

Излучение, связанное с протяженными дефектами в эпитаксиальных слоях ZnTe/GaAs и многослойных структурах

© Е.Ф. Венгер, Ю.Г. Садофьев*, Г.Н. Семенова[†], Н.Е. Корсунская, В.П. Кладько, М.П. Семцив, Л.В. Борковская

Институт физики полупроводников Национальной академии наук Украины, 252028 Киев, Украина

*Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской академии наук, 117924 Москва, Россия

(Получена 22 апреля 1999 г. Принята к печати 19 мая 1999 г.)

Методом рентгеновской дифракции и фотолуминесценции показано, что использование тонкого промежуточного рекристаллизованного слоя ZnTe между буферным слоем ZnTe, полученным методом молекулярно-лучевой эпитаксии, и подложкой GaAs, а также увеличение толщины эпитаксиального слоя приводят к улучшению структуры (увеличению размеров мозаики) и росту интенсивности полос в экситонной области спектра. Установлено, что ряд характеристик полос I_1^C , а также обнаруженной в образцах с квантовыми ямами и сверхрешетками полосы с $h\nu \approx 2.361$ эВ отличаются от соответствующих характеристик линий излучения свободных и связанных экситонов и типичны для полос дислокационного излучения в монокристаллах $A^{II}B^{VI}$. Предполагается, что полоса I_1^C связана с границами субблоков, составляющих мозаичную структуру эпитаксиальных слоев.

1. Введение

Известно, что при выращивании эпитаксиальных слоев, ЭС, полупроводников $A^{II}B^{VI}$ на подложках GaAs вблизи границы раздела образуется переходной слой с высокой плотностью дислокаций и других протяженных дефектов [1], которые влияют на оптические свойства ЭС, а также стимулируют процессы деградации светолучающих приборов, изготовленных на их основе [2]. Это делает актуальным вопрос идентификации полос, связанных протяженными дефектами (в том числе дислокациями) в ЭС $A^{II}B^{VI}$.

Известно, что в спектрах фотолуминесценции (ФЛ) [3] и катодолуминесценции [4] ЭС ZnTe, полученных различными методами, а также монокристаллов [5] часто присутствует интенсивная полоса излучения I_1^C ($h\nu = 2.357$ эВ при 4.2 К) [6]. Предполагается, что она обусловлена излучательной рекомбинацией экситонов, связанных либо на изолированном нейтральном акцепторе (Si_{Te} [5]), либо на акцепторе (V_{Zn}), расположенном вблизи дислокаций несоответствия (вакансионно-дислокационный комплекс) [3,7]. Таким образом, природа этой полосы до сих пор окончательно не установлена.

Для выяснения природы центров свечения, ответственных за полосу I_1^C , в работе изучено влияние на спектры ФЛ буферного ЭС ZnTe: 1) тонкого ($\sim 5-10$ нм) промежуточного рекристаллизованного слоя ZnTe, расположенного между буферным слоем и подложкой (100) GaAs; 2) толщины буферного слоя, а также 3) наращивания квантово-размерных слоев $Cd_xZn_{1-x}Te/ZnTe$ ($x = 0.2-0.4$). Кроме того, исследовались пространственное распределение (по глубине буфера) интенсивности (I) и спектрального положения (λ_m) полосы I_1^C , а

также температурные зависимости I и λ_m . Одновременно для контроля структурного совершенства ЭС ZnTe были проведены рентгенодифракционные измерения кристаллического качества.

2. Описание эксперимента

Все структуры были получены методом эпитаксии из молекулярных пучков (МЛЭ) на установке Катунь испарением высокочистых элементов на полуизолирующую подложку (100) GaAs. Очистка поверхности GaAs от окисного слоя осуществлялась путем прогрева в вакууме при температуре $\sim 550-580^\circ\text{C}$ и контролировалась в процессе роста методом дифракции быстрых электронов (RHEED). Выращивание слоев ZnTe проводилось двумя способами. В первом способе (процесс I) после остывания подложки до температуры $250-280^\circ\text{C}$ на нее подавались одновременно молекулярные пучки цинка и теллура при соотношении их эквивалентных давлений $I_{Zn}/I_{Te} = 1:2$. Это приводило к реконструкции поверхности $a(2 \times 1)$, т.е. стабилизации ее теллуrom. После наращивания десятков нанометров пленки температуру повышали до $T_G \approx 350^\circ\text{C}$. Эпитаксию проводили при этой температуре и таком соотношении интенсивностей пучков Zn/Te, чтобы обеспечить одновременное сосуществование реконструкций $a(2 \times 1)$ и $c(2 \times 2)$ для соблюдения условий роста, близких к стехиометрическим.

