

А.В. Коваленко

Гетероэпитаксиальные структуры $ZnS_xSe_{1-x}/GaAs$ – получение, физические свойства, применения.

*Дніпропетровський національний університет, радіофізичний факультет,
вул. Наукова, 13, м. Дніпропетровськ, Україна*

Известно, что высококачественные гетероструктуры на базе соединений с резкой границей раздела между слоями находят широкое практическое применение в опто- и микроэлектронике в качестве газочувствительных датчиков, фотоприемников, рентгеновских сенсоров, солнечных элементов и т.п. [1-4].

Стаття поступила до редакції 23.01.2007; прийнята до друку 15.06.2007.

Квантоворазмерные структуры на базе соединений A_2B_6/A_3B_5 в свою очередь оказались весьма перспективными для создания эффективных светодиодов, лазеров, твердотельных источников белого света, лавинных фотоприемников, а также для разработки элементной базы для нового поколения вычислительных систем – квантовых компьютеров [5-9]. Сказанное стимулирует дальнейшие исследования с целью улучшения характеристик приборов в результате применения таких технологий, которые, с одной стороны, обеспечивали бы экономичное массовое производство гетероструктур, а, с другой стороны, удовлетворили бы самые высокие требования к их качеству.

Одинаковая кристаллическая структура, близость параметров решеток $ZnSe$ и $GaAs$ выделяют эту пару полупроводников из группы соединений A_2B_6 и A_3B_5 и позволяют считать её “идеальной” для создания гетероструктур. Однако и в таком “идеальном” случае в гетероэпитаксиальной структуре $ZnSe/GaAs$ возникает внутренняя упругая деформация, вызванная решеточным рассогласованием параметров решетки эпитаксиального слоя $ZnSe$ и подложки $GaAs$. Деформационные напряжения в тонкой гетероструктуре при этом прямо пропорциональны отношения $\Delta a/a_0 = (a_{ZnSe} - a_{GaAs})/a_{GaAs}$, которое при $T = 300$ К составляет около $0,25 \div 0,27\%$ с учетом разброса параметров кристаллических решеток. При замене эпитаксиального слоя $ZnSe$ на пленку тройного соединения ZnS_xSe_{1-x} гетероструктура трансформируется к виду $ZnS_xSe_{1-x}/GaAs$, что существенным образом расширяет возможность ее применения, однако, при этом возрастают и деформационные напряжения. Так для пары соединений ZnS и $GaAs$ соотношения $\Delta a/a_0$ составляет уже $4,49 \div 4,51\%$,

поэтому гетероструктуры $ZnS_xSe_{1-x}/GaAs$ не могут считаться “идеальными”, их характеризуют словом “напряженные”.

Двумерное напряжение в гетероструктурах, вызванное решеточным рассогласованием, обуславливает деформацию сжатия, которая приводит к расщеплению валентной зоны эпитаксиального слоя на подзону “легких” и “тяжелых” дырок с положительным сдвигом тяжести мультиплета относительно дна зоны проводимости [10, 11]. По мере увеличения толщины эпитаксиального слоя ($d \sim 0,15 - 0,88$ мкм) двумерное деформационное напряжение сжатия может ослабляться вследствие образования дислокаций несоответствия. При $d > 0,88$ мкм в гетероструктуре возникает деформация растяжения, обусловленная отличием коэффициентов термического расширения материалов $ZnSe$ и $GaAs$, изменяющая взаимное расположение подзон “легких” и “тяжелых” дырок и сдвигающая эти подзоны в сторону дна зоны проводимости [11, 12]. Деформационные напряжения определяют энергетическое положение “легких” и “тяжелых” экситонов эпитаксиального слоя, что в свою очередь дает возможность методами экситонной спектроскопии оценить величину расщепления валентной зоны, вид деформации и толщину слоя [12].

Деформационные эффекты и возможность образования дислокаций несоответствия в эпитаксиальном слое определяют высокие требования к методам синтеза высококачественных гетероструктур $ZnS_xSe_{1-x}/GaAs$ и существенно ограничивают их перечень. Среди наиболее перспективных технологий следует выделить метод молекулярно-лучевой эпитаксии (метод МБЕ – [13, 14]), метод осаждения эпитаксиального слоя на подложку из металлоорганических соединений

(метод MOCVD – [15, 16]), а также метод атомарной послойной эпитаксии (метод ALE – [17]). За счет высокой чистоты применяемых источников, надежной системы контроля за всеми технологическими параметрами процесса эпитаксии, структурой и химическим составом выращиваемого слоя, низкой температуры подложки и т.д. этими методами были получены не только качественные гетероструктуры, но и квантово-размерные структуры типа одиночная квантовая яма и сверхрешетка [18-20], для которых наличие резкой границы раздела слой-подложка является принципиальным условием получения положительного результата.

