

Акцепторные состояния в гетероэпитаксиальных слоях CdHgTe, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией

© К.Д. Мынбаев^{*,#}, А.В. Шиляев^{*,¶}, Н.Л. Баженов^{*}, А.И. Ижнин^{§,§}, И.И. Ижнин[§],
Н.Н. Михайлов[†], В.С. Варавин[†], С.А. Дворецкий^{†,§}

^{*} Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

[#] Университет ИТМО,
197101 Санкт-Петербург, Россия

[§] Научно-исследовательский институт материалов НПП „Карат“,
79031 Львов, Украина

[§] Национальный исследовательский Томский государственный университет,
634050 Томск, Россия

[†] Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова
Сибирского отделения Российской академии наук,
623090 Новосибирск, Россия

(Получена 2 сентября 2014 г. Принята к печати 8 сентября 2014 г.)

Методом фотолюминесценции исследованы акцепторные состояния в гетероэпитаксиальных слоях CdHgTe, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией. Сопоставление спектров фотолюминесценции гетероэпитаксиальных слоев, выращенных на подложках GaAs (CdHgTe/GaAs), со спектрами гетероэпитаксиальных слоев CdHgTe/Si показало, что специфическими для гетероэпитаксиальных слоев CdHgTe/GaAs являются акцепторные центры с энергией залегания около 18 и 27 мэВ. Обсуждается возможная природа обнаруженных состояний и ее связь с условиями синтеза гетероэпитаксиальных слоев и, в частности, с вакансионным легированием, происходящим в условиях дефицита ртути при эпитаксии и постростовой обработке.

1. Введение

В последнее время эпитаксиальные слои твердых растворов CdHgTe (КРТ), одних из основных материалов инфракрасной фотоэлектроники, все чаще выращивают на гетероподложках, „альтернативных“ традиционным подложкам из Cd(Zn)Te. Высокая стоимость, недостаточная механическая прочность и ограниченный размер подложек на основе Cd(Zn)Te обусловили развитие технологий эпитаксиального роста CdHgTe на Si, Ge, GaAs, InSb и GaSb [1–5]. Технология выращивания CdHgTe на подложках GaAs (CdHgTe/GaAs) сочетает преимущества относительно низкой стоимости пластин арсенида галлия большого диаметра и разумного рассогласования параметров кристаллической решетки и коэффициентов термического расширения КРТ и GaAs. Гетероэпитаксиальные слои (ГЭС) CdHgTe/Si, как правило, характеризуются более высокой плотностью дислокаций, чем CdHgTe/GaAs, а эпитаксия КРТ на подложках из Ge, InSb и GaSb еще только развивается.

Для исследования дефектов в КРТ активно используется фотолюминесценция (ФЛ). Мы уже сообщали о результатах исследования методом ФЛ дефектно-примесной структуры ГЭС CdHgTe/Si [6,7]. Фотолюминесцентным исследованиям дефектов в ГЭС CdHgTe/GaAs в последнее время был также посвящен ряд работ [7–11]. Как было установлено, для низкотемпературных ($T = 4.2–90$ К) спектров ФЛ номинально нелегированных ГЭС CdHgTe/GaAs обычно характерна только

одна полоса излучения. Эта полоса соответствует рекомбинации экситона, локализованного флуктуациями состава твердого раствора [7,9,11]. Наблюдение сложного, многополосного, спектра ФЛ естественно для материала, легированного акцепторными примесями и содержащего как сами примесные уровни, так и энергетические состояния, появление которых вызвано генерацией при легировании „побочных“ собственных дефектов [8]. (Донорные уровни в спектрах ФЛ КРТ обычно не проявляются в силу чрезвычайно малой глубины их залегания [12]). Однако и в спектрах ФЛ номинально нелегированных акцепторами ГЭС CdHgTe/GaAs недавно наблюдались уровни, связанные с наличием акцепторных состояний [9,13]. Поскольку последние исследования показали, что неконтролируемые акцепторы могут серьезно влиять на свойства ГЭС CdHgTe/Si [14], актуальными становятся углубленные исследования природы таких состояний и в CdHgTe/GaAs. В настоящей работе мы анализируем спектры ФЛ ряда ГЭС CdHgTe/GaAs, как номинально нелегированных, так и легированных индием (донорной примесью в КРТ), выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) в различных условиях. Энергетические состояния, выявленные в спектрах ФЛ данных ГЭС, сопоставляются с таковыми в ГЭС CdHgTe/Si. По результатам исследования делается вывод, что в ГЭС CdHgTe/GaAs в условиях дефицита ртути при эпитаксии и (или) постростовой обработке могут формироваться специфические акцепторные центры с энергией залегания около 18 и 27 мэВ. Первый из этих центров связан с комплексом дефектов, кото-

