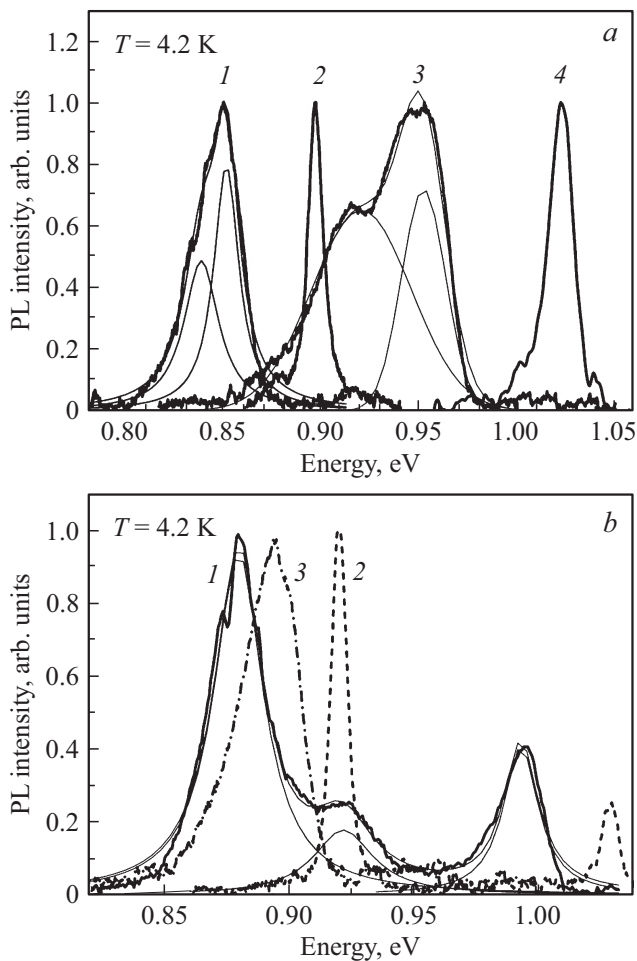


Рис. 2. Низкотемпературные нормированные спектры фотолюминесценции образцов 0225 (спектр 1), 2412 (2), 0111 (3) и 1415 (4) (а), а также аналогичные спектры образца 0417 до (спектр 1) и после (2) отжига, и спектр структуры 0220 (3) (б).

ра, что приводит к дрейфу скорости роста. В целях калибровки, перед ростом толстого „активного“ или „барьерного“ слоя с большим содержанием CdTe и постоянным значением x часто формируется небольшая ступенька состава [11]. В результате в пленке 0417, по данным эллипсометрии и ОП, присутствовало два слоя с разными значениями x . Толщина поверхностного слоя с $x = 0.74$ составляла 5 мкм, слоя с $x = 0.70$ вблизи подложки — 1 мкм. После выращивания эта пленка была подвергнута термическому отжигу при 350°C в течение 2 ч. Как видно из рис. 1 б (спектры 3 и 4), отжиг привел к тому, что край поглощения сдвинулся в сторону больших энергий, что подразумевает некоторое увеличение среднего значения x . Это типично для результата отжига КРТ, выращенного по данной технологии МЛЭ [12].

На рис. 2 приведены нормированные спектры ФЛ некоторых из исследованных образцов, записанные при $T = 4.2$ К. Как следует из рис. 2, а, спектр 1 выращенной МЛЭ структуры с МКЯ 0225 состоял из двух полос,

разделенных расстоянием в 12 мэВ. Ширина на половине высоты („полуширина“) высокоэнергетической полосы, которую можно было считать полосой „краевой“ ФЛ, составляла ~ 16 мэВ, низкоэнергетической полосы — 22 мэВ. Спектр образца с ПЯ 0111 (спектр 3) также состоял из двух полос с расстоянием между ними 32 мэВ. Полуширина полосы „краевой ФЛ“ здесь составляла ~ 25 мэВ, низкоэнергетической полосы — 45 мэВ. Спектр образца с ПЯ 0117 (не показан) также содержал две полосы с расстоянием между ними 23 мэВ и полуширинами полосы „краевой ФЛ“ 24 мэВ и низкоэнергетической полосы — 36 мэВ. Спектры пленок 2412 (спектр 2) и 1415 (спектр 4), выращенных ЖФЭ, представляли собой одиночные полосы с полуширинами соответственно 9 и 13 мэВ.