Среди перспективных технологий синтеза качественных напряженных гетероструктур особое место занимает, разрабатываемая нами, низкотемпературная технология фотостимулированной газофазной эпитаксии (метод PAVPE – [21-25]). По экономическим затратам метод PAVPE существенно дешевле по сравнению с технологиями MBE, MOCVD, ALE. При этом он также позволяет получать как высококачественные монокристаллические эпитаксиальные слои [21, 22], так и все разновидности квантово-размерных структур: квантовые ямы и сверхрешетки [23 – 28], квантовые нити и квантовые точки [29].

В методе PAVPE резонансное поглощение квантов света растущим слоем приводит к появлению свободных электронно-дырочных пар, ослабляет ионную связь в молекулах ZnS_xSe_{1-x} , перераспределяет плотность электронных состояний, возмущая sp^3 -конфигурацию. Поверхность эпитаксиального слоя переходит в фотоиндуцированное возбужденное состояние, которое предопределяет кинетическую задержку процесса адсорбции, связанной с релаксацией к конечной стадии химической адсорбции [22]. Диссипация избыточной энергии при этом приводит к увеличению миграции адсорбированных атомов на поверхности. Кроме того при PAVPE появляется увеличение интенсивности процессов селективной десорбции атомов аниона (Se или S) по отношению к десорбции атомов катиона (Zn), что может быть связано с различной деформацией sp^3 -связи при присоединении атомов аниона и катиона. В случае присоединения атомов Se или S ослабляется “заряженная” форма химической адсорбции. Это вызывает перезарядку адсорбированного комплекса к нейтральной форме с понижением энергии активации десорбции. При присоединении атомов катиона фотостимуляция оказывает обратное действие: происходит “затягивание” атомов Zn в кристаллическую решетку эпитаксиального слоя. Такие процессы выравнивают стехиометрию растущей полупроводниковой пленки, снижают вероятность образования вакансий Zn, предотвращают возможность “забрызгивания” растущей поверхности атомами аниона. При PAVPE с ослаблением ионной связи миграция и десорбция избыточных анионов в основном будет происходить в области дефектных состояний, что будет

способствовать установлению двумерного зародышеобразованию и обеспечит высокое кристаллическое качество и зеркальную гладкость эпитаксиального слоя. Сказанное подтверждается данными рентгенодифракционного анализа, исследованием спектров экситонной фотолюминесценции (ФЛ) и спектров экситонного отражения [21, 22]. Высокое кристаллическое совершенство эпитаксиальных слоев, полученных методом PAVPE, подтверждается и наличием в спектрах ФЛ этих образцов группы экстремумов, относящихся к двух-электронным (TE) переходам, которые, как известно, могут наблюдаться только в качественных образцах [30].

Оптические и электрические свойства эпитаксиальных пленок ZnS_xSe_{1-x} на GaAs можно корректировать, изменяя многочисленные технологические параметры процесса эпитаксии (температура подложки, температуры источников сырья, расход газа-носителя и т.п.). Эти свойства также зависят от вида и чистоты источников сырья, качества подложки, степени очистки газа-носителя, наличия легирующих добавок, степени отклонения химического состава пленки от стехиометричного. В зависимости от технологических параметров роста пленки ZnS_xSe_{1-x} на GaAs могут быть поликристаллическими, остротекстурированными и монокристаллическими. В свою очередь, в зависимости от кристаллической структуры эпитаксиальные слои характеризуются разными спектрами ФЛ. Так чистая монокристаллическая пленка ZnSe имеет спектр ФЛ, сконцентрированный в голубой области спектра, который содержит один краевой максимум $\lambda_{max} \sim 460$ нм. Поликристаллическая пленка ZnSe люминесцирует в красной области спектра с максимумом самоактивированного излучения $\lambda_{max} \sim 610$ нм. Остротекстурированная пленка ZnSe обладает широким спектром ФЛ, который содержит оба максимума: $\lambda_{max} = 460$ нм и $\lambda_{max} = 610$ нм. Сказанное проиллюстрировано данными, представленными на рис. 1. С другой стороны, так как пленки ZnSe используются в качестве детекторов УФ и рентгеновского излучения, полученные результаты свидетельствуют о том, что в зависимости от кристаллической структуры эпитаксиального слоя детектируемое излучение можно трансформировать либо в голубую, либо в красную область спектра ФЛ. Последнее весьма существенно в решении вопросов об оптимальных условиях согласования спектра излучения детектора с областью максимальной спектральной чувствительности фотоприемника.