Во втором способе [4] для улучшения условий роста на подложку наносился промежуточный аморфный слой ZnTe, который затем кристаллизовался в потоке Te при $T = 400-450^\circ\text{C}$. После кристаллизации подложку охлаждали до $250-280^\circ\text{C}$ и последовательно проводили все процедуры роста, описанные для процесса I.

Фотолуминесценция возбуждалась излучением Ar^+ -лазера с длинами волн $\lambda_{exc} : \lambda_1 = 0.448$ мкм,

[†] FAX: (380 44) 265-83-42 (Semenova).

E-mail: semenova@isp.kiev.ua (Semenova).

Параметры исследованных образцов

№	Буферный ЭС ZnTe		Вид квантово-размерных слоев		Положение полос ФЛ (λ_m) при $\lambda_{exc} = 488 \text{ нм}$, $T = 4.2 \text{ К}$			Полуширина кривых качания, угл. с.	ϵ
	толщина, мкм	тип процесса	квантовые ямы, QWs	сверхрешетки, SLs	I_2^{Ga} , эВ	I_1' , эВ	I_1^C , эВ		
1	2.7	II	—	—	2.3747	2.369	2.357	~ 312	5.4×10^{-4}
2	1.5	II	—	—	2.3745	2.369	2.357	~ 360	5.6×10^{-4}
3	1.5	I	—	—	2.3734	2.37	2.356	~ 570	6.6×10^{-4}
4	1.5	II	$\text{Cd}_{0.3}\text{Zn}_{0.7}\text{Te}$ $L_{Z1} = L_{Z2} = L_{Z3} = 2 \text{ нм}$ $L_B = 30 \text{ нм}$	—	2.3741	2.3691	2.3569	—	6.4×10^{-4}
5	1.5	II	$\text{Cd}_{0.2}\text{Zn}_{0.8}\text{Te}$ $L_Z = 5 \text{ нм}$	—	2.374	2.37	2.357	—	6.4×10^{-4}
6	1.5	II	$\text{Cd}_{0.3}\text{Zn}_{0.7}\text{Te}$ $L_Z = 5 \text{ нм}$	—	2.3730	2.368	2.3565	—	6.5×10^{-4}
7	1.5	II	$\text{Cd}_{0.3}\text{Zn}_{0.7}\text{Te}$ $L_{Z1} = 2 \text{ нм}$ $L_{Z2} = 4 \text{ нм}$ $L_{Z3} = 8 \text{ нм}$ $L_B = 30 \text{ нм}$	—	2.3734	2.368	2.357	—	6.9×10^{-4}
8	1.5	II	—	$\text{Cd}_{0.3}\text{Zn}_{0.7}\text{Te}$ 15 периодов $L_Z = 2 \text{ нм}$ $L_B = 2 \text{ нм}$	2.3727	2.368	2.3557	—	7.3×10^{-4}

$\lambda_2 = 0.5145 \text{ мкм}$ и измерялась при температурах $4.2 \div 77 \text{ К}$ на решеточном спектрометре с разрешением $\sim 0.5 \text{ мэВ}$. Для исследования распределения центров излучательной рекомбинации по глубине слоев использовалось послойное травление в растворе, содержащем Br_2 , HCl и диоксан [8]. Некоторые исходные параметры образцов сведены в таблицу. Для исследования дефектной структуры слоев на двухкристальном дифрактометре измерялись рентгеновские кривые качания [8].

