



# SCIENTIFIC BULLETIN

## PHYSICAL AND MATHEMATICAL RESEARCH

**ILMIY HABARNOMA  
FIZIKA-MATEMATIKA  
TADQIQOTLARI**

## ОГЛАВЛЕНИЕ

### Физика

<b>С.З. ЗАЙНАБИДИНОВ, А.С. САИДОВ, А.Й. БОБОЕВ, Б.М. ЭРГАШЕВ</b>	
Получения, морфология и фотоэлектрические свойства гетероструктуры $n\text{-Si}-p\text{-(Ge}_2\text{)}_{1-x-y}\text{(GaAs)}_x\text{(ZnSe)}_y$ .....	7
<b>Н.Ф. ЗИКРИЛЛАЕВ, К.А. ИСМАЙЛОВ, С.З. ЗАЙНАБИДИНОВ, З.Т. КЕНЖАЕВ, Б.К. ИСМАЙЛОВ</b>	
Влияние легирования никелем на спектральную чувствительность кремниевых солнечных элементов .....	16
<b>М.Ш. ИСАЕВ, А.Т. МАМАДОЛИМОВ, Ш.К. АКБАРОВ</b>	
Структура приповерхностного слоя диффузационно-легированного кремния атомами хрома и кобальта.....	21
<b>М.В. TAGAEV, A.A. ABDREYMOV, U.D. BAIRAMOV</b>	
Kremniyli p-n o'tishda mikroplazmalarning shakllanishi.....	27
<b>М.В. FOZILJONOV, I.N. KARIMOV, A.E. ABDIKARIMOV</b>	
Influence of the local trapped charge in oxide to the gate - drain capacitance in a FinFET .....	33
<b>Ш.Х. ЙУЛЧИЕВ, И.М. СОЛИЕВ, Х.Ж. МАНСУРОВ</b>	
Рентгеноструктурные исследования кремния марки КДБ-20 с участием кислорода.....	37

### Техника

<b>Р.А. МУМИНОВ, В.Г. ДЫСКИН, О.Ф. ТУКФАТУЛЛИН, Б.Н. БУТУНБАЕВ, К.А. ДЖУМАМАРУТОВ</b>	
К вопросу применения гидрофобных плёнок для пассивной очистки фронтальной поверхности фотоэлектрических модулей.....	42
<b>С. ЗАЙНАБИДИНОВ, Б. УРМАНОВ, С. АЛИЕВ</b>	
Разработка конструкции нового солнечного осветительного устройства.....	47
<b>С.С. НАСРИДДИНОВ, А.К. ХАМРАКУЛОВ, Н.Т. МОВЛОНОВ, М.И. МАННАНОВ</b>	
Метод определения удельного сопротивления почвы.....	53
<b>Ш.А. ГУЛАМОВ, Г.М. МҮМИНОВА</b>	
Легирланган ва лнгирланмаган қўға ўсимлиги толаларини таййорлаш хамда уларнинг оптоэлектроник хоссалари тадқиқ қилиш усуллари.....	58

### Математика

<b>А.К. УРИНОВ, Д.А. УСМОНОВ</b>	
Нелокальная задача для вырождающегося уравнения второго порядка, содержащего интегро-дифференциальный оператор дробного порядка с функцией бесселя в ядре.....	64
<b>N. UMRZAQOV, I.S. ZAYNABIDDINOV</b>	
On a pursuit differential game with integral constraints in $R^n$ .....	75
<b>Д.Д. АХМЕДОВА</b>	
Динамические системы симплекса квадратичных гомеоморфизмов.....	83