Технология PAVPE позволяет получить диодные (фотодиодные) и транзисторные (фототранзисторные) структуры на базе всех возможных разновидностей гетеропереходов ZnS_xSe_{1-x} (n, p)/GaAs (p, n). Температурная и радиационная стойкость этих материалов хорошо известна, а варьирование состава (параметра x) предполагает перестройку спектральных характеристик приборов в широком диапазоне рабочих частот. При этом, если

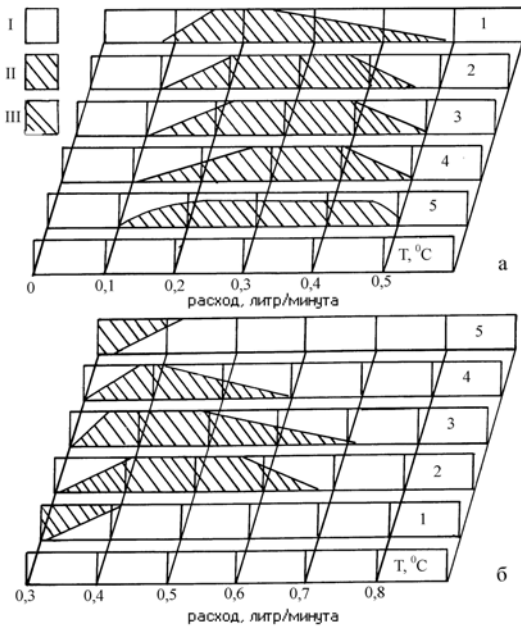


Рис. 1. Гистограмма, качественно характеризующая влияние технологических параметров роста на спектр ФЛ эпитаксиальных слоев ZnSe на подложках GaAs при использовании в качестве источника ZnSe порошка ZnSe марки “ОСЧ” (а) и самоактивированного монокристалла ZnSe, выращенного из газовой фазы (б): Т = 175°С (1), 215°С (2), 285°С (3), 310°С (4), 375°С (6); I – пленки ZnSe с краевой ($\lambda_{\text{max}} \sim 460$ нм) ФЛ, II – пленки ZnSe с самоактивированной ($\lambda_{\text{max}} \sim 610$ нм) ФЛ, III – пленки ZnSe с двумя максимумами ФЛ (краевым и самоактивированным).

получение подложек GaAs с n- и p-типом проводимости не составляет больших трудностей, то вопросам контроля за типом проводимости эпитаксиального слоя $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ следует уделить определенное внимание.

Ранее [31], проведя комплексные статистические исследования по исследованию термостимулированной э.д.с. (ТСЭ), проводимости (ТСП) и люминесценции (ТСЛ) в кристаллах $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ (рис. 2), нами было установлено, что по мере уменьшения параметра x в образцах происходит перераспределение соотношения между донорными и акцепторными центрами, при этом тип проводимости с n-типа, ярко выраженный в ZnS, сдвигается в сторону p-типа, наблюдаемый в ZnSe.

Измерения показали, что кристаллы с параметром $0 \leq x \leq 0,4$ могут обладать как n- так и p-типом проводимости. Эти результаты были подтверждены и результатами по измерению в кристаллах $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ спектральной зависимости э.д.с. Холла (рис. 3). Для стабилизации p-типа проводимости в кристаллах $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ могут использоваться два способа: легирование образцов акцепторными примесями (Li, P, Na и др.), а также изменение их стехиометрии [31]. Отжиг кристаллов в расплаве Se стабилизировал в них p-тип проводимости, в то время как отжиг в расплаве Zn обуславливал n-тип проводимости.

