

Scientific Bulletin. Physical and Mathematical Research

Volume 1 | Number 2

Article 3

12-30-2019

DEFINITION of EXTENDED STRUCTURAL DEFECTS IN EPITAXIAL FILMS of ZnTeG'GaAs GROWN by MBE

Muratbay B. Sharibaev

Tashkent University of Information Technologies Nukus Branch, Republic of Karakalpakstan, Nukus city, A.Dosnazarov Str., 74 (Uzbekistan), E-mail: tatunf@tatuinf.uz

Kanatbay A. Ismailov

Karakalpak State university, Republic of Karakalpakstan, 230112, Nukus city, Ch.Abdirov Str., 1 (Uzbekistan). E-mail: karsu_info@edu.uz

Ibrohim N. Karimov

Andijan State University, Andijan, 170100, str. University, 129 (Uzbekistan). E-mail: agsu_info@edu.uz

Murodjon Z. Nosirov

Andijan State University, Andijan, 170100, str. University, 129 (Uzbekistan). E-mail: agsu_info@edu.uz

Follow this and additional works at: <https://uzjournals.edu.uz/adu>

 Part of the [Physics Commons](#)

Recommended Citation

Sharibaev, Muratbay B.; Ismailov, Kanatbay A.; Karimov, Ibrohim N.; and Nosirov, Murodjon Z. (2019) "DEFINITION of EXTENDED STRUCTURAL DEFECTS IN EPITAXIAL FILMS of ZnTeG'GaAs GROWN by MBE," *Scientific Bulletin. Physical and Mathematical Research*: Vol. 1 : No. 2 , Article 3. Available at: <https://uzjournals.edu.uz/adu/vol1/iss2/3>

This Article is brought to you for free and open access by 2030 Uzbekistan Research Online. It has been accepted for inclusion in Scientific Bulletin. Physical and Mathematical Research by an authorized editor of 2030 Uzbekistan Research Online. For more information, please contact sh.erkinov@edu.uz.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНКАХ ZnTe/GaAs ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ МПЭ

М.Б.Шарибаев, К.А.Исмайлов, И.Н.Каримов, М.З.Насиров

Ишда фотолюминесценция услуги билан ҳар хил қалиңликдаги ZnTe/(001) GaAs эпитаксиал пленкаларининг чуқур марказларидаги нурланиш спектрлари аниқланди. A_2B_6 материаллар асосидаги квант-ўлчамли структуралар базасида когерент ва некогерент нурланишлар инжекцион манбалари ҳамда электрон дамлашли нурлагичлар тайёрлаш имконияти мавжудлиги учун уларни ўрганишга бўлган қизиқиш юқори. Фотолюминесценция энергияларининг максимумларига боғлиқ ўраларнинг нурланиш таъсиридан кейинги ўзгаришлари ҳисоблаб чиқилди. Квант ўлчамли структураларда радиациядан кейинги деградиацияланишга ички кўчланишнинг таъсири ва GaAs даги диффузиянинг роли муҳокама қилинди.

Калит сўзлар: фотолюминесценция, юпка пленка, радиация, энергия силжиши, ФЛ-интенсивность, деформация.

В работе методом фотолюминесценций определены излучательные спектры глубоких уровней эпитаксиальных пленок ZnTe/(001) GaAs с различными толщинами, выращенных методом МПЭ. Интерес к изучению квантово-размерных структур на основе A_2B_6 материалов обусловлен возможностью изготовления на их базе инжекционных источников когерентного и некогерентного излучения, а также излучателей с электронной накачкой. По сдвигу энергии пиков фотолюминесценция рассчитано изменение профиля ям в результате облучения. Обсуждается роль диффузии GaAs и внутренних напряжений в радиационно-стимулированной деградации квантово-размерных структур.

Ключевые слова: фотолюминесценция, эпитаксиальных пленок, радиация, сдвиг энергии, ФЛ-интенсивность, деформация.