[¶] E-mail: mynkad@mail.ioffe.ru

Результаты анализа спектров ФЛ исследованных образцов

№ серии ГЭС	№ ГЭС	Легирование	Состав, x	Энергия акцепторов, мэВ	
				<i>As-grown</i>	После отжига
1	1.1	—	0.30	—	14
	1.2	—	0.30	—	<i>n/a</i> *
	1.3	—	0.30	18	27
	1.4	—	0.30	14	14
2	2.1	In	0.38	27	14
	2.2	In	0.38	14	<i>n/a</i>
	2.3	In	0.38	18	<i>n/a</i>
	2.4	In	0.39	18	<i>n/a</i>
	2.5	In	0.39	27	<i>n/a</i>
3	3.1	In	0.36	18	<i>n/a</i>
	3.2	In	0.38	18	<i>n/a</i>
4	4.1	—	0.39	18	27

Примечание. * *n/a* — образец отжигу не подвергался.

рый может быть разрушен термообработкой, а второй образуется в результате разрушения этого комплекса. Обсуждается возможная природа этих центров и роль вакансий ртути в их формировании.

2. Эксперимент

ГЭС с однородным по составу x „рабочим“ слоем $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ с $0.30 < x < 0.39$ толщиной от 2 до 9 мкм были выращены на подложках (310)GaAs с буферными слоями ZnTe (толщина 30 нм) и CdTe (толщина 2–6 мкм). Подробное описание метода выращивания приведено в работе [4]. Значение x и толщина ГЭС контролировались с помощью эллипсометрических измерений *in situ*. Дополнительный контроль x проводился *ex situ* на основе измерений спектров оптического пропускания при температуре $T = 300$ К и фотопроводимости при $T = 84$ К. На поверхности ГЭС *in situ* формировался защитный слой, состоявший либо из КРТ с большим, чем в „рабочем“ слое, составом, либо из комбинации слоев CdTe и ZnTe. Специфика ростовых условий для каждой из четырех серий исследованных образцов (см. таблицу) обсуждается в разд. 4. Непосредственно после роста образцы обычно имели проводимость n -типа с концентрацией носителей при $T = 77$ К от $n_{77} = 2.0 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ (нелегированные ГЭС) до $n_{77} = 2.0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ (ГЭС, легированные индием) и подвижностью соответственно $\mu_{n77} = (2.2-1) \cdot 10^4 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$.

ФЛ изучалась в диапазоне температур $4.2 < T < 300$ К при возбуждении полупроводниковым лазером с длиной волны 1.03 или 0.81 мкм. Сигнал ФЛ регистрировался с использованием схемы синхронного детектирования охлаждаемым фотодиодом InSb или фоторезистором Ge: Au.