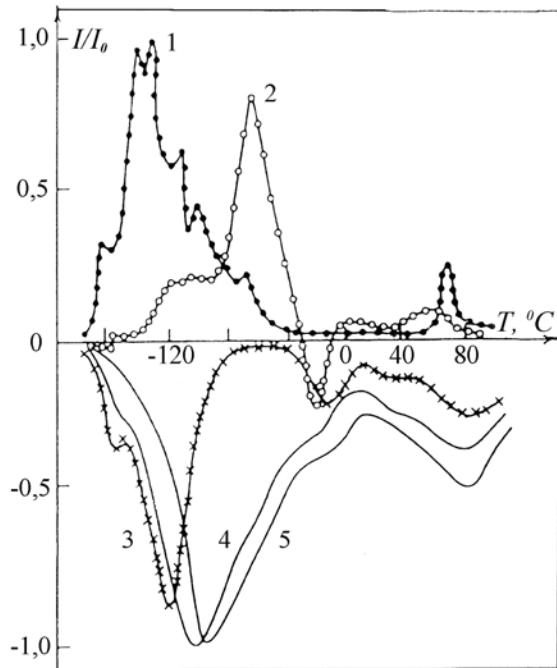


Рис. 2. Зависимость ТСЭ (1-3), ТСП (4) и ТСЛ (5) в кристаллах ZnSe (1), $\text{ZnS}_{0,4}\text{Se}_{0,6}$ (2) и ZnS (3-5) по данным работы [31].

Выводы, сделанные на основе изучения электрических характеристик базовых кристаллов $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$, являются весьма важными и для управления электрическими свойствами эпитаксиального слоя $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$ в методе PAVPE [32]. Стандартная технология роста [33] позволяет получить монокристаллические эпитаксиальные слои n-типа проводимости. Технологические параметры роста, характерные для стандартных условий синтеза сведены в табл. 1. Измерения их электрических характеристик, проведенные по методике Ван-дер-Пау, выявили низкое удельное сопротивление ($\rho = 0,5 \div 10^2$ Ом·см), большую концентрацию ($n = 10^{15} \div 10^{18}$ см⁻³) и относительно высокую подвижность ($\mu = 110 \div 130$ см²/В·с) основных носителей заряда, характерную для качественных монокристаллов ZnSe. Проводимость n-типа стабилизируется при выращивании пленок ZnSe в условиях сверхдавления паров Zn, а также при

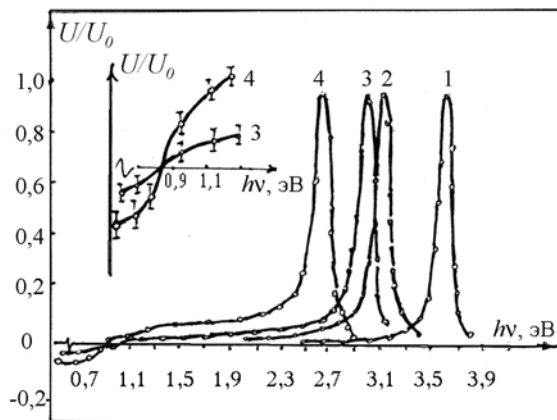


Рис. 3. Спектральная зависимость э.д.с. Холла в кристаллах $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$: $x = 1$ (1); 0,5 (2); 0,4 (3); 0 (4).

Таблица 1

Технологические параметры роста квантово-размерных структур на основе соединений ZnS и ZnSe, выращенных на подложках GaAs (100) методом PAVPE

№ п/п	Наименование параметра	Величина параметра
1.	Мощность излучения He-Cd лазера ($\lambda = 441,6$ нм), направленного на подложку GaAs (100)	1-2 мВт/см ²
2.	Температура подложки GaAs (100)	150-350 °С
3.	Температура источников ZnS и ZnSe	975 °С
4.	Расход основного ламинарного газового потока H ₂ для выращивания эпитаксиальной пленки	0,1-0,5 л/мин
5.	Расход дополнительного ламинарного газового потока H ₂ для выращивания эпитаксиальной пленки	0,1-0,5 л/мин
6.	Температурный градиент в зоне роста	200-300 °С/см
7.	Скорость роста одного монослоя ZnS и ZnSe	1,2 мин
8.	Время обдува поверхности пленки чистым H ₂ для вытеснения продуктов роста, сохранившихся в зоне реактора, перед началом роста последующего слоя	3-5 мин
9.	Расход основного газового потока H ₂ (ламинарный или турбулентный) для выращивания квантовых точек	0,1-1,5 л/мин