<b>Ф.А. ЮСУПОВ, Д.Д. АХМЕДОВА</b>	
Инвариантность некоторых стохастических квадратичных операторов неволтеррного типа в двухмерном симплексе.....	87
<b><u>Информатика</u></b>	
<b>Р.К. АЗИМОВ, Б.Р. АЗИМОВ</b>	
Машинали ўқитишда регрессия усуллари.....	90
<b>М.К.МАХКАМОВ, Х.А.МАМАДАЛИЕВ, Ш.Ш.ХОЖИКУЛОВ</b>	
Метод Фурье для исследования распространения волны уплотнения в трубопроводах установленном демпфером.....	96
<b>Ғ.О. ТАЖИБАЕВ, М.М. МИРЗАЕВА, Ш.О. ТҮРАХОНОВА.</b>	
Юпқа пластина эгилиши масаласини интегралли усулда ечишда чегаравий шартларга боғлиқ бўлган маҳсусликни эътиборга олиш.....	104
<b><u>Персоналии</u></b>	
Академиг М.Мусахонов 80 ёшда.....	111
<i>Правила оформления статьи</i> .....	113

# Получения, морфология и фотоэлектрические свойства гетероструктуры $n\text{-Si}-p\text{-(Ge}_2\text{)}_{1-x-y}\text{(GaAs)}_x\text{(ZnSe)}_y$

**С.З. Зайнабидинов<sup>1</sup>, А.С. Сайдов<sup>2</sup>, А.Й. Бобоев<sup>1,3</sup>, Б.М. Эргашев<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Андижанский государственный университет им. З.М. Бабура, 170100 Андижан, Узбекистан

<sup>2</sup>Физико-технический институт НПО “Физика–Солнце” Академии Наук Республики Узбекистан, 100084 Ташкент, Узбекистан

<sup>3</sup>Научно-исследовательский институт физики полупроводников и микроэлектроники при Национальном университете Узбекистана, 100057, Ташкент, Узбекистан.

Получена 2 мая 2023 г. Принята к печати 23 мая 2023 г.

**Аннотация.** Твёрдые растворы  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}\text{(GaAs)}_x\text{(ZnSe)}_y$  выращивали на Si подложках при различных значениях параметров жидкофазной эпитаксии. Установлено, что выращены сплошные слои  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}\text{(GaAs)}_x\text{(ZnSe)}_y$  с наноструктурами при температуре начала эпитаксии  $T=750$  °C. Образование компонентов обусловливаются несоответствием постоянных решеток на 4% и различием линейных коэффициентов термического расширения подложки и компонентов твердого раствора. Выращенная пленка представляет собой твердый раствор замещения  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}\text{(GaAs)}_x\text{(ZnSe)}_y$  ( $0 \leq x \leq 0.53$  и  $0 \leq y \leq 0.74$ ) с постепенно изменяющимся составом. Определены, что полученные пленки обладают избирательной фоточувствительностью, обусловленной компонентами GaAs, Ge, ZnSe с отличающимися значениями энергий ионизации соответствующих молекул. Установлено, что твёрдые растворы  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}\text{(GaAs)}_x\text{(ZnSe)}_y$  могут быть использованы как фотоактивный материал, работающего в ближней ИК и видимой областях спектра излучения.

**Ключевые слова:** жидкофазная эпитаксия, твёрдый раствор, температура кристаллизации, раствор-расплав, конвекционный поток, фоточувствительность, энергия ионизации.

**Abstract.** Solid solutions  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}\text{(GaAs)}_x\text{(ZnSe)}_y$  were grown on Si substrates at different values of liquid-phase epitaxy parameters. It has been established that continuous  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}\text{(GaAs)}_x\text{(ZnSe)}_y$  layers with nanoislands are grown at the temperature of the onset of epitaxy  $T=750$  °C. The formation of the components is caused by a 4% lattice mismatch and a difference in the linear thermal expansion coefficients of the substrate and solid solution components. The grown film is a substitution solid solution  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}\text{(GaAs)}_x\text{(ZnSe)}_y$  ( $0 \leq x \leq 0.53$  and  $0 \leq y \leq 0.74$ ) with a gradually changing composition. It is determined that the resulting films have selective photosensitivity due to GaAs, Ge, ZnSe components with different ionization energies of the corresponding molecules. It has been established that  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}\text{(GaAs)}_x\text{(ZnSe)}_y$  solid solutions can be used as a photoactive material operating in the near-IR and visible regions of the radiation spectrum.