3. Результаты

На рис. 1 представлены нормированные спектры образцов 1.3 и 4.1, записанные для *as-grown* образцов, а также образцов, прошедших отжиг в атмосфере гелия при малом давлении паров ртути ($T = 240^\circ\text{C}$, время отжига 20 ч). Подобный отжиг используется для перевода материала из n - в p -тип проводимости путем генерации вакансий ртути V_{Hg} [15]. Спектры записаны при температуре 84 К. Нетрудно видеть, что для спектров *as-grown* образцов было характерно наличие двух полос ФЛ, A и B . Максимум высокоэнергетической (ВЭ) полосы A для структуры 1.3 соответствовал значению ширины запрещенной зоны E_g , определенному по уровню полуспада спектральной кривой фотопроводимости (на рисунке не показана) и составившему ~ 248 мэВ. Низкоэнергетическая (НЭ) полоса B отстояла от ВЭ полосы на расстояние ~ 18 мэВ и была, очевидно, связана с переходами на акцепторный уровень. Спектр ФЛ отожженного образца 1.3 также мог быть разложен на две полосы, однако расстояние между максимумами пиков здесь было другим. Слабо выраженная полоса B' отстояла от полосы, связанной с межзонным излучением A' (сдвинувшейся в результате отжига на ~ 9 мэВ в ВЭ сторону), на расстояние в ~ 27 мэВ. Аналогичный эффект — исчезновение в результате отжига НЭ полосы с энергией залегания 18 мэВ (полоса B) и появление полосы с энергией 26 мэВ (полоса B') — наблюдался и для образца 4.1, спектры ФЛ этого ГЭС также представлены на рис. 1. Заметное на рисунке уменьшение полуширины линий A , соответствующих экситонной рекомбинации, в результате отжига является обычным следствием упорядочения структуры МЛЭ КРТ при термообработке [7].

На рис. 2 представлены нормированные спектры ГЭС 1.1 и 2.2. Для ГЭС 1.1 спектры были записаны для *as-grown* образца и образца, прошедшего отжиг в

атмосфере гелия. Здесь ситуация несколько иная. Спектр *as-grown* образца 1.1 (спектр 1) содержал полосу A с максимумом, соответствовавшим значению E_g , определенному по уровню полуспада кривой фотопроводимости, а в результате отжига образца в дополнение к экситонной полосе A' в спектре появилось НЭ крыло B' с энергией залегания акцепторной полосы 14 мэВ (спектр 2). В то же время спектр *as-grown* образца 2.2 (спектр 3) уже содержал акцепторную полосу B с энергией залегания 14 мэВ. Аналогичная полоса наблюдалась нами ранее в образце 1.4 (рис. 3 в работе [13]).

На рис. 3 представлены температурные зависимости положения основных линий излучения в спектрах ФЛ

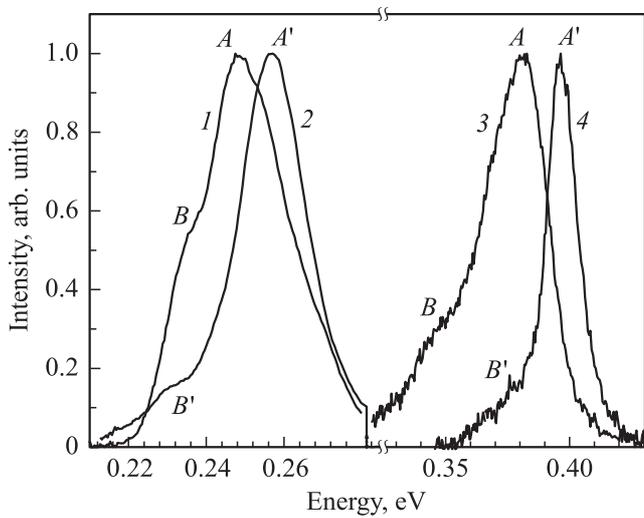


Рис. 1. Нормализованные спектры образцов 1.3 (1, 2) и 4.1 (3, 4), записанные при $T = 84$ К для *as-grown* образцов (1, 3) и образцов, прошедших отжиг в атмосфере гелия (2, 4).

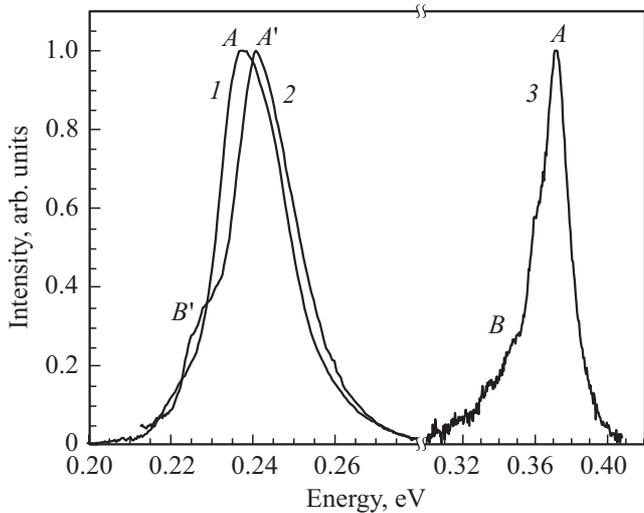


Рис. 2. Нормализованные спектры ГЭС 1.1 (1, 2) и 2.2 (3), записанные для *as-grown* образцов (1, 3) и образца, прошедшего отжиг в атмосфере гелия (2).