легировании пленки в процессе роста с применением таких источников как Al, AlCl₃, Ga [32]. Такие легированные пленки ZnSe n-типа проводимости характеризовались высокой концентрацией основных носителей заряда ($n \sim 10^{17} \div 10^{19} \text{ см}^{-3}$) и низким значением удельного сопротивления ($\rho \sim 5 \cdot 10^{-3} \div 1 \text{ Ом}\cdot\text{см}$) эпитаксиального слоя. Последнее весьма важно для уменьшения суммарного последовательного сопротивления гетероструктур, применяемых в качестве солнечных элементов. Для всех видов образцов n-типа проводимости энергия ионизации мелких донорных уровней лежала в диапазоне значений $10 \div 23$ мэВ.

Выращивание эпитаксиальной пленки ZnSe в условиях сверхдавления Se увеличивает их удельное сопротивление ($\rho \sim 10^9 \div 10^{12} \text{ Ом}\cdot\text{см}$), уменьшает величину подвижности и значение концентрации свободных носителей заряда. Изменение стехиометрии пленки ZnSe в сторону избытка Se может привести к инверсии типа проводимости. К получению эпитаксиального слоя ZnSe p-типа проводимости приводит также легирование пленки в процессе роста такой акцепторной примесью, как Li [32].

ВАХ гетероструктуры ZnSe(n)/GaAs(n), выращенной при стандартных условиях, приведены на рис. 4. Она обладает ярко выраженными вентильными свойствами, резкое возрастание тока в прямом направлении наступает при $U = 20 - 25$ В. При $U = 20$ В величина прямого тока при $T = 300$ К на три порядка ниже, чем при $T = 425$ К. ВАХ хорошо аппроксимируется экспоненциальным законом вида: $I \sim I_0 [\exp(eU/nKT) - 1]$, где n –

постоянная величина, находящаяся в пределах значений $2 \div 2,5$. Независимость наклона прямых $\ln I = f(U)$ от температуры позволяет предположить, что прямой ток в гетероструктуре может быть обусловлен туннельно-рекомбинационным механизмом, при этом прохождение тока через область объемного заряда связано с одноступенчатой или многоступенчатой рекомбинацией через глубокие локальные уровни.

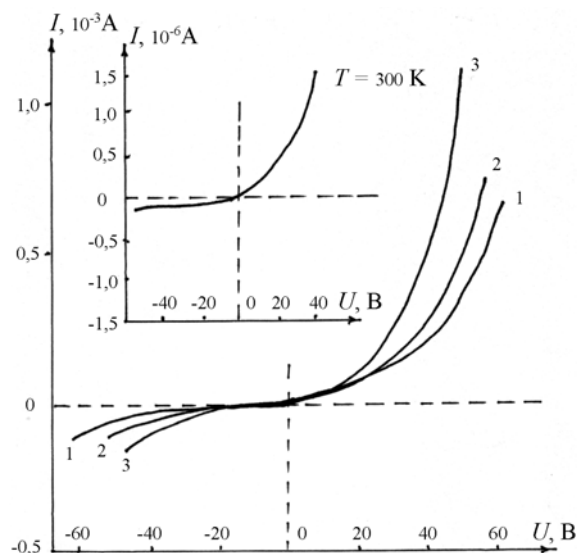


Рис. 4. ВАХ гетероструктур ZnSe(n)/GaAs(n): $T = 375$ К (1), 400 К (2), 425 К (3); $T = 300$ К (на вставке).

- [1] А.Ю. Мекекечко, А.В. Коваленко, И.М. Черненко, В.Ф. Катков. Исследование чувствительности к водороду структур ZnSe/GaAs // ФТП, 27(6), сс. 1060-1064 (1993).
- [2] Т.М. Bochkova, A.V. Kovalenko. Detector of high energy radiation on the structure Bi₄Ge₃O₁₂/ZnSe_xTe_{1-x}/ZnSe // Nucl. Tracks. Radiat. Meas. 21(1), pp. 191-194 (1993).