Последние три десятилетия развитие физики твердого тела характеризуется тем, что основными объектами исследования все больше становятся не массивные кристаллы, а тонкие пленки, многослойные тонкопленочные системы, проводящие нити и кристаллиты малого размера. То обстоятельство, что квантово-размерные структуры находятся в центре внимания именно сейчас, вызвано интенсивным развитием в последние годы технологии изготовления полупроводниковых структур – молекулярно-лучевой эпитаксии (представляет собой усовершенствованную разновидность методики термического напыления в условиях сверхвысокого вакуума), нанолитографии (метод получения одно- и нуль-мерных структур, позволяющий вырезать области, ограниченные по одному или двум направлениям, используя в качестве исходного объекта структуру с двумерным электронным газом), открытием явления самоорганизации наноструктур (методы получения с использованием эффектов спонтанного образования наноструктур). Это дает возможность создания такого рода структур любого профиля с точностью до одного атомного слоя [8, 9].

Эпитаксиальные пленки выращивают на подложке из монокристалла того же или другого материала. В первом случае эпитаксиальный слой при правильной технологии становится естественным продолжением подложки.

Эпитаксиальная пленка может быть легирована различными примесями. Для введения легирующей примеси в наращиваемую эпитаксиальную пленку используют три способа. По первому способу растворяют необходимую примесь в источнике полупроводникового материала. Вторым способом предусматривает использование легирующей примеси в элементарном виде и размещение ее в трубе между источником полупроводникового материала и подложкой. Иногда легирующую примесь размещают в отдельной температурной зоне рабочей трубы. Третий способ состоит в добавлении легирующей примеси к летучим йодидам [7, 8].

Эпитаксиальные пленки выращивают путем напыления в вакууме, электролитическим осаждением, кристаллизацией из растворов или методом транспортных реакций. Чаще всего пленки выращивают из газовой фазы.

Образование начальной дислокации вследствие напряжения несоответствия между тремя срастающимися зародышами. Эпитаксиальные пленки находятся в состоянии высокого напряжения, которое, вероятно, вызвано пластической деформацией в процессе роста пленки края растущих островков являются предпочтительными местами для зарождения дислокаций, поэтому этот процесс может приводить к образованию дислокаций различных конфигураций. Локализованная пластическая деформация прекращает перемещение дефектов, после чего происходит срастание. Это влияет на дефекты в структуре пленки. Одиночные частичные дислокации могут зарождаться, образуя дефекты упаковки в пленке. Они могут появляться, когда пленка находится в состоянии напряжения из-за загрязнения.

Эпитаксиальные пленки получают различными методами: электролитическим осаждением и химическим взаимодействием, термическим испарением полупроводников в вакууме и кристаллизацией из раствора или расплава.

Эпитаксиальные пленки позволяют получать и другие типы полупроводниковых приборов - диоды, МДП-транзисторы и пленочные полевые триоды.

Эпитаксиальные пленки представляют собой тонкие пленки полупроводника, наращиваемые на основной кристалл. Коэффициенты распределения примесей в фосфиде, арсениде и антимониде индия. Эпитаксиальные пленки арсенида индия получают, пользуясь транспортными реакциями с участием хлоридов или иодидов. Кислород как транспортный агент для переноса индиевых соединений в отличие от галлиевых не применяется из-за гораздо меньшей летучести закиси индия.

Эпитаксиальные пленки, растущие при 560 С, обычно содержат много дефектов, в том числе двойников. Рост сдвойниковых кристаллов несколько уменьшается при 570 С [3, 4].

Для эпитаксиальных пленок CdS характерна очень высокая подвижность носителей. Электрические свойства пленок CdS, эпитаксиально осаждаемых на подложки из GaAs при осуществлении химической транспортной реакции в квазизамкнутом объеме [2], в значительной степени зависят от условий их выращивания, причем наиболее существенно - от температуры подложки. При повышении температуры подложки концентрация носителей возрастает по экспоненциальному закону. При этом также увеличивается подвижность электронов.

К эпитаксиальным пленкам, используемым в

технологии полупроводниковых микросхем и в оптоэлектронике, предъявляются высокие требования в области совершенства кристаллического строения. Эти требования являются следствием отрицательного влияния, которое различные дефекты могут оказывать на эксплуатационные свойства активных и пассивных элементов [4, 5].

Обычно нужны эпитаксиальные пленки с заданными типами примесей и их концентрацией. Это требует одновременного проведения по крайней мере двух реакций. Количества осаждаемых кремния и легирующего материала должны находиться в определенном соотношении, обеспечивающем требуемую концентрацию примесей.