3. Экспериментальные результаты

3.1. Зависимость спектров ФЛ от условий получения и толщины слоев

На рис. 1 приведен типичный спектр ФЛ буферного ЭС ZnTe/GaAs (см. таблицу, № 2) при 4.2 К в диапазоне длин волн $510\text{--}630 \text{ нм}$. Как видно из рисунка, в коротковолновой области спектра присутствуют линии излучения свободного экситона (I_{FX}), расщепленного двухосными напряжениями растяжения на две составляющие: I_{FX}^{hh} (X_{IS} ; $m_j = +3/2$) и I_{FX}^{lh} (X_{IS} ; $m_j = +1/2$) [3]. При этом компоненте I_{FX}^{hh} соответствует линия с $h\nu = 2.379 \text{ эВ}$, а компоненте I_{FX}^{lh} — линия с $h\nu = 2.374 \text{ эВ}$, которая, по-видимому, является суперпозицией I_{FX}^{lh} и линии излучения экситона, связанного на нейтральном доноре (I_2^{Ga}) [3]. Наблюдается также линия экситона, связанного на нейтральном акцепторе (I_1') (предположительно As_{Zn} [6] или комплекс, включающий V_{Zn} [9]).

Кроме описанных в экситонной области спектра присутствуют также интенсивная полоса I_1^C с $h\nu_m = 2.356 \text{ эВ}$ и расположенная вблизи нее с длинноволновой стороны полоса с $h\nu_m = 2.352 \text{ эВ}$ (I_2^C) меньшей интенсивности (рис. 1). В образцах с квантовыми слоями с коротковолновой стороны от I_1^C наблюдается дополнительная полоса I_x с $h\nu_m = 2.359 \text{ эВ}$ (см. таблицу, № 8 и 6) (рис. 2 *a, b* соответственно). Полоса I_1^C , по-видимому, не является элементарной, так как в некоторых образцах можно наблюдать отчетливо выраженное плечо на ее длинноволновом краю (рис. 2). Полосы, расположенные

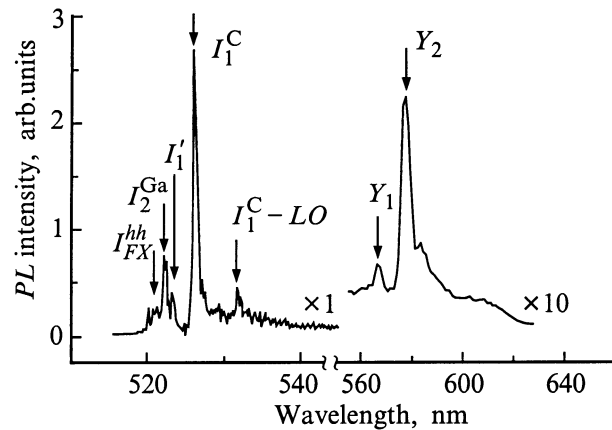


Рис. 1. Спектр фотолюминесценции при $T = 4.2 \text{ К}$ не легированного буферного ЭС ZnTe/GaAs толщиной 1.5 мкм , выращенного с тонким промежуточным рекристаллизованным слоем, $\lambda_B = 0.488 \text{ мкм}$ и $P_B = 8.3 \text{ Вт/см}^2$.

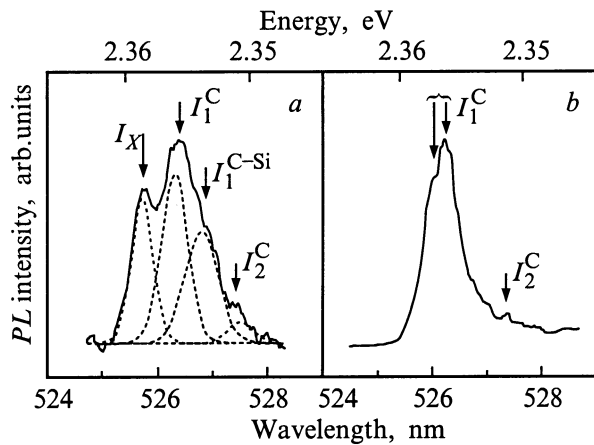


Рис. 2. Детальный спектр фотолуминесценции в области 524–528 нм ЭС ZnTe/GaAs в образцах со сверхрешеткой (а) и единичной квантовой ямой (b) при 4.2 К, $\lambda_B = 0.488$ мкм и $P_B = 8.3$ Вт/см².