- [3] А.В. Коваленко, Т.М. Бочкова. Детекторы ионизирующего излучения на структуре сцинтиллятор (подложка) - планарный фотоприёмник $ZnSe_xTe_{1-x} - ZnSe$ // *ФТП*, **27**(8), сс. 1335-1339 (1993).
- [4] А.В. Коваленко, А.Ю. Мекекечко. Исследование влияния эпитаксиального слоя селенида цинка на спектры фоточувствительности солнечных элементов // *ЖПС*, **59**(1-2), сс. 182-184 (1993).
- [5] Ж.И. Алфёров. История и будущее полупроводниковых гетероструктур // *ФТП*, **32**(1) сс. 3-18 (1998).
- [6] Т.Н. Данилова, Б.Е. Журганов, А.Н. Именков, Ю.П. Яковлев. Светодиоды на основе твердых растворов $GaSb$ для средней инфракрасной области спектра 1,6-1,4 мкм // *ФТП*, **39**(11) сс. 1281-1311 (2005).
- [7] Е.Ю. Лундина, Ю.М. Шерняков, М.В. Максимов и др. Высокая деградиационная стабильность длинноволновых ($>1,25 \mu m$) лазеров на квантовых точках, выращенных на подложках $GaAs$ // *ЖТФ*, **73**(1), сс. 140-142 (2003).
- [8] М.Л. Бадгутдинов, Е.В. Коробов, Ф.А. Лукьянов и др. Спектры люминесценции, эффективность и цветовые характеристики светодиодов белого свечения на основе р-п-гетероструктур $InGaN/GaN$, покрытых люминофорами // *ФТП*, **40** (6), сс. 758-763 (2006).
- [9] J.A. Jones, M. Mosca. Implementation of Quantum Algorithm on NMR Quantum Computer // *J. Chem. Soc.*, **109**(5), pp. 1648-1653 (1998).
- [10] J. Gutowski, N. Presser, G. Kudlek. Optical properties of ZnSe epilayers and films // *Phys. stat. sol.(a)*, **120**(11), pp.11-59 (1990).
- [11] М.С. Бродин, В.В. Тищенко, Н.В. Бондарь, А.В. Коваленко, А.Ю. Мекекечко. Резонансная экситонная люминесценция эпитаксиальных плёнок $ZnSe/GaAs$ (100) // *УФЖ*, **37**(12) сс. 1801-1806 (1992).
- [12] А.В. Коваленко, А.Ю. Мекекечко. Влияния деформационных напряжений на оптические характеристики эпитаксиальных плёнок $ZnSe$ на $GaAs$ (100) // *ФТТ*, **35**(10), сс. 2852-2855 (1993).
- [13] R.M. Park, H.A. Mar, N.M. Salansky Homo- and heteroepitaxial growth of high quality ZnSe by MBE // *J. Vac. Sci. Technol.*, **B3**(6), pp.1637-1640 (1985).
- [14] Т. Yao, Т. Taguchi. Characteristics of p-type impurities and the effect of heat-treatment in high-purity ZnSe grown by molecular-beam epitaxy // *13th Int. Conf. Defec. Semic.*, Calif. Warrendale., pp. 1221-1227 (1985).
- [15] N. Mounq, J. Williams. Effect of substrate autodoping on MOVPE-grown ZnSe and ZnSe: analysis by photoluminescence (PL) and secondary ion mass spectrometry (SIMS) // *J. Crystals Growth.*, **86**, pp. 629-633 (1986).
- [16] A. Yoshikawa, S. Matsumoto, S. Yamaga etc. Use of dimethyl hydrazine as a new acceptor-dopant source in metalorganic vapor phase epitaxy of ZnSe // *J. Crystals Growth*, **101**, pp. 305-310 (1990).
- [17] Т. Yao. The effect of lattice misfit on lattice parameters and photoluminescence properties of ALE ZnSe on $GaAs$ (100) // *Jap. J. Appl. Phys.*, **25**(7), pp. L544-L547 (1986).
- [18] Y. Kawakami, Т. Taguchi, А. Hikaki. Excitonic and edge emissions in MOCVD-grown ZnS films and ZnSe-ZnS superlattices // *J. Crystals Growth.*, **83**, pp. 331-338 (1988).
- [19] Y. Yamada, Т. Taguchi. Excitonic luminescence and the effect of high excitation in ZnSe-ZnS strained-layer superlattices grown on ZnS substrates // *J. Crystals Growth.*, **101**, pp. 661-666 (1990).
- [20] Т. Yao, М. Fujimoto, S.K. Chang etc. Fabrication of $ZnS/(ZnSe) \{n\}/ZnS$ single quantum well structures and photoluminescence properties // *J. Crystals Growth.*, **111**, pp. 823-828 (1991).
- [21] А.В. Коваленко, А.Ю. Мекекечко, В.В. Тищенко, Н.В. Бондарь. Сравнение оптических характеристик плёнок $ZnSe/GaAs(100)$, выращенных методами газофазной и фотостимулированной газофазной эпитаксии // *ФТТ*, **36**(5), сс. 1350-1356 (1994).
- [22] А.В. Коваленко, А.Ю. Мекекечко. Стимулированная лазером газофазная эпитаксия $ZnSe$ на $GaAs$ (100) // *ФТП*, **29**(8), сс. 1461-1467 (1995).
- [23] М.С. Бродин, Н.В. Бондарь, А.В. Коваленко, А.Ю. Мекекечко, В.В. Тищенко. Исследование оптических характеристик квантово-размерных халькогенидных структур, выращенных методом лазерно-стимулированной газофазной эпитаксии // *Квантовая электроника*, **20**(7), сс. 629-630 (1993).
- [24] М.С. Бродин, А.В. Коваленко, В.В. Тищенко, А.Ю. Мекекечко, Н.В. Бондарь. Синтез размерно-ограниченных структур $ZnS-ZnSe-ZnS/GaAs(100)$ методом РAVPE и исследование их оптических характеристик // *УФЖ*, **38**(11) сс. 1664-1666 (1993).
- [25] A.V. Kovalenko, V.V. Tischenko $ZnS-ZnSe-ZnS/GaAs$ (100) single quantum well structures and $ZnS/ZnSe/GaAs$ (100) superlattices grown by photo - assisted VPE // *Jpn. J. Appl. Phys.*, **34**(34-1), pp. 209-211 (1995).
- [26] В.В. Тищенко, Н.В. Бондарь, М.С. Бродин, А.В. Коваленко. Фотолуминесценция локализованных экситонов в когерентно-напряжённых квантовых ямах $ZnS-ZnSe/GaAs(100)$ // *ФТП*, **31**(12) сс. 1440-1442 (1997).
- [27] V.V. Tischenko, N.V. Bondar, A.V. Kovalenko, M.P. Halsall, P. Lilley. Localized excitonic states in $ZnS-ZnSe$ single quantum wells // *Superlattices and Microstructures*, **24**(2) pp. 143-147 (1998).