**Key words:** liquid-phase epitaxy, solid solution, crystallization temperature, solution-melt, convection flow, photosensitivity, ionization energy.

Pacs: 73.40. Lq, 78.20. –e, 81.05. Hd

## 1. Введение

Известно, что многие соединения  $A^2B^6$  и  $A^3B^5$  являются дорогостоящими материалами, и поэтому использование массивных элементов на их основе в широком масштабе экономически невыгодно. Учитывая, что активная область оптоэлектронных элементов составляет несколько микрометров, целесообразным является выращивание таких соединений на доступных и дешевых подложках, изготовленных, в частности, из монокристаллического кремния. Однако из-за различия параметров решетки и коэффициентов термического расширения кремния и выращиваемых на нем эпитаксиальных пленок соединений  $A^2B^6$  и  $A^3B^5$ , трудно получить качественные пленки непосредственно на кремниевых подложках [1, 2]. Эти

несоответствия можно исключить, используя промежуточный буферный слой, встроенный между подложкой и эпитаксиальным слоем. В большинстве исследований по выращиванию Ge на Si сначала создавали буферные слои германия с эффективной толщиной 100 нм, затем, слой с квантовыми точками Ge был выращен при соответствующих температурах кристаллизации [3, 4]. Учитывая механические свойства эпитаксиальных пленок и интерфейсов изовалентных структур при формировании эпитаксиальных слоев они использовались для создания высококачественных гетероструктур Ge/Si, способных выдерживать дальнейшее выращивание слоев GaAs и ZnSe, поскольку, Ge для соединениями GaAs и ZnSe, который практически соответствует по параметру

решетки (несоответствие решетки 0,15 % при 300 К) [5-7]. Кроме того, коэффициент теплового расширения соединений GaAs и ZnSe различаются на 3 % и 15 % соответственно. В вышеуказанных исследованиях эпитаксиальные слои  $(Ge_2)_{1-x}(GaAs)_x$  и  $(Ge_2)_{1-x}(ZnSe)_x$  на Si подложках были выращены методом химического осаждения металлов из паровой фазы и молекулярно-лучевой эпитаксии. Однако, несмотря на достигнутые успехи в интеграции соединений свойств GaAs, ZnSe и монокристаллы Ge и Si с учетом появления инструментальных приложений при гетероэпитаксии полупроводников  $(Ge_2)_{1-x}(GaAs)_x$  и  $(Ge_2)_{1-x}(ZnSe)_x$  на Si подложках все еще остаются ряд проблем.

В настоящей работе приведены экспериментальные результаты по исследованию технологии выращивания эпитаксиальных слоев  $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$  и морфологическую, также влияния примесей GaAs и ZnSe на спектральные фоточувствительности гетероструктур  $n\text{-Si}-p\text{-}(Ge)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$ .

## 2. Методика выращивания эпитаксиальных слоев $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$ на подложке кремния.

Для выращивания эпитаксиальных пленок  $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$  на Si подложках нами были использованы метод жидкофазной эпитаксии из ограниченного объема раствора-расплава. Термодинамические условия процесса выбраны таким образом, чтобы при растворении  $Ge_2$ , GaAs и ZnSe в металлических растворителях растворенные материалы находились в форме молекул. Это способствует образованию твердого раствора  $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$  молекулярного замещения; то есть молекулы GaAs и ZnSe заменяются парными атомами германия. Этот метод позволяет выращивать слои твердого GaAs и ZnSe с плавно и монотонно изменяющимся составом от  $Ge_2$  до GaAs и ZnSe. Кроме того, процесс кристаллизации твердого раствора происходит в условиях, близких к равновесным. Скорость охлаждения раствора-расплава довольно низкая (1 град/мин). Время миграции растворенных молекул GaAs, ZnSe и парных атомов германия вдоль фронта кристаллизации значительно больше времени их перехода в кристаллическое состояние. Молекулы, мигрирующие по поверхности, будут кристаллизоваться именно в тех местах, где энергия упругого искажения кристаллической решетки будет минимальной. Это облегчает рост

эпитаксиальной пленки с совершенной кристаллической структурой.

