

ВЛИЯНИЕ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ НА ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК ZnTe/GaAs

Шарибаев Мурат Борибаетович – кандидат физико-математических наук

Каракалпакский государственный университет имени Бердаха

Юсупов Оралбай Наурызбаевич – ассистент преподаватель

yuon2072@gmail.com

Каландарова Шахноза Кувондиковна – докторант

Нукусский государственный педагогический институт имени Ажинияза

ZnTe/GaAs ЭПИТАКСИАЛ ПЛЁНКАЛАРИДА ЧЎЗИЛГАН НУҚСОНЛАРНИНГ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТ ХУСУСИЯТЛАРГА ТАЪСИРИ

Шарибаев Мурат Борибаетович – физика-математика фанлари номзоди

Бердаҳ номидаги Қорақалпоқ давлат университети

Юсупов Оралбай Наурызбаевич – ассистент ўқитувчи

Каландарова Шахноза Кувондиковна – докторант

Ажинийёз номидаги Нукус давлат педагогика институти

INFLUENCE OF EXTENDED DEFECTS ON THE PHOTOLUMINESCENT PROPERTIES OF ZNTE/GAAS EPITAXIAL FILMS

Sharibaev Murat Boribaevich – Candidate of Physical and Mathematical Sciences

Karakalpak State University named after Berdakh

Yusupov Oralbay Nauryzbaevich – assistant teacher

Kalandarova Shakhnoza Kuvondikovna – doctoral student

Nukus State Pedagogical Institute named after Ajiniyaz

Таянч сўзлар: эпитаксиал плёнкалар, монокатламалар, кристалл панжара, фотолюменция, фотоўйғотиш.

Резюме. МПЭ томонидан ўстирилган турли қалинликдаги ZnTe/ (001) GaAs эпитаксиал пленкаларининг чуқур даражадаги эмиссия спектрлари fotoluminesans ёрдамида аниқланди. Нурланиш натижасида қудуқ профилининг ўзгариши PL тепалик энергиясининг силжишидан ҳисобланган. Квант-қудуқ тузилмаларининг радиациявий деградациясида GaAs диффузияси ва ички кучланишларнинг роли муҳокама қилинади.

Ключевые слова: эпитаксиальные пленки, монослой, кристаллическая решетка, фотолюминесценция, фотовозбуждение.

Резюме. Методом фотолюминесценций определены излучательные спектры глубоких уровней эпитаксиальных пленок ZnTe/(001) GaAs с различными толщинами выращенных методом МПЭ. По сдвигу энергии пиков ФЛ рассчитано изменение профиля ям в результате облучения. Обсуждается роль диффузии GaAs и внутренних напряжений в радиационно-стимулированной деградации квантово-размерных структур.

Key words: epitaxial film, monolayer, crystal lattice, photoluminescence, photoexcitation.

Summary. In this work we report the depth inhomogeneity study of MBE grown ZnTe/(001) GaAs epilayers of different thickness by photoluminescence methods. The well profile change was calculated from PL peak energy shift. The role of GaAs diffusion and internal strain in radiation enhanced quantum-size structures degradation is discussed.

Введение. Интерес к излучению квантово-размерных структур на основе A₂B₆ материалов обусловлен возможностью изготовления на их базе инжекционных источников когерентного [1] и некогерентного излучения, а также излучателей с электронной накачкой [2], перекрывающих практически весь видимый диапазон. Методом низко температурной фотоотражения, фотолюминесценции (НТ ФЛ T=4,2 и 77 K) исследовались качества эпислоя ZnTe и границы раздела ZnTe/GaAs.

Известно, что при выращивании эпитаксиальных слоев, ЭС, полупроводников A₂B₆ на подложках GaAs вблизи границы раздела образуется переходной слой с высокой плотностью дислокаций и других протяженных дефектов [3], которые влияют на оптические свойства ЭС, а также стимулируют процессы деградации светоизлучающих приборов, изготовленных на их основе [3]. Это делает актуальным вопрос идентификации полос, связанных протяженными дефектами (в т.ч. дислокациями) в ЭС A₂B₆.

Известно, что в спектрах фотолюминесценции, ФЛ, и катодолуминесценции ЭС ZnTe, полученных

различными методами, а также монокристаллов часто присутствует интенсивная полоса излучения I₁^C (hν=2.357 эВ при 4.2 K). Предполагается, что она обусловлена излучательной рекомбинацией экситонов, связанных либо на изолированном нейтральном акцепторе (Si_{Te}), либо на акцепторе (V_{Zn}), расположенном вблизи дислокаций несоответствия (вакансионно-дислокационный комплекс) [4]. Таким образом, природа этой полосы до сих пор окончательно не установлена.