- [28] H.P. Halsall, V.V. Tishchenko, A.V. Kovalenko, J.E. Nicholls, P. Lilley. Characterization of ZnS/ZnSe quantum wells grown by photoassisted vapour phase epitaxy // *УФЖ*, **46**(8) сс. 865–869 (2001).
- [29] V.V. Tishchenko, A.V. Kovalenko. Characterisation of ZnSe nanocrystals grown by vapor phase epitaxy // *Fizika Nizkih temperatur*, **32**(12), pp. 1545-1550 (2006).
- [30] М.С. Бродин, А.В. Коваленко, А.Ю. Мекекечко, В.В. Тищенко, Н.В. Бондарь. Спектроскопия экситонных состояний в тонких эпитаксиальных плёнках ZnSe на GaAs (100) // *Оптика и спектроскопия*, **75**(5), сс. 992-995 (1993).
- [31] А.В. Коваленко, Н.Д. Борисенко. Тип проводимости и глубокие центры захвата в монокристаллах ZnS_xSe_{1-x} // *ФТП*, **28**(4), сс. 646-650 (1994).
- [32] А.В. Коваленко. Электрические свойства гетероструктур ZnSe/GaAs(100), выращенные методом фотостимулированной газофазной эпитаксии // *ФТП*, **31**(1) сс. 11-14 (1997).
- [33] А.В. Коваленко, П. Лилей. Кристаллическая структура и спектры фотолюминесценция эпитаксиальных слоев ZnSe на подложках GaAs (100) // *Неорг. материалы*, **28**(1), сс. 49-52 (1992).

A.V. Kovalenko

Heteroepitaxial Structures $ZnS_xSe_{1-x}/GaAs$ - Reception, Physical Properties, Applications

*Dnipropetrovs'k national university, radiofizichniy faculty,
Scientific Str., 13, Dnipropetrovs'k, Ukraine*

It is known, that high-quality heterostructures on the basis of linkings with a sharp demarcation between stratum find wide practical application in opto- and microelectronics as gas sensory data units, photodetectors, X-ray sensor controls, solar devices, etc. [1-4].