Выращивание твердых растворов  $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$  проводились на подложках Si методом жидкофазной эпитаксии из висмутого раствора-расплава. Подложки были ориентированы по направлениям (111). Температура начала кристаллизации при этом составляла 750 °C. Состав раствора-расплава, соответствующий температуре начала кристаллизации также определялся по фазовой диаграмме Bi-Ge, Bi-GaAs и Bi-ZnSe и имеет следующее соотношение компонентов (в массовых процентах): Bi: 97,63%, Ge: 3.13%, GaAs 1.18%, и ZnSe: 0,48%.

Изучена возможность образования твердого раствора молекулярного замещения между  $Ge_2$ , GaAs и ZnSe. Согласно критериям, для образования твердого раствора замещения должны быть выполнены следующие условия [8]: суммы валентностей атомов молекул замещающих компонентов твердого раствора должны быть одинаковыми; суммы ковалентных радиусов атомов молекул замещающих компонентов не должны отличаться друг от друга более чем на 10%. Согласно проведенным расчетам, можно сказать, что  $Ge_2$ , GaAs и ZnSe могут образовывать непрерывный твердый раствор с молекулярным замещением (рис. 1).

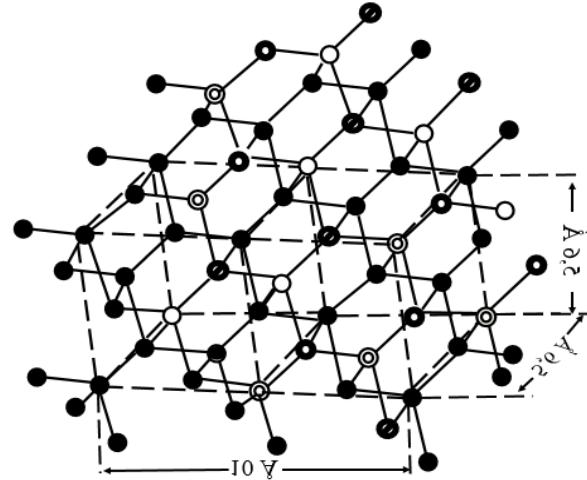


Рис. 1. С.З. Зайнабидинов, Пространственная конфигурация тетраэдрических связей молекул непрерывных твердых растворов  $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$

Следует указать, что при этом образование твердого раствора с атомным замещением по ряду термодинамических причин не может иметь место. Из рис.1. видно, что пространственная конфигурации кластера, выраженного твердого раствора  $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$  с тетраэдрическими связями в

Ge, образованные молекулами GaAs и ZnSe. Их нанолинейные размеры соответственно равны 5,6, 5,6, и 10 Å.

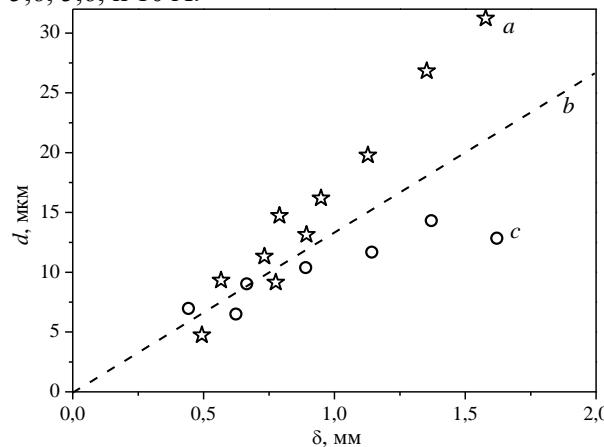


Рис. 2. С.З. Зайнабидинов, Зависимости толщины эпитаксиальных слоев твердых растворов  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$  от зазора между подложками. *a* – для верхней подложки, *b* – теоретическая зависимость, *c* – для нижней подложки.