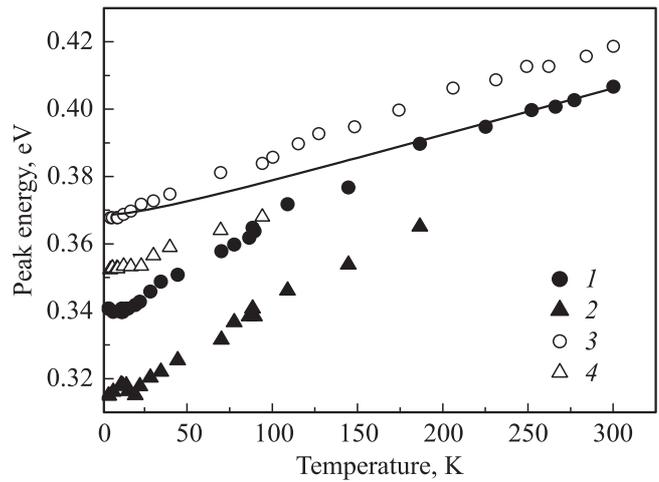


Рис. 3. Положение максимумов спектральных линий ФЛ ГЭС 2.1 в спектрах, записанных для *as-grown* образца (1, 2) и образца, прошедшего отжиг в атмосфере гелия (3, 4). Сплошная линия — расчетная зависимость $E_g(T)$ для *as-grown* ГЭС.

ГЭС 2.1 до и после отжига. Как видно, по мере увеличения температуры происходит ионизация акцепторных уровней, и при $T > 180$ К спектры ФЛ состоят из одной линии, которую можно приписать межзонным переходам. Для *as-grown* ГЭС энергия максимума спектра по мере возрастания температуры приближалась к номинальному значению ширины запрещенной зоны E_g , рассчитанной по формуле из работы [16] для состава твердого раствора, определенного после роста по данным эллипсометрии и оптического пропускания. В результате отжига происходило небольшое смещение всех полос спектра ФЛ в ВЭ сторону (см. также рис. 1 и 2), что, как и уменьшение полуширины экситонной линии, типично для исследуемых ГЭС [7].

В таблице обобщены данные по наблюдению полос ФЛ, связанных с акцепторными состояниями, в исследованных образцах. Как видно, в спектрах прослеживались три вида акцепторных уровней с энергиями соответственно 14, ~ 18 и ~ 27 мэВ. При этом связать возникновение акцепторных состояний с побочными эффектами от введения в ГЭС индия (например, с генерацией дополнительных вакансий [17]) не представляется возможным, поскольку обнаруженные линии излучения присутствуют и в нелегированных образцах.

4. Обсуждение результатов

При обсуждении полученных результатов вначале заметим, что энергия наблюдаемых в спектрах ФЛ акцепторных состояний в ГЭС CdHgTe/GaAs отличается от энергии аналогичных состояний в ГЭС CdHgTe/Si. Для последних типичны мелкие уровни с энергиями залегания акцептора 10–11 мэВ и глубокие уровни с энергией 40 или 50–55 мэВ [6,14].

Далее отметим основные особенности выращивания ГЭС КРТ методом МЛЭ. По термодинамическим условиям МЛЭ рост происходит в условиях обогащения теллуром, следовательно, *as-grown* материал должен быть вакансионно-легированным и иметь *p*-тип проводимости. Для получения послеростового материала *n*-типа проводимости выращенные ГЭС выдерживаются *in situ* в потоке ртути. Это позволяет получать материал, электрические свойства которого определяются остаточными донорами, — неконтролируемыми примесями и (или) собственными точечными дефектами типа „антиструктурный теллур“ [4]. Однако изменение условий роста путем, например, увеличения температуры подложки либо препятствования внедрению ртути после окончания процесса синтеза может приводить к увеличению концентрации V_{Hg} и изменению типа проводимости материала.