Метод выращивания эпитаксиальных пленок с использованием жидкой фазы основан на том, что монокристаллическая полупроводниковая подложка покрывается тонким жидким слоем, чаще всего представляющим собой расплав какого-либо металла, растворяющего в себе полупроводник. При пропускании над такой подложкой газа, содержащего летучие соединения выращиваемого полупроводника, или при напылении на нее этого полупроводника в вакууме под слоем расплава может выращиваться эпитаксиальная пленка. В отличие от обыкновенной рекристаллизации после сплавления этот метод позволяет выращивать пленки с толщиной, во много раз превосходящей толщину рекристаллизованного слоя, который можно было бы получить при охлаждении данного расплава. Для получения эпитаксиальных пленок наращиваемый материал и материал подложки могут быть как различными, так и идентичными веществами. Например, эпитаксиальный слой кремния образуется при наращивании на монокристаллические подложки из сапфира или на монокристаллические пластины кремния; последнее называют автоэпитаксией [5, 7].

Интерес к изучению квантово-размерных структур на основе A_2B_6 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 К) исследовались качества эпитаксиального слоя ZnTe и границы раздела ZnTe/GaAs. Известно, что при выращивании эпитаксиальных слоев (ЭС), полупроводников A_2B_6 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 A_2B_6 .

В спектрах фотолюминесценции, ФЛ, и катодолюминесценции ЭС ZnTe, полученных различными методами, а также монокристаллов часто присутствует интенсивная полоса излучения I_1^C ($h\nu=2.357$ эВ при 4.2 К). 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 I_1^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_m) полосы I_1^C , а также температурные зависимости I и λ_m . Одновременно для контроля структурного совершенства ЭС ZnTe были проведены рентгено-дифракционные измерения кривых качания.

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 (рис.2 а, в соответственно). Поло-

са 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 фонными 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 (см. табл.). 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.

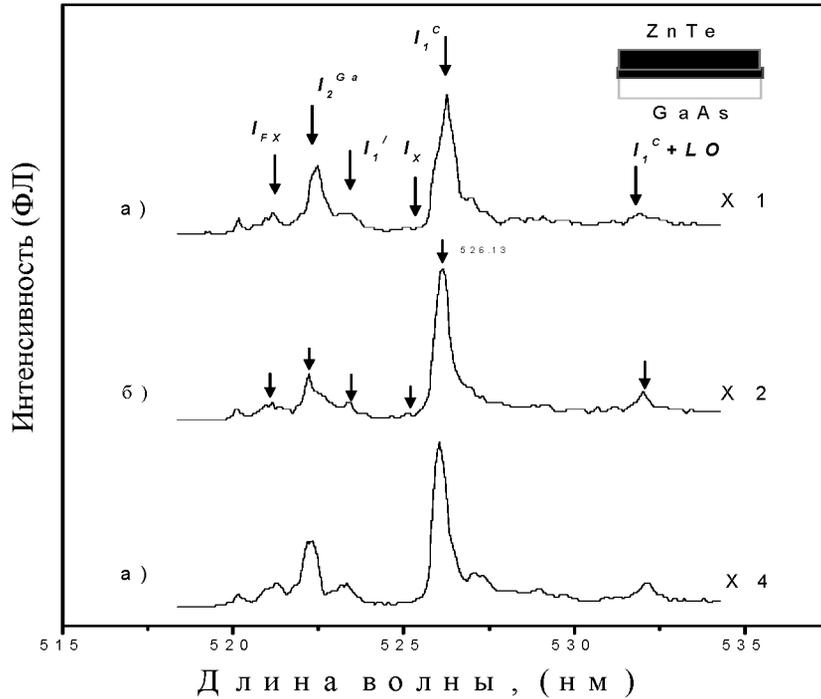


Рис.1 Спектры ФЛ ЭС ZnTe/GaAs толщиной 1.5 мкм и 2.7 мкм (кривая (кривая а,б), выращенных процессом I и процессом II (кривая с).