На рис. 2, б приведены нормированные спектры ФЛ пленки 0417 до (спектр 1) и после (спектр 2) отжига и спектр структуры с МКЯ 0220 (спектр 3). В исследованных структурах с МКЯ толщина барьеров между квантовыми ямами составляла 25 нм, поэтому лазерное излучение при возбуждении ФЛ поглощалось в основном не барьерами, а гораздо более широкими спейсерными слоями, и именно их параметры приведены в таблице. Спектр структуры 0220 может быть разложен на две полосы. Высокоэнергетическая полоса имеет полуширину 22 мэВ, низкоэнергетическая полоса — 45 мэВ, расстояние между ними составляет 10 мэВ. Большую полуширину спектров структур с МКЯ и ПЯ можно было частично объяснить наличием в них нескольких слоев с различным химическим составом. Однако в целом спектры структур, выращенных ЖФЭ, оказывались существенно уже спектров (высокоэнергетических полос) структур, выращенных МЛЭ, — и при 4.2 К, по данным настоящей работы, и при 85 К (эти спектры были частично представлены в работе [17]). Так, при 85 К спектры ФЛ пленок, выращенных ЖФЭ, имели полуширину ~ 18 мэВ, а спектры слоев, выращенных МЛЭ, при той же температуре имели полуширину от 40 до 45 мэВ. При 300 К спектры ФЛ образцов, выращенных МЛЭ, представляли собой одиночные полосы с полушириной от 60 до 70 мэВ.

Спектр пленки 0417 (рис. 2, б) и до и после отжига состоял из трех полос. Высокоэнергетические и низкоэнергетические полосы можно было приписать „краевой“ ФЛ двух слоев в этой структуре. Их полуширины в образце до отжига составляли соответственно 17 и 25 мэВ. После отжига полуширины обеих полос составили 7 мэВ. Максимум полосы с промежуточной энергией при изменении температуры записи спектров ФЛ следовал за максимумом высокоэнергетической полосы, и эта полоса исчезала при $T > 100$ К [17]. Таким образом, ее можно было приписать переходам на акцепторные состояния в более широкозонном слое структуры. До отжига она отстояла от линии „краевой“ ФЛ в этом слое на 70 мэВ, после отжига — на 40 мэВ. В целом отжиг привел к смещению „краевых“ полос на ~ 40 мэВ в сторону больших энергий.