Рассмотрим возможный эффект от изменений условий роста на примере серии образцов 1 (образцы 1.1–1.4). В этой группе образцов ГЭС 1.1 выращивался по стандартной процедуре (температура подложки $T_{\text{sub}} = 185^\circ\text{C}$), а при эпитаксии ГЭС в ряду 1.2 \rightarrow 1.3 \rightarrow 1.4 величина T_{sub} постепенно увеличивалась, так что конечное увеличение составило $\sim 35^\circ\text{C}$. При этом естественно было бы ожидать увеличения концентрации V_{Hg} , акцепторные состояния которых должны были бы начать проявляться в спектрах ФЛ. Как видно из таблицы, именно так и произошло. Так, спектр ФЛ *as-grown* ГЭС 1.1 содержал одиночную полосу, что типично для ГЭС CdHgTe/GaAs, выращенных в стандартных условиях [7]. Возникновение в спектре этого образца полосы с энергией 14 мэВ после отжига можно однозначно связать с генерацией в его результате вакансий ртути. В то же время спектры *as-grown* ГЭС этой серии, выращенных при повышенной температуре подложки, уже содержали дополнительные полосы, связанные с переходами на акцепторные состояния. Наличие этих состояний подтверждалось и данными измерений электрических параметров структур. В частности, подвижность электронов μ_{n77} в упомянутом выше ряду 1.1 \rightarrow 1.4 уменьшилась в 4 раза при близких величинах $n_{77} \approx \sim 2.0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, что свидетельствовало о появлении компенсирующих акцепторов.

В свою очередь спецификой выращивания структур серии 2 следует считать режимы выращивания защитного слоя. В отличие от ранее изучавшихся ГЭС, защитное покрытие, формировавшееся в этих слоях *in situ*, включало в себя комбинацию слоев CdTe (толщина до 200 нм) и ZnTe (до 250 нм). При наличии на поверхности этих слоев эффективность постростовой выдержки ГЭС в потоке ртути для аннигиляции V_{Hg} должна быть значительно снижена. И действительно, ГЭС 2.4 и 2.5 после роста и выдержки в потоке ртути имели *p*-тип проводимости с концентрацией дырок на уровне $(6-7) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. При этом в спектрах ФЛ этих структур наблюдались акцепторные состояния. Можно отметить, что температура подложки при выращивании

защитного слоя ГЭС 2.4 была ниже, чем ГЭС 2.5, и в первом из образцов наблюдался уровень с энергией 18 мэВ, а во втором — 27 мэВ.

В ГЭС серии 3 и образце 4.1 на поверхности слоев КРТ также выращивался слой широкозонного полупроводника, — в данном случае CdTe с толщиной до 100 нм. Это тоже нашло отражение в появлении соответствующих акцепторных полос в спектрах ФЛ (см. таблицу).

Следует отметить, что уровни с близкими энергиями наблюдались в спектрах ФЛ эпитаксиальных слоев CdHgTe и другими авторами. В частности, уровни с энергиями 17–18 и 26–27 мэВ наблюдались в МЛЭ ГЭС CdHgTe/GaAs, легированных мышьяком, и приписывались не акцепторным, а донорным состояниям As_{Hg} и Te_{Hg} соответственно [8]. Акцепторный уровень с энергией залегания 27 мэВ в образцах МЛЭ CdHgTe/CdZnTe авторами работы [18] приписывался второму уровню V_{Hg} , — в предположении, что эта вакансия является двухзарядной, и первый уровень имеет энергию залегания около 10 мэВ. В то же время в более ранних работах (см., например, [19,20]) в отожженных в *p*-тип образцах авторы [18] наблюдали лишь один уровень V_{Hg} , имевший глубину залегания около 14 мэВ, как и в наших экспериментах.