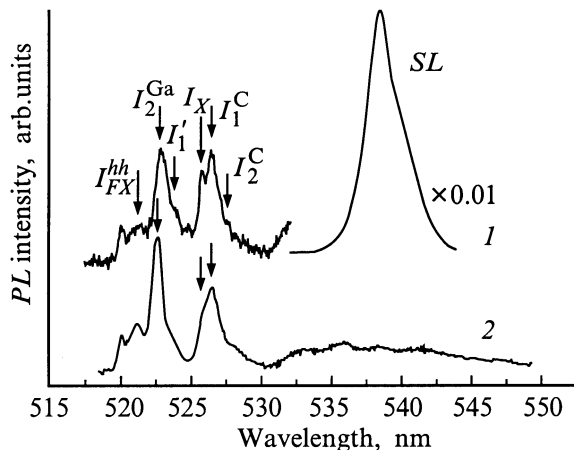


Рис. 3. Спектр фотолуминесценции нелегированного буферного слоя ZnTe/GaAs толщиной 1.5 мкм со сверхрешеткой до (1) и после (2) травливания слоя толщиной ~ 0.1 мкм при $\lambda_B = 0.488$ мкм, $P_B = 8.3$ Вт/см², $T = 4.2$ К.

вблизи I_1^C , сопровождаются фоновными повторениями с фактором электрон-фононной связи $s \approx 0.2$ (рис. 1). В более длинноволновой области спектра наблюдались гораздо менее интенсивные (по сравнению с I_1^C) полосы Y_1 ($h\nu_{m1} = 2.189$ эВ, 4.2 К) и Y_2 ($h\nu_{m2} = 2.147$ эВ, 4.2 К).

Использование промежуточного слоя ZnTe (процесс II), как и увеличение толщины ЭС, приводит к росту интенсивности всех полос в экситонной области и уменьшению интенсивности примесной полосы $\lambda = 650$ нм, а также к уменьшению интенсивности полос Y_1 и Y_2 . При толщине слоев ~ 2.7 мкм эти полосы практически отсутствуют. Следует заметить, что соотношение интенсивностей полос I_2^{Ga}/I_{FX}^{hh} , I_1'/I_{FX}^{hh} при переходе от образца с толщиной 1.5 мкм к образцу с толщиной 2.7 мкм практически не изменяется ($\lambda_{exc} = 0.488$ мкм), а I_1^C/I_{FX}^{hh} несколько возрастает [8].

Наряду с изменением интенсивности полос наблюдается также смещение положения их максимумов (см. таблицу). Положение максимума полос свободного I_{FX}^{hh} , а также связанных экситонов I_2^{Ga} (I_{FX}^{hh}), I_1' и полосы I_1^C во всех слоях смещено в сторону меньших энергий по сравнению с их положением в объемном материале ($E = 2.3805 \pm 0.0003$ эВ, 4.2 К [10]), что обусловлено присутствием планарных напряжений растяжения ε [3]. При этом величина смещения максимальна в образцах, полученных без промежуточного слоя, а в образцах с промежуточным слоем уменьшается с ростом толщины ЭС, что свидетельствует об уменьшении напряжений. Нанесение сверхрешетки приводит к заметному смещению максимумов полос в сторону меньших энергий, т. е. к росту напряжений растяжения, значения которых приведены в таблице. При расчете использовались константы деформационного потенциала и формулы, приведенные в работе [11]. Существенно, что спектральное положение полос I_2^{Ga} , I_1' смещается с ростом напряжений примерно одинаково, а I_1^C слабее, что согласуется с данными [11].

Поскольку в работе [3], идентифицирующей I_1^C как экситон, связанный на V_{Zn} вблизи дислокации, предполагалось, что это излучение имеет место преимущественно в области границы раздела GaAs–ZnTe, мы исследовали распределение интенсивности I_1^C по глубине эпитаксиального слоя, используя послойное травление образцов с шагом ~ 0.1 мкм.

