

06;07

## Фотолюминесценция эпитаксиальных слоев CdHgTe, выращенных на подложках Si

© К.Д. Мынбаев, Н.Л. Баженов, В.И. Иванов-Омский,  
В.А. Смирнов, М.В. Якушев, А.В. Сорочкин, В.С. Варавин,  
Н.Н. Михайлов, Г.Ю. Сидоров, С.А. Дворецкий, Ю.Г. Сидоров

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург  
Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,  
Новосибирск  
E-mail: mynkad@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 29 июня 2010 г.

Исследована фотолюминесценция слоев твердых растворов CdHgTe, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией на подложках из Si. Показано, что разупорядочение твердого раствора в данных слоях не превышает разупорядочения в слоях, выращенных этим же методом на подложках из GaAs. В спектрах люминесценции слоев CdHgTe на подложках из Si наблюдались линии, свойственные структурно-совершенному материалу, в частности, полосы донорно-акцепторной рекомбинации и рекомбинации экситона, связанного на примеси.

Твердые растворы CdHgTe являются одним из основных материалов инфракрасной фотоэлектроники. В настоящее время активно развивается технология выращивания эпитаксиальных слоев (ЭС) CdHgTe на подложках из Ge, Si и GaAs. Наибольший интерес вызывает технология „CdHgTe/Si“, в которой используются подложки низкой стоимости и большого диаметра; она обеспечивает практически идеальное сопряжение фоточувствительных структур с кремниевыми системами считывания сигналов при гибридной сборке [1]. Однако, вследствие большого рассогласования параметров кристаллической решетки ЭС и подложки, структуры CdHgTe/Si содержат морфологические и структурные дефекты: дислокации, дефекты упаковки и антифазные домены. Эти дефекты снижают время жизни и подвижность носителей в ЭС и приводят к избыточным темновым токам в фотодиодах [2]. Плотность дефектов в ЭС CdHgTe/Si обычно выше, чем в слоях, выращенных на

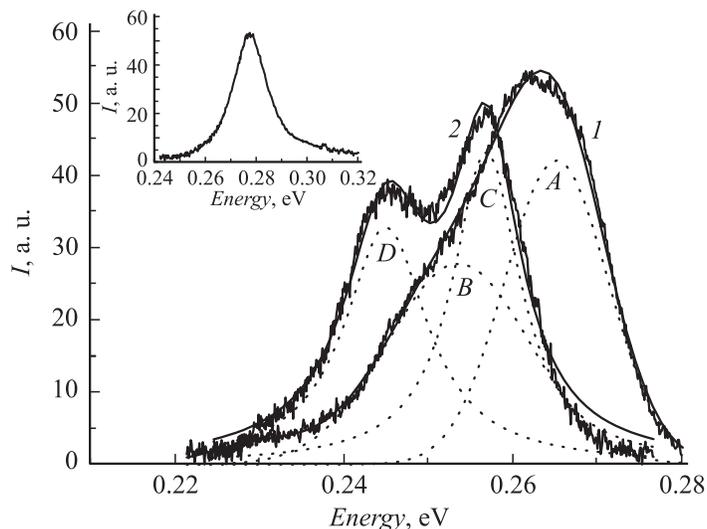
**Таблица 1.** Параметры ЭС CdHgTe/Si и CdHgTe/GaAs после роста и отжига

Образец	$h$ , $\mu\text{m}$	Обработка	Тип проводимости	$x$	Концентрация носителей заряда (77 К), $10^{14} \text{ cm}^{-3}$	Подвижность носителей, $\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$
S1	5.2	После роста	$n$	$0.329 \pm 0.002$	3.78	2390
		Отжиг в He	$p$		109	304
		Отжиг в Hg	$n$		2.25	3080
S2	5.1	После роста	$n$	$0.325 \pm 0.002$	2.59	3810
		Отжиг в He	$p$		114	274
		Отжиг в Hg	$n$		4.24	4250
G1	2.2	После роста	$n$	$0.340 \pm 0.002$	0.77	5900
		Отжиг в He	$p$		162	237
		Отжиг в Hg	$n$		1.36	5180

подложках из GaAs и Cd(Zn)Te [1,3,4], и характеристика CdHgTe/Si в основном сводится к рентгеноструктурному анализу и определению однородности состава и плотности дислокаций [1,2].