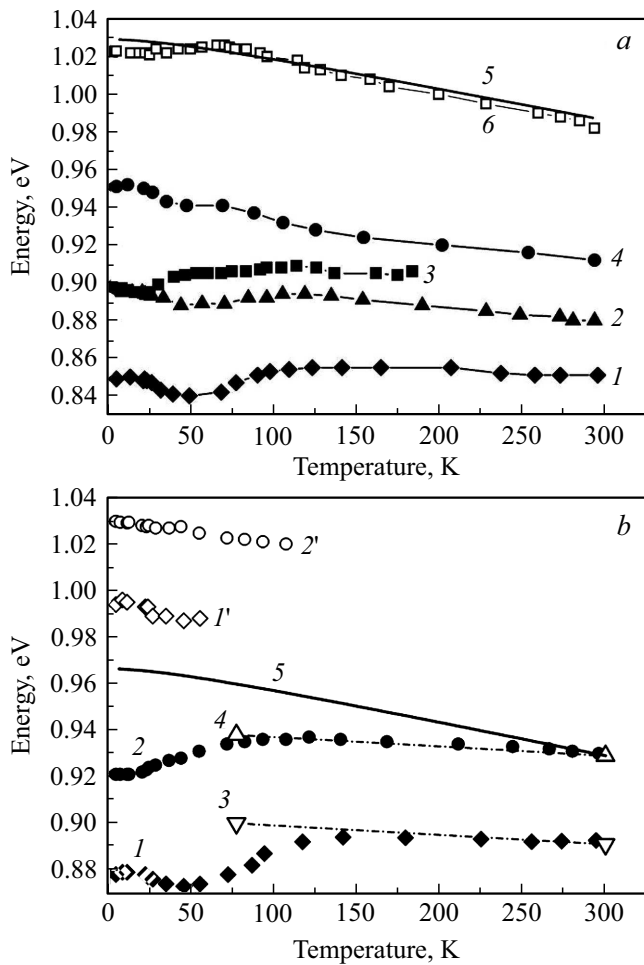


Рис. 3. Зависимость положения пика спектра (или „краевой“ полосы) фотолюминесценции от температуры для образцов 0225 (символы 1), 0111 (2), 2412 (3), 0220 (4) и 1415 (5) (a), и образцов 0417 до (1, 1') и после (2, 2') отжига (b). Сплошные линии 5 показывают расчетные кривые $E_g(T)$ для КРТ с $x = 0.71$ (a) и $x = 0.68$ (b). Данные (3) и (4) показывают температурное изменение положения 50% уровня сигнала фотопроводимости для образца 0417 до (3) и после (4) отжига.

На рис. 3 приведены температурные зависимости положений „краевых“ пиков ФЛ $E_{PL}(T)$ для образцов, низкотемпературные спектры которых представлены на рис. 2. На этом же рисунке представлены расчетные зависимости $E_g(T)$ для двух характерных составов; расчет был выполнен по эмпирической формуле из работы [18]. Как известно, в силу специфики зонной структуры КРТ в материале с $x < 0.5$ при повышении температуры величина E_g увеличивается, а в материале с $x > 0.5$ — уменьшается. Величина E_g КРТ с $x = 0.5$ от температуры не зависит и равна ~ 0.62 эВ [18]. Таким образом, для „краевых“ линий ФЛ всех изучаемых образцов в идеале должен был наблюдаться отрицательный знак „ dE_{PL}/dT “, хотя в экспериментах по ФЛ часто наблюдается положительный знак „ dE_{PL}/dT “ для материала с более высоким, чем 0.5, значением x [5,12].

Для образцов 1415 (кривая 6), 0111 (кривая 2), 0220 (кривая 4, все на рис. 3, a), 0117 (данные не показаны) и широкозонного слоя структуры 0417 (кривые 1' и 2' на рис. 3, b) действительно наблюдался отрицательный знак „ dE_{PL}/dT “ (по крайней мере при $T > 70$ К), но для других образцов ситуация оказалась более сложной. Образцы 0225 (кривая 1) и 2412 (кривая 3, обе на рис. 3, a), как и „узкозонный“ ($x = 0.70$) слой образца 0417 (кривые 1 и 2 на рис. 3, b), скорее демонстрировали отсутствие градиента „ dE_{PL}/dT “ или положительный градиент.

На рис. 3, b для „узкозонных“ слоев пленки 0417 также представлены данные 3 и 4 о положении 50% спада интенсивности сигнала ФП при 300 и 77 К. Как видно, здесь градиент „ dE_g/dT “ (если определять E_g по данным ФП) был отрицательным, хоть и не таким резким, как расчетная зависимость $E_g(T)$. В целом представленные результаты явно подтверждают предположение [3–6,12] о том, что „краевые“ линии ФЛ в твердых растворах КРТ обусловлены оптическими переходами, вызванными рекомбинацией экситонов, локализованных на флуктуациях состава. Существует ряд свидетельств о том, что в материале, выращенном МЛЭ, наряду со стохастическими флуктуациями состава присутствуют также и более масштабные флуктуации, вызванные особенностями данной технологии [3,12,19]. Представленные на рис. 3 данные предполагают, что для широкозонных составов КРТ от масштаба последних зависит не только величина градиента „ dE_{PL}/dT “, но и его знак.