Поскольку, как отмечалось выше, нет прямых экспериментальных свидетельств о существовании в CdHgTe сколь-либо глубоких доноров, предположение о проявлении в спектрах ФЛ состояний As_{Hg} и Te_{Hg} привлечь для объяснения полученных результатов не представляется возможным. (Отметим к тому же, что последние исследования показывают, что состояние As_{Hg} формируется только при определенных режимах МЛЭ, а не является доминирующим дефектом в *as-grown* CdHgTe:As *a priori*, как считалось ранее [21,22]). То же касается и предположения о проявлении в спектрах ФЛ состояний двухзарядной вакансии ртути: во всех наших экспериментах по изучению ФЛ ГЭС CdHgTe/GaAs, CdHgTe/Si и пленок CdHgTe/CdZnTe, выращенных жидкофазной эпитаксией [7,9,11,23], после стандартного отжига с целью генерации V_{Hg} мы наблюдали появление лишь одного уровня с энергией около 14 мэВ.

Согласно данным, представленным в таблице, уровень с энергией 18 мэВ присутствовал в спектрах ряда исходных образцов, но не наблюдался после отжига: в спектрах отожженных образцов регистрировался уровень с энергией 27 мэВ. Такая динамика поведения акцепторных состояний при отжиге позволяет предположить, что за уровень с энергией залегания 18 мэВ, на самом деле, отвечает не точечный дефект, а комплекс дефектов, а за уровень ~ 27 мэВ — точечный дефект (собственный или примесный), высвобождающийся после разрушения этого комплекса. Учитывая описанную выше специфику выращивания образцов, вовлеченных в настоящее исследование, можно допустить, что в них создавались специфические условия роста с образованием акцепторных комплексов с участием V_{Hg} и собственных дефектов или остаточных акцепторных примесей. Изменение условий

роста приводило к тому, что в ГЭС формировались либо одиночные V_{Hg} (энергия залегания акцептора 14 мэВ), либо комплексы с их участием (18 мэВ). При отжиге комплекс с энергией активации 18 мэВ разрушался, и проявлялся точечный дефект с энергией 27 мэВ. При этом к эффекту, сходному с эффектом постростового отжига, могло приводить и просто повышение температуры подложки, как это было в случае ГЭС 2.4 и 2.5, где в первом из образцов наблюдался уровень с энергией 18 мэВ, а во втором — 27 мэВ. Тот факт, что подобный уровень исчезает после низкоэнергетической ионной обработки [13], в результате которой, как известно, примеси-акцепторы I и V групп Периодической системы образуют донорные комплексы с вводимыми при обработке атомами межузельной ртути, указывает, что такой акцептор мог быть связан с примесью, — например, близкую энергию залегания (около 30 мэВ), по данным ФЛ, имеет в КРТ сурьма [24]. Точную природу акцепторного состояния с энергией ~ 27 мэВ, проявляющегося в спектрах ФЛ после разрушения комплекса в результате отжига и исходно формирующего этот комплекс, еще предстоит определить. Естественно, что обращает на себя внимание отсутствие в спектрах отожженных образцов, в которых наблюдался этот уровень (за исключением описанного далее случая ГЭС 2.1), „обычного“ уровня V_{Hg} с энергией 14 мэВ. Тем не менее уровень 27 мэВ трудно связать со вторым уровнем V_{Hg} , поскольку, согласно модели работы [18], проявление того или иного энергетического состояния вакансии зависит от состава твердого раствора, с „пороговым“ значением $x = 0.33$, а мы наблюдали этот уровень для образцов с составами от 0.30 до 0.39. Что касается химического состава подложки, то в свете рассматриваемых проблем основным отличием технологии CdHgTe/GaAs от CdHgTe/Si следует считать влияние на свойства выращиваемых слоев галлия [9] (донор) и, возможно, большим влиянием мышьяка (акцептор), однако напрямую связать образование наблюдаемых акцепторных состояний с влиянием этих примесей сложно. Представляется, что формирование выявленных акцепторных состояний определяется не химическим составом подложки, а спецификой режимов МЛЭ, использующихся для выращивания ГЭС CdHgTe на GaAs и Si. Об этом косвенно свидетельствуют и результаты исследования ФЛ образца 2.1: для этого в ГЭС, как следует из таблицы и рис. 3, в спектрах ФЛ *as-grown* образца, в противоположность другим, наблюдалась акцепторная полоса с энергией залегания уровня 27 мэВ, а после отжига — около 14 мэВ. Особенностью данной структуры было то, что поверх рабочего слоя был выращен слой CdHgTe с составом у поверхности $x = 0.47$, а не CdTe или CdTe/ZnTe, как в других структурах.