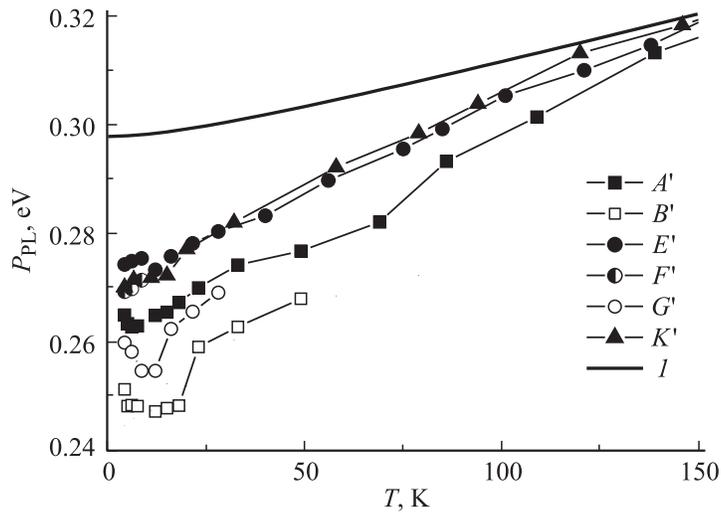
В настоящей работе впервые сообщается о результатах характеристики ЭС CdHgTe/Si методом фотолюминесценции (ФЛ). ФЛ чувствительна к структурному совершенству и химической чистоте материала, и с развитием технологии CdHgTe все чаще применяется для диагностики этих твердых растворов [5–8]. В данной работе исследовалась ФЛ ЭС, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией (МЛЭ) с буферными слоями ZnTe и CdTe [4]. Структуры имели состав „активного“ слоя  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ , по данным оптического пропускания,  $x \sim 0.33$ . Этот слой защищен тонкими (до  $1 \mu\text{m}$ ) варизонными слоями с составом на поверхности до  $x = 0.45$ . После роста часть структур отжигалась в атмосфере He или в парах Hg. Параметры образцов, включая образец G1, выращенный на подложке из GaAs и исследованный для сравнения, приведены в табл. 1, где  $h$  — толщина „активного“ слоя структур.

Изменения ФЛ проводились в диапазоне температур от 4.2 до 300 К при импульсном возбуждении полупроводниковым лазером InGaAs/GaAs (длина волны излучения  $1.06 \mu\text{m}$  при температуре  $T = 300 \text{ K}$ ). Сигнал возбуждался со стороны ЭС и регистрировался со стороны подложки охлаждаемым фотодиодом из InSb.



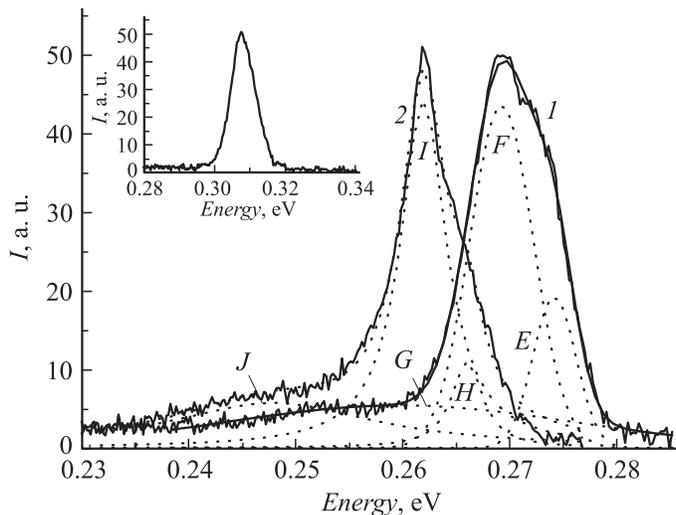
**Рис. 1.** Спектры ФЛ неотожженных образцов S1 (1) и S2 (2), их подгонка (сплошные черные кривые) и разложение по гауссовым контурам (кривые A и B для S1, C и D для S2). На вставке — спектр ФЛ неотожженного образца G1.