Для анализа структурных свойств исследованных образцов было проведено исследование рентгеновской дифракции (РД). В качестве „эталонного“ образца была взята пластина с $x = 0.74$, вырезанная из слитка КРТ, выращенного методом твердотельной кристаллизации с подпиткой из твердой фазы. Спектр РД данного образца представлен на рис. 4, a. Для него были характерны пики РД, соответствовавшие углам 2θ 21.52°, 23.84° ((111) $Hg_{0.3}Cd_{0.7}Te$, табличное значение 23.79°), 48.76° ((222) $Hg_{0.3}Cd_{0.7}Te$, табличное значение 48.69°), 76.57° ((511) $Hg_{0.3}Cd_{0.7}Te$, табличное значение 76.39°) и 111.23° ((444) $Hg_{0.3}Cd_{0.7}Te$, табличное значение 111.07°). В целом, по данным РД, этот образец оказался поликристаллом с двумя преимущественными ориентациями блоков [111] и [511]. Отдельные блоки [111] имели кристаллическое качество, присущее монокристаллам, и малый угол разориентации друг относительно друга.

На рис. 4, b представлен спектр РД эпитаксиальной пленки 2412, выращенной ЖФЭ. Анализ данной дифрактограммы позволил выделить пики, соответствовавшие углам 2θ 21.50°, 23.82°, 48.87°, 76.43° и 111.13°. Таким образом, наборы пиков дифракции от пленки, выращенной ЖФЭ, и „монокристаллической“ пластины оказались практически идентичными. Пики, соответствовавшие углу $2\theta \approx 21.50^\circ$, возможно, были вызваны присутствием окислов на поверхности данных образцов.