Как видно из рис. 3, травление слоя толщиной ≈ 0.1 мкм (см. таблицу, № 8) приводит к уменьшению относительных интенсивностей полос I_2^{Ga}/I_{FX}^{hh} , I_1'/I_{FX}^{hh} , I_1^C/I_{FX} и I_X/I_{FX}^{hh} . При этом полоса I_2^{Ga} смещалась в сторону меньших длин волн, что связано с уменьшением величины деформаций. Последующее травление слоя толщиной ≈ 0.2 мкм приводило к дальнейшему уменьшению отношений I_2^{Ga}/I_{FX}^{hh} , I_1'/I_{FX}^{hh} , I_1^C/I_{FX} и I_X/I_{FX}^{hh} . Смещение полос I_X и I_1^C не наблюдалось.

3.2. Температурная зависимость спектра ФЛ

На рис. 4, а, b для образца № 5 (см. таблицу) приведены температурные зависимости интенсивностей и температурного смещения максимумов ($\Delta E_{max} = h\nu_{4.2} - h\nu_T$, где $h\nu_T$ — положение максимума соответствующей полосы при температуре T) полос в экситонной области спектра. С повышением температуры выше 15 К интенсивность всех этих полос начинает уменьшаться. При этом интенсивность полосы I_2^{Ga} изменяется подобно интенсивности полосы I_{FX}^{hh} . В то же время наклон температурной зависимости полосы I_1^C в этой области температур (> 15 К) заметно режет и соответствует энергии активации $\Delta E_a \sim 0.008$ эВ (рис. 4, а). Наряду с падением интенсивности полос ФЛ с повышением температуры происходит смещение в длинноволновую сторону спектрального положения линий излучения свободного (I_{FX}^{hh}) и связанных (I_2^{Ga} и I_1') экситонов с коэффициентом термического сдвига $dE/dT \sim 0.16$ мэВ/К в диапазоне

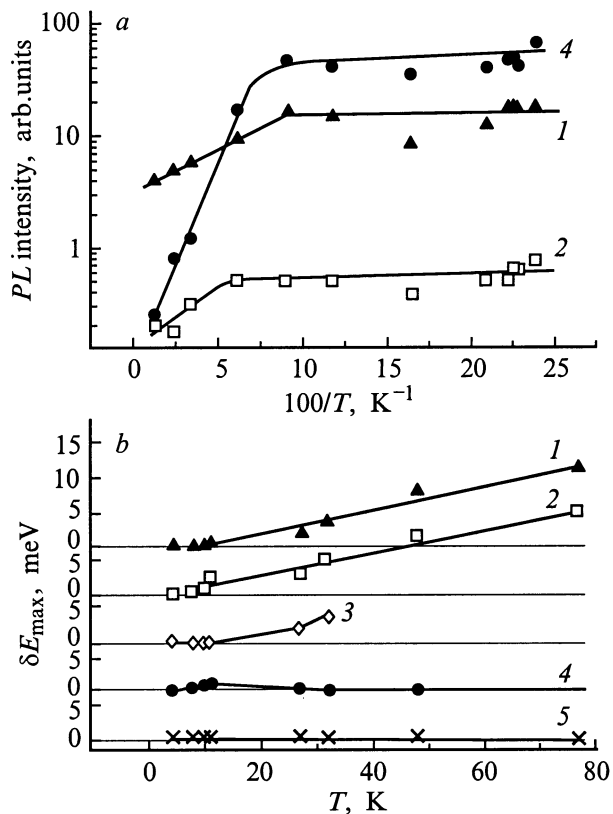


Рис. 4. Температурные зависимости интенсивностей (а) и спектрального сдвига полос фотолюминесценции (b) в диапазоне 4.2–80 К для ЭС ZnTe/GaAs с одной квантовой ямой. 1–5 обозначены полосы I_2^{Ga} , I_{FX} , I_1^C , I_1^C и I_X соответственно.

температур 20–80 К (рис. 4, b). В то же время положение линий I_1^C и I_X практически не изменяется вплоть до температуры 80 К.

3.3. Рентгенодифракционные изменения

На рис. 5 приведены двухкристальные кривые качания для ЭС ZnTe разной толщины с промежуточным слоем (кривые 2–5) и без него (кривая 1). Полуширина кривых качания (W) для ЭС ZnTe толщиной 1.5 мкм без рекристаллизованного слоя составила $W \approx 570''$ (кривая 1, рис. 5). Использование тонкого рекристаллизованного слоя и увеличение толщины ЭС от 1.5 до 5.7 мкм приводило к заметному уменьшению W от 312'' (кривая 2) до 90'' (кривая 5) соответственно. Известно, что для ЭС ZnTe/GaAs с большим рассогласованием параметров решетки слоя и подложки ($f \sim 7.9\%$) при толщинах, превышающих критические, релаксация напряжений, происходящая путем введения дислокаций несоответствия, сопровождается образованием мозаичной структуры [12]. Размеры блоков мозаики (областей когерентного рассеяния) увеличивались от 0.065 (кривая 1) до 0.75 мкм (кривая 5).