На рис. 1 представлены спектры ФЛ образцов CdHgTe/Si, записанные при  $T = 4.2$  К непосредственно после роста слоев. Эти спектры отличаются от спектра ЭС CdHgTe/GaAs близкого состава. Спектры неотожженных образцов CdHgTe/GaAs обычно состоят из одной полосы „краевой“ ФЛ, уширенной до 15–18 meV вследствие наличия масштабных хвостов плотности состояний, обусловленных статистическими и технологическими флуктуациями состава [9]. В отличие от них, в спектрах ЭС CdHgTe/Si присутствовали два явно различимых пика ФЛ; интегральная интенсивность ФЛ здесь была несколько меньше, чем у образцов CdHgTe/GaAs близких составов. Энергетическое расстояние между пиками для обоих образцов равнялось  $\sim 12$  meV. Полуширина (FWHM) высокоэнергетических пиков A и C составляла  $\sim 11$  meV. Регистрация спектров ФЛ при различном времени, прошедшем с момента выключения возбуждения, показала, что пики A и C являлись более короткоживущими (время жизни  $\sim 0.5 \mu\text{s}$ ) по сравнению с низкоэнергетическими пиками B и D ( $\sim 1.9 \mu\text{s}$ ). Кроме того, с увеличением



**Рис. 2.** Температурные зависимости положения пиков ФЛ образца S1 непосредственно после роста (кривые  $A'$  и  $B'$  соответствуют пикам  $A$  и  $B$  на рис. 1) и после отжига в парах Hg (кривые  $E'$ ,  $F'$  и  $G'$  соответствуют пикам  $E$ ,  $F$  и  $G$  на рис. 3), а также высокоэнергетического пика образца S2, отожженного в атмосфере He (кривая  $K'$ ). Кривая ( $I$ ) — расчетная температурная зависимость  $E_g$  для CdHgTe с составом  $x = 0.33$  по формуле из работы [10].

времени, прошедшего с момента выключения возбуждения, наблюдался длинноволновый сдвиг пиков  $B$  и  $D$ . Пики  $A$  и  $C$  регистрировались в диапазоне температур 4.2–300 К, причем температурный ход энергетического положения их максимума  $E_0$  был типичным для „краевой“ ФЛ образцов CdHgTe, выращенных МЛЭ (рис. 2). При  $T < 150$  К наблюдалось отклонение  $E_0$  от значения ширины запрещенной зоны  $E_g$ , определенной по данным оптического пропускания при 300 К, и при  $T < 25$  К, — немонотонная зависимость  $E_0(T)$ . При  $T > 150$  К температурный ход  $E_0$  совпадал с ходом  $E_g$ . Такое поведение  $E_0(T)$  величины FWHM этих полос, а также наблюдавшееся нами смещение их максимума в сторону высоких энергий с увеличением уровня возбуждения позволило приписать их рекомбинации экситонов, локализованных флуктуациями состава твердого раствора [9,11]. Полосы  $B$  и  $D$  исчезали при  $T > 50$  К, и, судя по их кинетике, были обусловлены донорно-акцепторной рекомбинацией [12].



**Рис. 3.** Спектры ФЛ образцов S1 (1) и S2 (2), отожженных в парах Hg, их подгонка (сплошные черные кривые) и разложение по гауссовым контурам (кривые E, F и G для S1, H, I и J для S2). На вставке — спектр ФЛ отожженного в парах Hg образца G1. Для отожженных в парах Hg образцов на подложке из Si и GaAs интегральная интенсивность ФЛ была сопоставимой.

На рис. 3 представлены записанные при  $T = 4.2\text{ K}$  спектры ФЛ образцов CdHgTe/Si, отожженных в парах Hg ( $230^\circ\text{C}$ , 15 часов). Как видно, эти спектры отличаются от спектра отожженного образца G1. Спектры отожженных в парах Hg ЭС CdHgTe/GaAs при 4.2 K обычно состоят из одной узкой ( $\text{FWHM} \approx 7\text{--}9\text{ meV}$ ) полосы, сдвинутой относительно полосы ФЛ неотожженных образцов в сторону больших энергий. Сужение и сдвиг полосы являются следствием упорядочения структуры материала в результате отжига [8,9]. Спектры отожженных ЭС CdHgTe/Se содержали три достаточно хорошо различимых пика ФЛ. Более детальные измерения, проведенные с минимальным раскрытием щелей монохроматора, показали, что при  $T = 4.2\text{ K}$  два узких высокоэнергетических пика, например, E и F, имевшие  $\text{FWHM}$  4 и 6 meV соответственно, отстояли друг от друга на расстояние около 4 meV. При повышении температуры до 10 K эти пики сливались в одну полосу. Эта полоса (обозначенная на рис. 2 при  $T > 10\text{ K}$  как E) прослеживалась