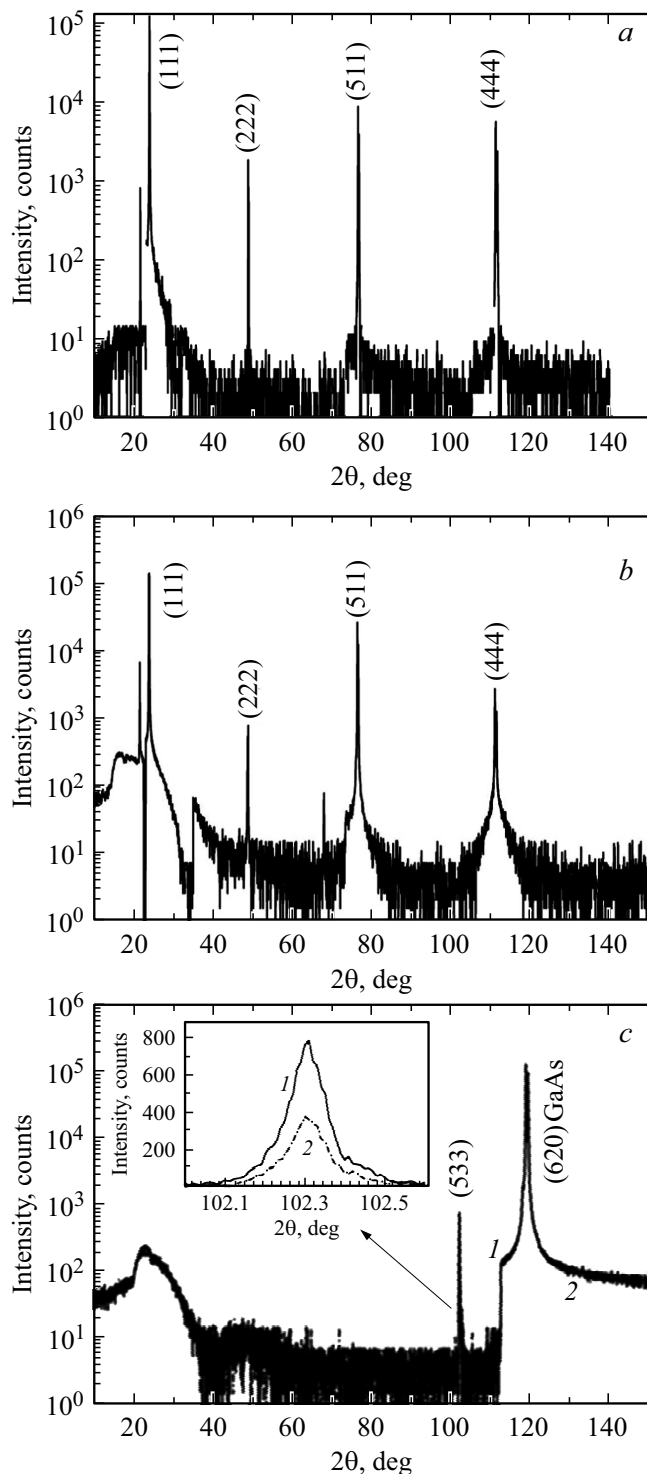


Рис. 4. Спектры рентгеновской дифракции пластины КРТ с $x = 0.74$, вырезанной из объемного кристалла (а), и образцов 2412 (b) и 0417 до (спектр 1) и после (спектр 2) отжига (с). Резкие изменения интенсивности сигнала вблизи пика при $2\theta \approx 23^\circ$ связаны с тем, что спектр в этой области записывался с использованием более узкой щели дифрактометра, чем остальные пики, из-за его большой интенсивности. На вставке показаны спектры дифракции для пика $2\theta \approx 102.3^\circ$, записанные с шагом 0.01° до (1) и после (2) отжига.

На рис. 4, с представлены спектры РД структуры 0417, выращенной МЛЭ, записанные до и после отжига. Пик $2\theta \approx 119^\circ$ соответствует подложке из GaAs. Появление широких пиков при $25\text{--}36^\circ$ на рис. 4, с, скорее всего, связано с наложением множественных пиков от слоев, составляющих гетероэпитаксиальную структуру. Пики при $2\theta = 102.3^\circ$ были основными дифракционными пиками от эпитаксиальных слоев [533] $\text{Hg}_{0.3}\text{Cd}_{0.7}\text{Te}$. Они были отсканированы с шагом 0.01° и было установлено, что после отжига их положение не изменилось (см. вставку на рис. 4, с). Осталась прежней после отжига и полуширина пика, но, как видно на вставке, как и в случае КРТ с $x = 0.38$ [16], отжиг привел к некоторому уменьшению интенсивности сигнала РД. Это может быть связано с уменьшением размеров областей когерентного рассеяния из-за того, что диффузия точечных дефектов в процессе отжига приводила к их аккумуляции на протяженных дефектах. В целом исследования РД не выявили каких-либо существенных изменений структурных свойств данного образца после отжига, что контрастировало с результатами исследований ФЛ, согласно которым отжиг приводил к существенному уменьшению полуширин полос излучения (рис. 2, b).

Совокупность данных РД, ОП, ФП и ФЛ позволила получить комплексное представление об оптических и структурных свойствах твердых растворов КРТ с большим содержанием CdTe. Структурное качество данных образцов несколько уступало качеству пластины, вырезанной из слитка, но было сопоставимо с таковым для пленки, выращенной методом ЖФЭ. Несколько „неоднозначные“ результаты исследований ФЛ, представленные на рис. 3, можно отнести к влиянию на оптические свойства изученного материала эффекта разупорядочения твердого раствора. Отметим, что в соответствии с концепцией, которая рассматривает чисто стохастическое распределение атомов по разным узлам кристаллической решетки, максимальный беспорядок должен наблюдаться при $x = 0.50$ (а в случае КРТ еще следует учесть, что химическая связь Cd–Te является гораздо более сильной, чем Hg–Te), однако данные исследований ФЛ для выращенных МЛЭ структур КРТ ранее показывали другую тенденцию — увеличение масштаба разупорядочения при увеличении x для $x > 0.5$ [3,12,19]. Это также указывало на присутствие не только стохастических, но и технологических флуктуаций состава. Считается, что именно они позволяют, путем сильной локализации экситонов, наблюдать сигнал ФЛ от относительно узкозонного полупроводника, каким является твердый раствор КРТ, при комнатной температуре ([19], см. также рис. 3, b). Сопоставляя данные, полученные в настоящей работе, с данными работы [19], мы видим, что полуширины „краевых“ линий ФЛ при 4.2 К для структур КРТ с $x \approx 0.7\text{--}0.8$ (16–25 мэВ) несколько превышают таковые для материала с $x \approx 0.3\text{--}0.4$ (10–15 мэВ), но сопоставимы и даже меньше, чем полуширины „краевых“ линий ФЛ для структур КРТ с