Таблица. Начальные параметры для пленки ZnTe

Образцы No	Эпитаксиальный слой, μm	ZnTe слой, 5 нм	Квантовая яра	ZnTe, аморфный слой, 40 нм	FWHM, arc s
147	5.7	+	-	-	□ 90
144	3	+	-	-	□ 127
67	2.7	+	-	-	□ 312
90	1.5	+	-	-	□ 360
88	1.5	-	-	-	□ 560
114	1.5	+	3 КЯ Cd _{0.3} Zn _{0.7} Te L ₁ =L ₂ =L ₃ =2 нм, L _B =30 нм	+	-

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 K) заметно резче и соответствует энергии активации $\Delta E_a \approx 0.008$ 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^c) экситонов с коэффициентом термического сдвига $dE/dT \sim 0.16$ мэВ/К в диапазоне температур 20-80 K. В то же время положение линий I_1^c и I_X практически не изменяется вплоть до температуры 80 K [1, 2].

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 K, 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 сравнении последнего. Отметим, что слабый сдвиг положения этой полосы 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.

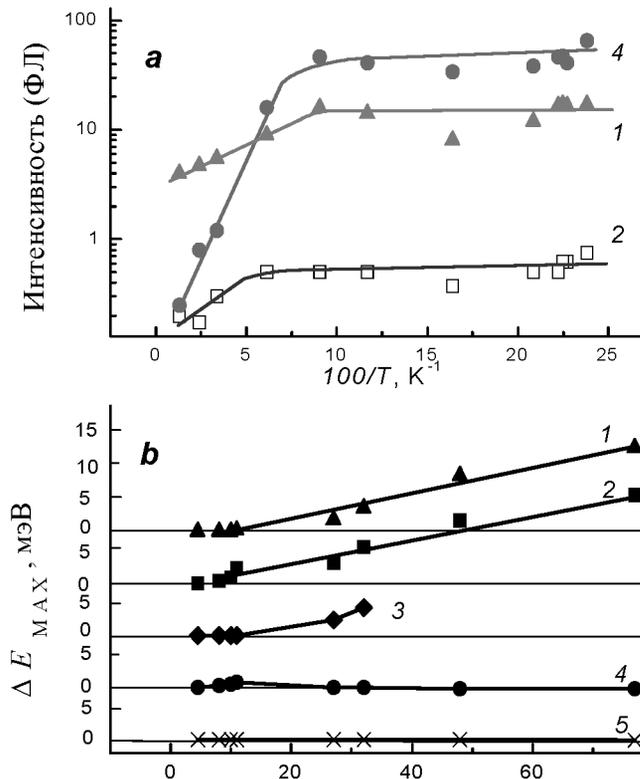


Рис. 2 Температурная зависимость интенсивности (а) и спектра максимума полуширины (б) в диапазоне 4.2÷80 K ЭС ZnTe/GaAs с одной квантовой ямой.

Однако, как показывают эксперименты по послойному сравнению 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 протяжен-

ными дефектами, но не с дислокациями несоответствия, поскольку I_1^c/I_{FX} и I_X/I_{FX} убывают после травления.

Таким образом, 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 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 рентгенодифракционных 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 // Journal of Applied Physics, 1988. – Vol. 63. – №5. – P. 1783 – 1785.
2. Guha S., DePuydt J.M., Haase M.A., Qiu, J., Cheng H. Degradation of II-VI based blue-green emitters // Applied Physics Letters, 1993. – Vol. 63. – № 23. – 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^IVB^VI // Физика и техника полупроводников, 1998. – Т. 32. – №6. – С. 646 – 653.
4. Негрий В.Д. Пьезоспектроскопия излучения винтовых дислокаций // Физика твердого тела, 1992. – Т. 34. – №8. – С. 2462 – 2471.
5. Kumazaki K., Iida F., Ohno K., Hatano K., Imai K. Lattice strain near interface of MBE-grown ZnTe on GaAs. // Journal of Crystal Growth, 2009. – Vol. 117. – №1-4. – P. 285 – 289.
6. The term “epitaxy” appeared first time for “regular overgrowth of two crystalline species” in the seminal thesis of L.Royer // In: Stress and Strain in Epitaxy: Theoretical Concepts, Measurements and Applications. Editors: M.Hanbucken and J.P.Deville, Amsterdam, Publisher: Elsevier, 2001.
7. Кардона Ю.П. Основы физики полупроводников / Пер. с англ. И. И. Решинной. – 3-е изд. – М.: Физматлит, 2002. – 560 с.
8. Teshaboev A., Zaynobidinov S., Musaev E.M. Yarimo“tkazgichlar va yarimo“tkazgichli asboblar texnologiyasi. – Toshkent, 2006. – 336 b.
9. Лускинович П.Н., Фролов В.Д., Шавыкин А.Е., Хаврюченко В.Д., Шека Е.Ф., Никитина Е.А. Формирование наноразмерных структур на пленке а-СН в присутствии адсорбата // Письма в ЖЭТФ, 1995. – Т. 62. – Вып. 11. – С. 868 – 872.
10. Permyakov N.K., Ananjan M.A., Luskovich P.N., Sovokovoi V.I., Veliev S.V. The usage of STM for the analysis of biological osampla // Applied Surface Science, 1999. P. 146-150.
11. Бартенев Г.М., Френкель С.Я. Физика полимеров. – Ленинград: Химия, 1990. – 432 с.