**Таблица 2.** Результаты фотолуминесцентной характеристики структур

Образцы	$\delta$ , meV			FWHM, meV		
	после роста	отжиг в парах Hg	отжиг в атмосфере He	после роста	отжиг в парах Hg	отжиг в атмосфере He
CdHgTe/GaAs	35–50	19–30	19–30	16–18	7–9	9–11
CdHgTe/Si	27	25–26	31–32	10–12	3.7–4.0	15–20

до  $T = 300$  К, и ее поведение было сходным с поведением полос  $A$  и  $C$  в неотожженных образцах. Это позволяет предположить, что полоса  $E$  также обусловлена рекомбинацией экситонов, локализованных флуктуациями состава. В этом случае пики  $F$  и  $I$  можно интерпретировать как рекомбинацию экситона, связанного на мелкой примеси, — вероятнее всего, на нейтральном акцепторе [11,12]. Более широкие (FWHM = 25 meV при  $T = 4.2$  К) полосы  $G$  и  $J$  отстояли от полос  $E$  и  $H$  на 10–16 meV и исчезали при  $T > 30$  К (см. рис. 2), что позволяет связать их с акцепторными центрами, ионизирующимися при повышении температуры.

Спектры ЭС CdHgTe/Si, отожженных в атмосфере He (245°С, 4 часа), при 4.2 К состояли из высокоэнергетической полосы с FWHM = 17 meV и широкого низкоэнергетического крыла. Высокоэнергетические полосы прослеживались в спектрах до  $T = 300$  К с поведением, аналогичным поведению высокоэнергетических полос в других образцах (кривая  $K$  на рис. 2). Низкоэнергетическое крыло регистрировалось в спектрах до  $T \sim 100$  К. Подобное крыло при  $T < 100$  К наблюдается и в спектрах отожженных в атмосфере He ЭС CdHgTe/GaAs [8]; в ряде образцов в нем выделяется полоса, отстоящая от „краевого“ пика ФЛ на  $\sim 16$ –18 meV. Возникновение этой полосы связывается с генерацией при отжиге в атмосфере He акцепторов — вакансий ртути [8], ответственных за оптические переходы с энергией, меньшей энергии межзонной ФЛ на 14–18 meV [5–8]. С учетом наблюдавшегося при отжиге в атмосфере He перехода образцов S1 и S2 из  $n$ - в  $p$ -тип проводимости (см. табл. 1), такая полоса должна присутствовать в длинноволновом крыле спектра ФЛ и этих ЭС. Размытие этого крыла свидетельствует о том, что кроме вакансий ртути, в подобных структурах имеются и другие акцепторы [8], о чем говорит и появление полос  $J$  и  $H$  в спектрах ФЛ ЭС, отожженных в парах Hg.

Результаты фотолуминесцентной характеристики ЭС с учетом ранее проведенных измерений на структурах CdHgTe/GaAs с  $x \sim 0.3-0.4$  [9] обобщены в табл. 2. Значения FWHM „краевых“ пиков и величина  $\delta = E_g - E_0$  при 4.2К позволяют утверждать, что, по данным ФЛ, разупорядочение твердого раствора для ЭС с  $x \sim 0.3$ , выращенных на подложках из Si, оказывается даже несколько меньше, чем для слоев, выращенных на подложках из GaAs. Об этом же говорит незначительное смещение пика ФЛ ЭС CdHgTe/Si и слабое изменение величины  $\delta$  после отжига, причем для этих ЭС, в отличие от CdHgTe/GaAs, смещение пика оказывается практически одинаковым для образцов, отожженных в парах Hg и атмосфере He. Изменение „среднего“ состава в результате отжигов, определенное по ходу  $E_0$  в области температур, близких к комнатной [13], для ЭС CdHgTe/Si составило около 0.004, в то время как для ЭС CdHgTe/GaAs оно обычно составляет от 0.005 до 0.008. Измеренные величины FWHM „краевой“ ФЛ при 4.2К для ЭС CdHgTe/Si непосредственно после роста оказываются меньше значений, приводимых в литературе для МЛЭ CdHgTe/GaAs [5] и CdHgTe/CdZnTe [14]. Небольшое увеличение FWHM и  $\delta$  после отжига в атмосфере He для структур CdHgTe/Si объясняется, по-видимому, не вполне оптимальным временем отжига; известно, что оно имеет большое значение для стабилизации структуры МЛЭ CdHgTe [7]. Можно сделать вывод, что наблюдаемое по данным ФЛ разупорядочение в слоях CdHgTe, выращенных МЛЭ, обусловлено не влиянием гетероподложки, а неравновесным характером МЛЭ-процесса.