$x \approx 0.5-0.6$ (15–30 мЭВ). Таким образом, для исследованных в настоящей работе образцов масштаб разупорядочения оказывается вполне умеренным. Термический отжиг свел разупорядочение в структуре 0417 к масштабам, характерным уже для стохастических флуктуаций состава. Это говорит о высоком качестве исследованного материала и позволяет надеяться на дальнейший прогресс в технологии наноразмерных структур на основе КРТ, где подобный материал используется для создания барьеров и спейсеров.

Следует отметить присутствие линий, связанных с акцепторными состояниями, в образцах 0417, 0220, 0225, 0111 и 0117. Эти линии отстояли от линий „краевой“ ФЛ на 10–70 мЭВ. Наличие в спектре подобных линий ранее не было характерным для структур КРТ с $x \approx 0.3-0.4$, выращенных МЛЭ на подложках из GaAs, но оказывалось типичным для структур, выращенных на подложках из Si [12,20]. Природа этих линий приписывалась переходам на акцепторные состояния, связанные с точечными дефектами, аккумулированными на протяженных дефектах, образовавшихся вследствие большого рассогласования параметров решеток КРТ и Si [20]. С учетом данных, полученных в настоящей работе, где были использованы только подложки из GaAs, данное предположение, возможно, следует пересмотреть; при этом, однако, необходим учет существенного увеличения энергии залегания акцепторов в КРТ при увеличении значения x [2,4,6]. Данный вопрос требует дальнейшего изучения.