4. Обсуждение результатов

Как видно из приведенных результатов, ряд характеристик полос I_1^C и I_X отличается от соответствующих характеристик как свободных, так и связанных экситонов. Это различие проявляется в отсутствии смещения положения максимумов этих полос при изменении температуры от 4.2 до 80 К, а также в более слабом, чем у I_{FX}^{hh} и I_2^{Ga} , сдвиге λ_m при изменении величины деформаций. О последнем свидетельствует зависимость положений I_1^C и линий экситонов от наличия или отсутствия промежуточного слоя и толщины ЭС, а также смещение I_1^C и I_X при послойном стравливании образцов. Отметим, что слабый сдвиг положения I_1^C с ростом толщины ЭС наблюдался также в работе [3] и объяснялся тем, что соответствующие этой полосе излучательные центры расположены преимущественно в более глубоких слоях, прилегающих к границе раздела ZnTe/GaAs. Это позволило авторам [3] связать центры, ответственные за полосу I_1^C , с дефектами вблизи дислокаций несоответствия. Однако, как показывают наши эксперименты по послойному стравливанию ЭС, интенсивность полосы I_1^C уменьшается в глубь слоя, что противоречит предположению о связи соответствующих центров с дислокациями несоответствия. Существенно, что с ростом толщины ЭС величины упругих деформаций уменьшается, а интенсивность полосы I_1^C возрастает.

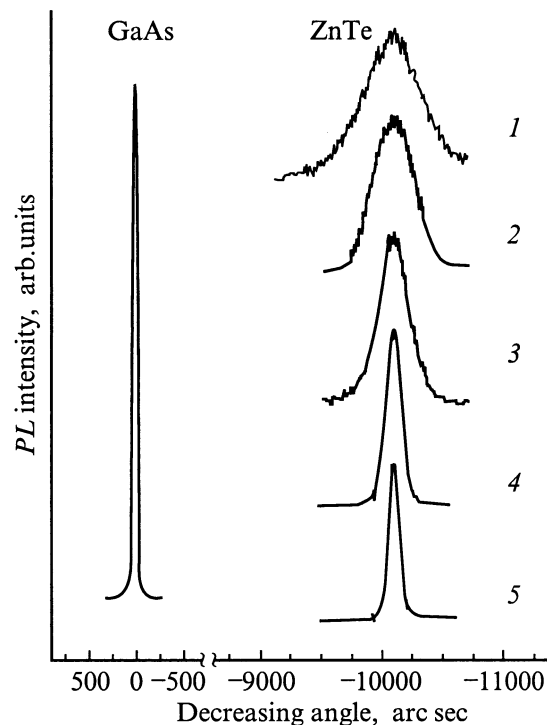


Рис. 5. Двухкристальные рентгеновские дифракционные кривые качания для ЭС ZnTe/GaAs различной толщины: 1.5 мкм (1,2); 2.7, 3.2, 5.7 мкм (3,4,5) соответственно. Для сравнения приведена подложка GaAs ($W = 36''$). Кривые качания для наглядности произвольно сдвинуты вдоль оси абсцисс. Использовалось (004) отражение и $CuK\alpha_1$ -излучение.