5. Заключение

В работе проанализированы спектры ФЛ ряда ГЭС CdHgTe/GaAs, выращенных МЛЭ, как номинально неле-

гированных, так и легированных в процессе роста индием. Сопоставление энергетических состояний, выявленных в спектрах ФЛ данных ГЭС, с таковыми в ГЭС CdHgTe/Si показало, что в ГЭС CdHgTe/GaAs при определенных условиях роста и постростовой обработки, связанных с дефицитом ртути, могут формироваться акцепторные центры с энергией залегания около 18 и 27 мэВ. Первый из этих центров связан с комплексом дефектов, который может быть разрушен термообработкой, а второй — с точечным дефектом, формирующим данный комплекс. Ключевую роль в образовании комплексов играет вакансия ртути. Формирование выявленных акцепторных состояний определяется при этом не химическим составом подложки, а спецификой режимов МЛЭ, использующихся для выращивания ГЭС.

Список литературы

- [1] J.D. Benson, L.O. Bubulac, P.J. Smith, R.N. Jacobs, J.K. Markunas, M. Jaime-Vasquez, L.A. Almeida, A. Stoltz, J.M. Arias, G. Brill, Y. Chen, P.S. Wijewarnasuriya, S. Farrell, U. Lee. *J. Electron. Mater.*, **41**, 2971 (2012).
- [2] T.J. de Lyon, R.D. Rajavel, B.Z. Nosh, S. Terterian, M.L. Belicciu, P.R. Patterson, D.T. Chang, M.F. Boag-O'Brien, B.T. Holden, R.N. Jacobs, J.D. Benson. *J. Electron. Mater.*, **39**, 1058 (2010).
- [3] W. Lei, R.J. Gu, J. Antoszewski, J. Dell, L. Faraone. *J. Electron. Mater.*, **43**, 2788 (2014).
- [4] Ю.Г. Сидоров, В.С. Варавин, С.А. Дворецкий, Н.Н. Михайлов, М.В. Якушев, И.В. Сабина. *ФТП*, **35**, 1092 (2001).
- [5] M.F. Vilela, D.D. Lofgreen, E.P.G. Smith, M.D. Newton, G.M. Venzor, J.M. Peterson, J.J. Franklin, M. Reddy, Y. Thai, E.A. Patten, S.M. Johnson, M.Z. Tidrow. *J. Electron. Mater.*, **37**, 1645 (2008).
- [6] И.И. Ижнин, К.Д. Мынбаев, М.В. Якушев, А.И. Ижнин, Е.И. Фищич, Н.Л. Баженов, А.В. Шилияев, Г.В. Савицкий, Р. Jakiela, А.В. Сорочкин, В.С. Варавин, С.А. Дворецкий. *ФТП*, **46**, 1363 (2012).
- [7] 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).
- [8] X. Zhang, J. Shao, L. Chen, X. Lü, S. Guo, L. He, J. Chu. *J. Appl. Phys.*, **110**, 043 503 (2011).
- [9] И.И. Ижнин, А.И. Ижнин, Н.В. Савытский, О.И. Фитсич, Н.Н. Михайлов, В.С. Варавин, С.А. Дворецкий, Ю.Г. Сидоров, К.Д. Мынбаев. *Opto-Electronics Rev.*, **20**, 375 (2012).
- [10] И.И. Ижнин, А.И. Ижнин, Е.И. Фищич, J. Piotrowski, К.Д. Мынбаев. *Изв. вузов. Физика*, **9/2**, 89 (2013).
- [11] А.И. Ижнин, А.И. Ижнин, К.Д. Мынбаев, Н.Л. Вазенов, А.В. Шилияев, Н.Н. Михайлов, В.С. Варавин, С.А. Дворецкий, О.И. Фитсич, А.В. Воitsekhovskiy. *Opto-Electronics Rev.*, **21**, 390 (2013).
- [12] A. Rogalski. *Rep. Progr. Phys.*, **68**, 2267 (2005).
- [13] И.И. Ижнин, А.И. Ижнин, К.Д. Мынбаев, Н.Л. Баженов, Е.И. Фищич, М.В. Якушев, Н.Н. Михайлов, В.С. Варавин, С.А. Дворецкий. *ФТП*, **48**, 207 (2014).
- [14] К.Д. Мынбаев, Н.Л. Баженов, М.В. Якушев, Д.В. Марин, В.С. Варавин, Ю.Г. Сидоров, С.А. Дворецкий. *Письма ЖТФ*, **40** (16), 65 (2014).