4. Заключение

Результаты исследования оптических и структурных свойств твердых растворов HgCdTe с большим (молярная доля 0.7–0.8) содержанием CdTe показали, что для этого материала, как и для более узкозонных составов HgCdTe, характерно явное разупорядочение твердого раствора. Оно оказалось больше в структурах, выращенных МЛЭ на подложках из GaAs, нежели в пленках, выращенных ЖФЭ. Исследования ФЛ позволили обнаружить состояния в запрещенной зоне, которые ранее считались не типичными для пленок HgCdTe, выращенных на подложках GaAs, а только для пленок, выращенных на Si. Это наблюдение предполагает, что появление этих состояний может быть связано с условиями роста, а не с характерными дефектами, образующимися вследствие рассогласования параметров кристаллической решетки подложки и эпитаксиальных слоев. В целом качество исследованных слоев, выращенных МЛЭ, оказалось высоким, что позволяет надеяться, что дальнейшая оптимизация этой технологии поможет улучшить и качество наноструктур HgTe/HgCdTe, широко востребованных в настоящее время.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A. Rogalski. *Infrared and Terahertz Detectors*, 3rd edn (Boca Raton–London–N.Y., CRC Press, Taylor & Francis Group, 2019).
- [2] G.A. Umana-Membreno, H. Kala, S. Bains, N.D. Akhavan, J. Antoszewski, C.D. Maxey, L. Faraone. *J. Electron. Mater.*, **45**, 4686 (2016).
- [3] M.M. Kraus, C.R. Becker, S. Scholl, Y.S. Wu, S. Yuan, G. Landwehr. *Semicond. Sci. Technol.*, **8**, S62 (1993).
- [4] A. Lusson, F. Fuchs, Y. Marfaing. *J. Cryst. Growth*, **101**, 673 (1990).
- [5] L. Werner, J.W. Tomm, J. Tilgner, K.H. Herrmann. *J. Cryst. Growth*, **101**, 787 (1990).
- [6] R. Legros, R. Triboulet. *J. Cryst. Growth*, **72**, 264 (1985).
- [7] B.J. Feldman, J. Bajaj, S.H. Shin. *J. Appl. Phys.*, **55**, 3873 (1984).
- [8] D. Atkinson, D. Hall, S. Jacobson, I.M. Baker. *Astron. J.*, **155**, 220 (2018).
- [9] В.В. Уточкин, В.Я. Алешкин, А.А. Дубинов, В.И. Гавриленко, Н.С. Куликов, М.А. Фадеев, В.В. Румянцев, Н.Н. Михайлов, С.А. Дворецкий, С.В. Морозов. *ФТП*, **53**, 1178 (2019).
- [10] S. Ruffenach, A. Kadykov, V.V. Romyantsev, J. Torres, D. Coquillat, D. But, S.S. Krishtopenko, C. Consejo, W. Knap et al. *APL Materials*, **5**, 035503 (2017).
- [11] В.А. Швеиц, Н.Н. Михайлов, Д.Г. Икусов, И.Н. Ужаков, С.А. Дворецкий. *Опт. и спектр.*, **127**, 318 (2019).
- [12] К.Д. Мынбаев, Н.Л. Баженов, В.И. Иванов-Омский, Н.Н. Михайлов, М.В. Якушев, А.В. Сорочкин, В.Г. Ремесник, С.А. Дворецкий, В.С. Варавин, Ю.Г. Сидоров. *ФТП*, **45**, 900 (2011).
- [13] Ю.Г. Сидоров, В.С. Варавин, С.А. Дворецкий, Н.Н. Михайлов, М.В. Якушев, И.В. Сабина. *ФТП*, **35**, 1092 (2001).
- [14] K.E. Mironov, V.K. Ogorodnikov, V.D. Rozumnyi, V.I. Ivanov-Omskii. *Phys. Status Solidi A*, **78**, 125 (1983).
- [15] F.-Y. Yue, S.-Y. Ma, J. Hong, P.-X. Yang, C.-B. Jing, Y. Chen, J.-H. Chu, *Chin. Phys. B*, **28**, 017104 (2019).
- [16] D.A. Andryushchenko, I.N. Trapeznikova, N.L. Bazhenov, M.A. Yagovkina, K.D. Mynbaev, V.G. Remesnik, V.S. Varavin. *J. Phys. Conf. Ser.*, **1400**, 066038 (2019).
- [17] D.A. Andryushchenko, N.L. Bazhenov, K.D. Mynbaev, N.N. Mikhailov, V.G. Remesnik. *J. Phys. Conf. Ser.*, **1482**, 012002 (2020).
- [18] C.R. Becker, V. Latussek, A. Pfeuer-Jeschke, G. Landwehr, L.W. Molenkamp. *Phys. Rev. B*, **62**, 10353 (2000).
- [19] А.В. Шиляев, К.Д. Мынбаев, Н.Л. Баженов, А.А. Грешнов. *ЖТФ*, **87**, 419 (2017).
- [20] К.Д. Мынбаев, С.В. Заблоцкий, А.В. Шиляев, Н.Л. Баженов, М.В. Якушев, Д.В. Марин, В.С. Варавин, С.А. Дворецкий. *ФТП*, **50**, 208 (2016).

Редактор А.Н. Смирнов

Optical and structural properties of HgCdTe solid solutions with large CdTe content

K.D. Mynbaev¹, N.L. Bazhenov¹, A.M. Smirnov², N.N. Mikhailov³, V.G. Remesnik³, M.V. Yakushev³

¹ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

² ITMO University,
197101 St. Petersburg, Russia

³ Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

Abstract This work presents the results of studying the optical transmission, photoconductivity, photoluminescence, and *X*-ray diffraction of HgCdTe solid solution samples with a high (molar fraction 0.7–0.8) CdTe content, grown by molecular beam (MBE) and liquid-phase (LPE) epitaxy. It was shown that the studied material had a significant degree of disordering of the solid solution, which was greater in structures grown by MBE on GaAs substrates than in films grown by LPE. Photoluminescence studies have revealed states in the band gap, which were previously considered not typical of HgCdTe films grown on GaAs substrates, but only of films grown on Si. On the whole, the high quality of the material with a high CdTe content, grown by MBE and used to create the currently widely demanded HgTe/HgCdTe nanostructures, was confirmed.