Для выяснения природы центров свечения, ответственных за полосу I₁^C, в работе изучено влияние на спектры ФЛ буферного ЭС ZnTe: (i) тонкого (~5-10 нм) промежуточного рекристаллизованного слоя ZnTe, расположенного между буферным слоем и подложкой (100) GaAs; (ii) толщины буферного слоя, а также (iii) 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_м) полосы I₁^C, а также температурные зависимости I и λ_м. Одновременно для контроля структурного

совершенства ЭС ZnTe были проведены рентгено-дифракционные измерения кривых качания.

Зависимость спектров ФЛ от условий получения и толщины слоев

На рис.1 приведен типичный спектр ФЛ буферного ЭС ZnTe/GaAs при 4.2 К в диапазоне длин волн 510-630 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} ; $m_j=+1/2$). При этом компоненте I_{FX}^{hh} соответствует линия с $h\nu=2.379$ эВ, а компоненте I_{FX}^{lh} - линия с $h\nu=2.374$ эВ, которая, по-видимому, является суперпозицией I_{FX}^{lh} и линии излучения экситона, связанного на нейтральном доноре (I_2^{Ga}) [4].

Кроме описанных, в экситонной области спектра присутствуют также интенсивная полоса I_1^C с $h\nu_m=2.356$ эВ и расположенная вблизи нее с длинноволновой стороны полоса с $h\nu_m=2.352$ 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 $h\nu_m=2.359$ эВ (№8 и №6, (рис.2 а, в соответственно). Полоса I_1^C , по-видимому, не является элементарной, так как в некоторых образцах можно наблюдать отчетливо выраженное плечо на ее длинноволновом краю. Полосы, расположенные вблизи I_1^C , сопровождаются фоновыми 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.

Наряду с изменением интенсивности полос, наблюдается также смещение положения их максимумов. Положение максимума полос свободного I_{FX}^{hh} , а также связанных экситонов I_2^{Ga} (I_{FX}^{lh}), 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), что обусловлено присутствием планарных напряжений растяжения ϵ . 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. росту напряжений растяжения. Значения уровней остаточных деформаций приведены в таблице. Их расчет был проведен с использованием констант деформационного потенциала по формулам, приведенным в работе [3]. Существенно, что спектральное положение полос I_2^{Ga} и I_1' смещается с ростом напряжений примерно одинаково, а I_1^C слабее, что согласуется с данными [3].

Поскольку в работе [4], идентифицирующей I_1^C как экситон, связанный на вакансии цинка 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.

Температурная зависимость спектров ФЛ

На рис.2 приведены температурные зависимости интенсивности и положений максимумов ($\Delta E_{max}=h\nu_{4.2}-h\nu_T$) полос в экситонной области спектра ЭС ZnTe/GaAs толщиной 1.5 мкм с одной квантовой ямой (№5). 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 резче и соответствует энергии активации $\Delta E_a \sim 0.008$ эВ. 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 температур 20-80 К. В то же время положение линий I_1^C и I_X практически не изменяется вплоть до температуры 80 К.

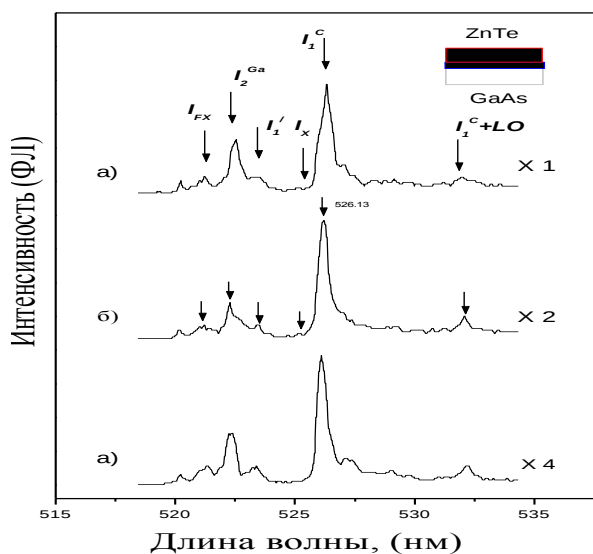


Рис.1 Спектры ФЛ ЭС ZnTe/GaAs толщиной 1.5 мкм и 2.7 мкм (кривая (кривая а,б), выращенных процессом I и процессом II (кривая с).