- [15] П.А. Бахтин, С.А. Дворецкий, В.С. Варавин, А.П. Коробкин, Н.Н. Михайлов, И.В. Сабина, Ю.Г. Сидоров. *ФТП*, **38**, 1207 (2004).
- [16] J.P. Laurenti, J. Camassel, A. Bouhemadou, B. Toulouse, R. Legros, A. Lusson. *J. Appl. Phys.*, **67**, 6454 (1990).
- [17] В.И. Иванов-Омский, К.Е. Миронов, К.Д. Мынбаев, В.В. Богобоящий. *ФТП*, **25**, 1423 (1991).
- [18] F. Gemain, I. C. Robin, G. Feuillet. *J. Appl. Phys.*, **114**, 213 706 (2013).
- [19] I.C. Robin, M. Taupin, R. Derone, P. Ballet, A. Lusson. *J. Electron. Mater.*, **39**, 868 (2010).
- [20] I.C. Robin, M. Taupin, R. Derone, A. Sollignac, P. Ballet, A. Lusson. *Appl. Phys. Lett.*, **95**, 202 104 (2009).
- [21] F. Gemain, I.C. Robin, S. Brochen, P. Ballet, O. Gravrand, G. Feuillet. *Appl. Phys. Lett.*, **102**, 142 104 (2013).
- [22] I.I. Izhnin, S.A. Dvoretzky, K.D. Mynbaev, O.E. Fitsych, N.N. Mikhailov, V.S. Varavin, M. Pociask-Bialy, A.V. Voitsekhevskii, E. Sheregii. *J. Appl. Phys.*, **115**, 163 501 (2014).
- [23] А.И. Ижнин, И.И. Ижнин, К.Д. Мынбаев, В.И. Иванов-Омский, Н.Л. Баженов, В.А. Смирнов, В.С. Варавин, Н.Н. Михайлов, Г.Ю. Сидоров. *Письма ЖТФ*, **35** (3), 103 (2009).
- [24] Y. Chang, J.H. Chu, W.G. Tang, W.Z. Shen, D.Y. Tang. *Infr. Phys. Technol.*, **37**, 747 (1996).

Редактор Т.А. Полянская

Acceptor states in heteroepitaxial CdHgTe films grown by molecular-beam epitaxy

K.D. Mynbaev^{*,#}, *A.V. Shilyaev*^{*}, *N.L. Bazhenov*^{*},
A.I. Izhnin^{§,§}, *I.I. Izhnin*[§], *N.N. Mikhailov*[†],
V.S. Varavin[†], *S.A. Dvoretzky*^{†,§}

* Ioffe Physicotechnical Institute
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

ITMO University,
197101 St. Petersburg, Russia

§ R&D Institute for Materials SRC „Carat“,
79031 Lviv, Ukraine

§ National Research Tomsk State University,
634050 Tomsk, Russia

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

Abstract Photoluminescence (PL) was used for studying acceptor states in CdHgTe heteroepitaxial films (HEFs) grown by molecular-beam epitaxy. Comparison of PL spectra of HEFs grown on GaAs substrates (CdHgTe/GaAs) with these of HEFs CdHgTe/Si showed that typical of CdHgTe/GaAs are acceptor states with the energy of 18 and 27 meV. Discussed is the possible nature of the acceptor states and its relation to HEF growth conditions, in particular, to vacancy doping occurring under deficiency of mercury during the epitaxy and post-growth treatment.