Таким образом, фотолуминесцентная характеристика слоев CdHgTe, выращенных МЛЭ на подложках из Si, показывает, что с точки зрения разупорядочения твердого раствора и концентрации дефектов, ответственных за безызлучательную рекомбинацию, данные слои не уступают слоям, выращенным на подложках GaAs и CdZnTe. В спектрах ФЛ слоев CdHgTe/Si наблюдаются полосы донорно-акцепторной рекомбинации и экситона, связанного на примеси, свойственные структурно-совершенному и химически чистому материалу. Эти особенности, скорее всего, являются следствием взаимодействия ЭС с материалом подложки, вследствие чего возникают акцепторные центры.

Работа выполнена при частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 09-02-99027-р\_офи).

## Список литературы

- [1] He L., Fu X., Wei Q., Wang W., Chen L., Wu Y., Hu X., Yang J., Zhang Q., Ding R., Chen X., Lu W. // *J. Electr. Mater.* 2008. V. 37. P. 1189–1199.
- [2] Farrell S., Brill G., Chen Y., Wijewarnasuriya P.S., Rao M.V., Dhar N., Harris K. // *J. Electr. Mater.* 2010. V. 39. P. 43–48.
- [3] Sabinina I.V., Gutakovskiy A.K., Sidorov Yu.G., Latyshev A.V. // *Cryst. Growth*. 2005. V. 274. P. 339–346.
- [4] Сидоров Ю.Г., Варавин В.С., Дворецкий С.А., Михайлов Н.Н., Якушев М.В., Сабина И.В. // *ФТП*. 2001. Т. 35. С. 1092–1101.
- [5] Yue F., Wu J. // *Appl. Phys. Lett.* 2008. V. 93. P. 131909.
- [6] Robin I.C., Taupin M., Derone R., Solignac A., Ballet P., Luson A. // *Appl. Phys. Lett.* 2009. V. 95. P. 202104.
- [7] Shao J., Chen L., Lu W., Lü X., Zhu L., Guo S., He L., Chu J. // *Appl. Phys. Lett.* 2010. V. 96. P. 121915.
- [8] Ижнин А.И., Ижнин И.И., Мынбаев К.Д., Иванов-Омский В.И., Баженов Н.Л., Смирнов В.А., Варавин В.С., Михайлов Н.Н., Сидоров Г.Ю. // *Письма в ЖТФ*. 2009. Т. 35. В. 3. С. 103–110.
- [9] Иванов-Омский В.И., Bazhenov N.L., Мынбаев К.Д., Smirnov V.A., Varavin V.S., Mikhailov N.N., Sidorov G.Yu. // *Physica B*. 2009. V. 404. P. 5035–5037.
- [10] Laurenti J.P., Camassel J., Bouhemadou A., Toulouse B., Legros R., Lussoon A. // *J. Appl. Phys.* 1990. V. 67. P. 6454–6460.
- [11] Lussoon A., Fuchs F., Marfaing Y. // *J. Cryst. Growth*. 1990. V. 101. P. 673–677.
- [12] Гельмонт Б.Л., Иванов-Омский В.И., Мальцева В.А., Смирнов В.А. // *ФТП*. 1981. Т. 15. С. 1109–1115.
- [13] Ivanov-Omskii V.I., Мынбаев К.Д., Bazhenov V.A., Smirnov B.A., Mikhailov N.N., Sidorov G.Yu., Remesnik V.G., Varavin V.S., Dvoretzky S.A. // *Phys. stat. sol. (c)* 2010. V. 7. P. 1621–1623.
- [14] Kraus M.M., Becker C.R., Scholl S., Wu Y.S., Yuan S., Landwehr G. // *Semicond. Sci. Technol.* 1993. V. 8. P. S62–S65.