Такая антикорреляция I_1^C и ϵ может свидетельствовать в пользу ее связи с некоторыми протяженными дефектами, но не с дислокациями несоответствия. Другим аргументом в пользу связи полос I_1^C и I_X с протяженными дефектами является сходство их характеристик с характеристиками полос люминесценции, появившихся в ряде монокристаллов $A^{II}B^{VI}$ после низкотемпературной пластической деформации (так называемое дислокационное излучение (ДИ) [13,14]). Действительно, как показано в этих работах [13,14], пластическая деформация монокристаллов CdS, CdSe, CdTe приводит к появлению вблизи края фундаментального поглощения серии узких, близко расположенных полос в спектрах люминесценции и оптического поглощения. Как и в случае исследуемых нами полос, положение максимумов полос ДИ с ростом температуры не отслеживает температурного изменения ширины запрещенной зоны (до ~ 40 К смещение вообще отсутствует [13]), а также слабее реагирует на механические напряжения, чем положения линий свободных и связанных экситонов. Отмеченное выше сходство I_1^C и I_X с полосами ДИ можно рассматривать как свидетельство в пользу общности их природы. При этом достаточно большая величина фактора Хуанга–Риса $s \sim 0.2$, видимому, связана с акцепторным характером состояния, ответственного за полосы I_1^C и I_X [13].

Следует отметить, однако, что ДИ в объемных материалах $A^{II}B^{VI}$ практически исчезало при их хранении при комнатной температуре [13], в то время как полосы I_1^C и I_X в спектрах ФЛ ЭС ZnTe сохранялись неограниченно долго. Это различие можно легко объяснить тем, что в объемных материалах присутствуют подвижные при комнатной температуре дефекты (примеси), которые декорируют дислокации, что приводит к уменьшению интенсивности дислокационных полос. В то же время специально не легированные ЭС ZnTe, выращенные методом МЛЭ, гораздо чище монокристаллов. Такое объяснение согласуется с тем фактом, что легирование ЭС ZnTe акцепторными (азотом) или донорными примесями (хлором) существенно уменьшает интенсивность полосы I_1^C и при концентрации примесей $N > 10^{15} \text{ см}^{-3}$ она вообще не регистрируется [6].

В заключение остановимся подробнее на интерпретации полосы I_1^C как экситона, связанного на двухзарядном акцепторе Si_{Te} [5]. Присутствие двухзарядного акцептора было установлено путем исследования эффекта Зеемана в объемных монокристаллах ZnTe [5], и ему соответствовала линия излучения 524.96 нм ($E = 2.36308$ эВ) при 5 К. В случае ЭС ZnTe, полученных различными методами, в том числе МЛЭ, линию I_1^C с положением 526 нм ($E = 2.3574$ эВ) обычно отождествляют с линией 524.96 нм в объемном материале. При этом смещение ее спектрального положения объясняют наличием механических напряжений, а само положение рассчитывают исходя из смещений линий свободных экситонов. Однако деформационное смещение полосы I_1^C не совпадает с деформационным смещением положения линий свободного экситона (см. табл.) и, следовательно,

линия I_1^C может не соответствовать линии 524 нм в объемном материале. Вместе с тем нельзя исключить, что в исследуемых слоях могут присутствовать двухзарядные акцепторы (например, кремний или углерод, которые являются типичными остаточными примесями). Возможно, что линия I_1^C может быть суперпозицией линий экситона, связанного на двухзарядном акцепторе и линии дислокационного излучения. В пользу этого предположения свидетельствует ее сложная структура, хорошо заметная на рис. 2, и увеличение расстояния между присутствующими в ней компонентами с ростом величины деформаций.

Проведенные нами рентгенодифракционные исследования позволяют предположить следующую качественную модель, объясняющую появление и природу полосы I_1^C . Поскольку ее интенсивность возрастает с ростом размера мозаики, можно думать, что центры, обуславливающие эту полосу, связаны с дефектами внутри разориентированных блоков, возможно, с границами субблоков, составляющих мозаику, и создают в запрещенной зоне уровни акцепторного типа. При этом переход I_1^C может быть связан с излучательной рекомбинацией экситонов, связанных на дислокациях.

5. Заключение

Показано, что изменение технологии выращивания МЛЭ эпитаксиальных буферных слоев ZnTe/GaAs: 1) использование тонкого, рекристаллизованного слоя ZnTe ($d \sim 10$ нм), а также 2) увеличение толщины буферного слоя приводит к улучшению структуры ЭС (уменьшению полуширины кривых качания, увеличению размеров мозаики), а также увеличению общей интенсивности полос ФЛ в экситонной области спектра и уменьшению в более длинноволновой области.