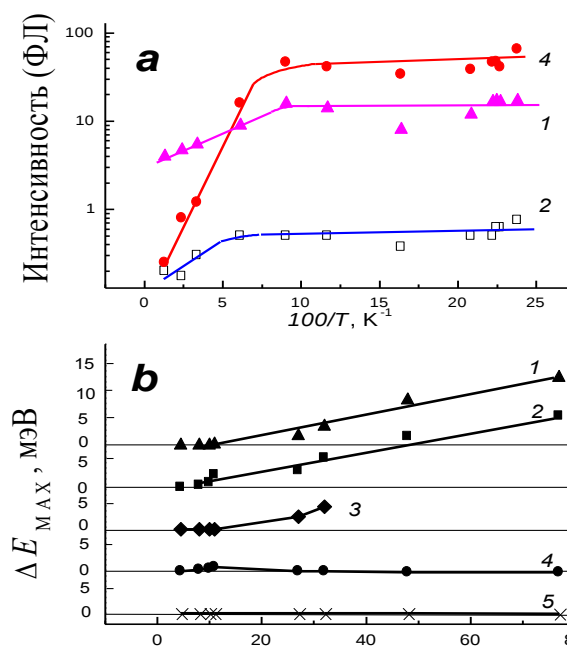


Рис. 2 Температурная зависимость интенсивности (а) и спектра максимума полуширины (б) в диапазоне 4.2÷80 К ЭС ZnTe/GaAs с одной квантовой ямой.

Как видно из приведенных результатов, ряд характеристик полос в группе I_1^C отличается от соответствующих характеристик как свободных, так и связанных экситонов. Это различие проявляется в отсутствии смещения положения максимумов этих полос, λ_{max} , 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_{max} 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_0 при послойном стравливании последнего. Отметим, что слабый сдвиг положения I_1^C с ростом толщины ЭС наблюдался также в работе [4] и объяснялся тем, что соответствующие этой полосе излучательные центры расположены преимущественно в более глубоких

слоях, прилегающих к границе раздела ZnTe/GaAs, где механические напряжения сжатия вблизи гетерограницы частично компенсируют планарные напряжения растяжения в более приповерхностных слоях. Это, в частности, позволило авторам [5] связать центры, ответственные за полосу I_1^C , с дефектами вблизи дислокаций несоответствия. Однако, как показывают эксперименты по послойному стравливанию ЭС, интенсивность полосы I_1^C уменьшается вглубь слоя. Существенно, что с ростом толщины ЭС величина упругих деформаций уменьшается, а интенсивность полосы I_1^C возрастает. Такая антикорреляция I_1^C и ϵ может свидетельствовать в пользу ее связи с протяженными дефектами, но не с дислокациями несоответствия, поскольку I_1^C/I_{FX} и I_X/I_{FX} убывают после травления.

Закключение. Показано, что изменение технологии выращивания МВЕ 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 FWHM, увеличению размеров мозаики), а также увеличению общей интенсивности полос ФЛ в экситонной области спектра и уменьшению в примесной (уменьшению концентрации глубоких центров рекомбинации).

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_2B_6 . На основании этих данных, а также результатов рентгено-дифракционных измерений предполагается, что центры, ответственные за полосу I_1^C , связаны с границами субблоков в мозаичной структуре.

Литература

1. Petruzzello J., Olego D.J., Chu X., Faurie J.P. Transmission electron microscopy of (001)ZnTe on (001)GaAs, grown by molecular beam epitaxy, J. Appl. Phys., v. 63, №5, 1988. – P.1783-1785.
2. Guha S., DePuydt J.M., Haase M.A., Qiu J., Cheng H. Degradation of II-VI based blue-green emitters. // Appl. Phys. Lett., Vol. 63, №23, 1993. – P. 3107-3109.
3. Тарбаев Н.И., Шепельский Г.А. Одномерные структуры, образованные низкотемпературным скольжением дислокаций - источники дислокационного поглощения и излучения в полупроводниковых кристаллах $A^{II}B^{VI}$. // ФТП, Т. 32, №6, 1998. – С. 646-653.
4. Негрий В.Д. Пьезоспектроскопия излучения винтовых дислокаций. // ФТП, Т. 34, №8, 1992. – С. 2462-2471.
5. Kumazaki K., Iida F., Ohno K., Hatano K., Imai K. Lattice strain near interface of MBE-grown ZnTe on GaAs, J.Cryst. Growth, vol.117, 2009. – P. 285-289.