DEFINITION of EXTENDED STRUCTURAL DEFECTS IN EPITAXIAL FILMS of ZnTe/GaAs GROWN by MBE

M.B.Sharibaev¹, K.A.Ismailov², I.N.Karimov³, M.Z.Nosirov³

Ilmiy xabarnoma. Fizika-matematika tadqiqotlari – Scientific Bulletin. Physical and Mathematical Research. 2019. 2. 22 – 29.

¹Tashkent University of Information Technologies Nukus Branch, Republic of Karakalpakstan, Nukus city, A.Dosnazarov Str., 74 (Uzbekistan), E-mail: tatunf@tatuinf.uz

²Karakalpak State university, Republic of Karakalpakstan, 230112, Nukus city, Ch.Abdirov Str., 1 (Uzbekistan). E-mail: karsu_info@edu.uz

³Andijan State University, Andijan, 170100, str. University, 129 (Uzbekistan). E-mail: agsu_info@edu.uz

Keywords: photoluminescence, epitaxial films, radiation, energy shift, FL intensity, deformation.

The last three decades of the development of solid state physics are characterized by the fact that the main objects of research are increasingly not massive crystals, but thin films, multilayer thin-film systems, conducting filaments and crystallites of small size.

Epitaxial films are grown on a substrate of a single crystal of the same or another material. In the first case, the epitaxial layer with the correct technology becomes a natural extension of the substrate.

Epitaxial film can be doped with various impurities. To introduce an alloying admixture into the epitaxial film, three methods are used. According to the first method, the necessary admixture is dissolved in the source of the semiconductor material. The second method involves the use of an alloying admixture in an elementary form and its placement in the pipe between the source of the semiconductor material and the substrate. Sometimes the alloying admixture is placed in a separate temperature zone of the working pipe. The third method is to add an alloying admixture to the volatile iodides.

Interest in the study of quantum-dimensional structures based on A₂B₆ materials is due to the possibility of manufacturing on their basis of injection sources of coherent and incoherent radiation, as well as emitters with electronic pumping, covering almost the entire visible range.

To clarify the nature of the luminescence centers responsible for the i1c band, we studied the effect on the FL spectra of the buffer ES ZnTe: (I) a thin (~5-10 nm) intermediate recrystallized ZnTe layer located between the buffer layer and the substrate (100) GaAs; (ii) the thickness of the buffer layer, as well as (III) the build-up of quantum-dimensional layers CdxZn1-xTe/ZnTe (x=0.2-

0.4). In addition, the spatial distribution (in buffer depth) of the intensity (I) and spectral position (Im) of the i1c band, as well as temperature dependences of I and Im were investigated. At the same time, x-ray diffraction measurements of the swing curves were carried out to control the structural perfection of the ZnTe ES.

In the exciton region of the spectrum, there are also intense band I1C hnm=2.356 eV and located in close proximity to her far side strip with hnm=2.352 eV (I2C) lower intensity. In the samples with quantum layers from the short-wave side of I1C, an additional band IX with hnm=2.359 eV is observed. A number of characteristics of the bands in the group I1C different from the corresponding characteristics such as both free and associated excitons.

Thus, the change in the technology of growing MBE epitaxial buffer layers ZnTe/GaAs: (1) the use of a thin, recrystallized layer ZnTe (d~10 nm), as well as (2) an increase in the thickness of the buffer layer leads to an improvement in the structure of the ES, as well as an increase in the total intensity of the FL bands in the exciton spectrum and a decrease in the impurity.