В работе получена также дополнительная информация о природе полосы I_1^C и обнаруженной вблизи нее полосы I_X . Отличие температурной и деформационной зависимостей положений этих полос от соответствующих характеристик линий излучения экситонов, а также увеличение их интенсивности с уменьшением деформаций позволили связать эти полосы с протяженными дефектами. Этот вывод подтверждается сходством их поведения с поведением полос ДИ в монокристаллах $A^{II}B^{VI}$. На основании этих данных, а также результатов рентгенодифракционных измерений предполагается, что центры, ответственные за полосу I_1^C , связаны с границами субблоков в мозаичной структуре.

Список литературы

- [1] J. Petruzzello, D.J. Olego, X. Chu, J.P. Faurie. J. Appl. Phys., **63**, 1783 (1988).
- [2] S. Guha, J.M. DePuydt, M.A. Haase, J. Qiu, H. Cheng. Appl. Phys. Lett., **63**, 3107 (1993).
- [3] G. Kudlek, J. Gutowski. J. Luminesc., **52**, 55 (1992).

- [4] V.I. Kozlivsky, A.B. Krysa, Yu.G. Sadof'ev. Proc. Xth Int. Conf. on MBE (Cannes, France, 1998).
- [5] P.J. Dean, M.J. Kane, N. Magnea, F. de Haigret. Le Si Dang, A. Narimai, R. Romestain, M.S. Skolnick. J. Phys. C: Sol. St. Phys., **18**, 6185 (1985).
- [6] H.P. Wagner, W. Kuhn, W. Gebhardt. J. Cryst. Growth, **101**, 199 (1990).
- [7] A. Naumov, K. Wolf, T. Reisinger, H. Stanzl, W. Gebhardt. J. Appl. Phys., **73**, 2581 (1993).
- [8] E.F. Venger, Yu.G. Sadof'ev, G.N. Semenova, N.E. Korsunskaya, V.P. Klad'ko, B. Embergenov, B.R. Dzhumaev, L.V. Borkovskaya, M.P. Semtsiv, M. Sharibaev. SPIE Proc., 1999 (in press).
- [9] J.L. Dessus, Le Si Dang, A. Nahmani, R. Romestain. Sol. St. Commun., **37**, 689 (1981)
- [10] В.И. Гавриленко, А.М. Грехов, Д.В. Корбутяк, В.Г. Литовченко. *Оптические свойства полупроводников* (Киев, Наук. думка, 1987).
- [11] G. Kudlek, N. Presser, J. Gutowski, K. Kingerl, E. Abramot, H. Sitter. Semicond. Sci. Technol., **6**, A90 (1991).
- [12] B.T. Jonker, S.B. Qadri, J.J. Krebs, O.A. Prinz. J. Vac. Sci. Technol., **A7**, 1360 (1989).
- [13] Н.И. Тарбаев, Г.А. Шепельский. ФТП, **32**, 646 (1998).
- [14] V.D. Negrii, Yu.A. Osipyan, N.V. Lomak. Phys. St. Sol. (a), **126**, 49 (1991).

Редактор В.В. Чалдышев

Radiation transitions related to extended defects in ZnTe/GaAs epitaxial layers and multilayer structures

E.F. Venger, Yu.G. Sadof'ev*, G.N. Semenova,
N.E. Korsunskaya, V.P. Klad'ko, M.P. Semtsiv,
L.V. Borkovskaya

Institute of Semiconductor Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine,
252028 Kyiv, Ukraine

*Lebedev Physical Institute,
Russian Academy of Sciences,
117924 Moscow, Russia

Abstract By X-ray diffraction and the low temperature photoluminescence methods it was shown that insertion of a thin recrystallized ZnTe layer between the buffer ZnTe layer (grown by molecular beam epitaxy) and GaAs substrate, as well as an increase in the buffer layer thickness lead to the improvement of structure (increase of the mosaic size) and the line intensification in the excitonic range of spectrum. It has been established that characteristics of the I_1^C line and its nearest neighbor at $h\nu \approx 2.361$ eV (found out in samples with superlattices and quantum wells) differ from those of free and bound excitons and are typical for dislocation-related lines in A_2B_6 bulk crystals. It is supposed that the I_1^C line is connected with boundaries of subblocks of which the epilayer mosaic structure is comprised.