The paper also provides with additional information on the nature of the i1c band and the IX band found near it. The difference between the temperature and deformation dependences of the positions of these bands on the corresponding characteristics of the exciton radiation lines, as well as the increase in their intensity with a decrease in deformations made it possible to link these bands with extended defects. Based on these data, as well as the results of x-ray diffraction measurements, it is assumed that the centers responsible for the I1C band are associated with the boundaries of the subunits in the mosaic structure.

References

1. Petruzzello, J., Olego, D.J., Chu, X., Faurie, J.P. (1988) Transmission electron microscopy of (001)ZnTe on (001)GaAs, grown by molecular beam epitaxy. *Journal of Applied Physics*. Vol. 63. No5. Pp. 1783-1785.
2. Guha, S., DePuydt, J.M., Haase, M.A., Qiu, J., Cheng, H. (1993) Degradation of II-VI based blue-green emitters. *Applied Physics Letters*, Vol. 63. No23. Pp. 3107-3109.
3. Tarbaev, N.I., Shepelskiy G.A. (1998) Odnomernye struktury, obrazovannye nizkotemperaturnym skolzheniem dislokacij – istochniki dislokacionnogo pogloshcheniya i izlucheniya v poluprovodnikovyyh kristallah A^{II}B^{VI} [One-dimensional structures formed by low-temperature sliding of dislocations are sources of dislocation absorption and radiation in A^{II}B^{VI} semiconductor crystals]. *Fizika i tekhnika poluprovodnikov*. Vol. 32. Issue 6. Pp. 646-653.
4. Negriy, V.D. (1992) Pyezospektroskopiya izlucheniya vintovykh dislokacij [Piezospectroscopy of radiation of screw dislocations]. *Fizika tverdogo tela*. Vol. 34. Issue 8. Pp. 2462-2471.
5. Kumazaki, K., Iida, F., Ohno, K., Hatano, K., Imai, K. (2009) Lattice strain near interface of MBE-grown ZnTe on GaAs. *Journal of Crystal Growth*. Vol. 117. Pp. 285-289.
6. Hanbucken, M., Deville, J.P. (ed.) (2001) The term “epitaxy” appeared first time for “regular overgrowth of two crystalline species” in the seminal thesis of L.Royer. In: *Stress and Strain in Epitaxy: Theoretical Concepts, Measurements and Applications*. Amsterdam, Publisher Elsevier.
7. Cardona, Yu.P. (2002) *Osnovi fiziki poluprovodnikov* [Fundamentals of Semiconductors]. Translation from English I.I.Reshina. Moscow: Fizmatlit.
8. Teshaboev, A., Zaynobidinov, S., Musaev, E.M. (2006) Yarimo'tkazgichlar va yarimo'tkazgichli asboblar texnologiyasi (Technology of semiconductors and semiconductor devices). Tashkent.
9. Luskinovich, P.N., Frolov, V.D., Shavykin, A.E., Havryuchenko, V.D., Sheka, E.F., Nikitina, E.A. Formirovanie

nanorazmernyh struktur na plenke a-SN v prisutstvii adsorbata [Formation of nanoscale structures on a –SN films in the presence of adsorbate]. *Pisma v JETF*, Vol. 62. Issue 11. Pp. 868-872.

10. Permyakov, N.K., Ananjan M.A., Luskinovich P.N., Sovokovoi V.I., Veliev S.V. The usage of STM for the analysis of biological osamplea. *Applied Surface Science*. 1999. Pp. 146-150.

11. Bartenev, G.M., Frenkel, S.Ya. (1990) *Fizika polimerov* [Physics of polymers]. Leningrad: Himiya.

Сведения об авторах:

Шарибаев Муратбай Бурибаевич – кандидат физико-математических наук, заведующий кафедры естественных наук Нукусского филиала Ташкентского университета информационных технологий. E-mail: kanatbay.ismailov@gmail.com.

Исмайлов Канатбай Абдураимович – доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики полупроводников Каракалпакского государственного университета. E-mail: murat.sharibaev@mail.ru.

Каримов Иброҳим Набиевич – доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики Андиганского государственного университета. E-mail: ibrohim.karimov.56@mail.ru.

Носиров Муроджон Зокирович – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики Андиганского государственного университета. E-mail: nmz1964@yandex.ru.