На рис. 2, приведены экспериментальные данные, толщины пленок на нежных и верхних подложках пределах ошибок измерения. Как видно расчетные значения  $\delta$ , ложатся на прямой, описываемой выражением:

$$d_{(\text{Ge})_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y} = \frac{\delta}{2} \left[ \frac{A_1}{\rho_1} (1 - x - y) + \frac{A_2}{\rho_2} x + \frac{A_3}{\rho_3} y \right] \cdot \frac{\rho}{A} [C_1 + C_2 + C_3] \quad (1)$$

т.е. до достижения величины зазора  $\approx 0,8$  мм,  $d(\delta)$  расчетные и экспериментальные данные совпадают, после чего экспериментальные кривые как для нежных, так и для верхних подложек сильно расходятся от расчётных. Здесь,  $x$  и  $y$  – содержание GaAs и ZnSe в твердом растворе,

$$A_1, A_2, A_3, A$$

и  $\rho_1, \rho_2, \rho_3, \rho$  молекулярные веса и плотности германия, арсенида галлия, селенида цинка и висмута соответственно:  $C_1, C_2, C_3$  молекулярные доли германия, арсенида галлия и селенида цинка в жидкой фазе:  $\delta$  – величина зазора между подложками. Поскольку молекулярные веса и плотности германия и селенида цинка очень близки между собой по величине,  $\frac{A_1}{\rho_1} \approx \frac{A_2}{\rho_2} \approx \frac{A_3}{\rho_3}$  то наклоны расчетных прямых, описываемых выражением (1) почти одинаковы для разных « $x$ » и « $y$ ». Следует также отметить, что структурные совершенства слоев твердых растворов, выращенных на нежных и верхних подложках, также отличаются между собой. Более совершенные эпитаксиальные слои с гладкой поверхностью при прочих равных условиях получаются на нежных подложках.

Также отметим, что с увеличением температуры начала эпитаксии структурные совершенства слоев, выращенных как на нежных, так и на верхних подложках, заметно улучшаются.

Наблюдаемые различия зависимостей толщины эпитаксиальных слоев от величины зазора “ $\delta$ ” возможно связаны следующими механизмами (рис.3).

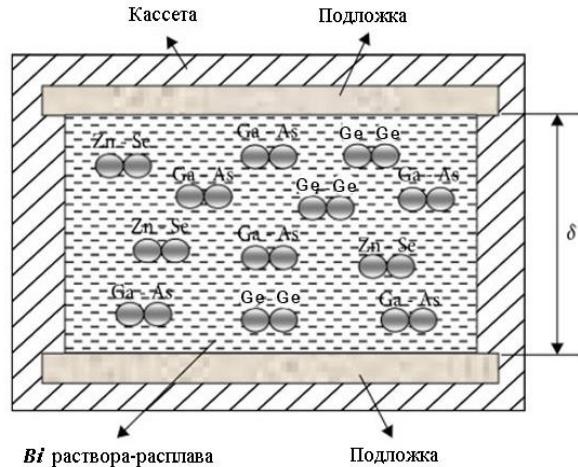


Рис. 3. С.З. Зайнабидинов, Схема распределения компонентов в растворе-расплаве, находящегося между подложками при  $\delta > 0,8$  мм во время кристаллизации.

В растворе-расплаве, выдержанном при определенный температуре, растворенные компоненты распределяются однородно по всему объему раствора-расплава и поскольку раствор-расплав был насыщен как по отношению к германию, так и к селениду цинка, то возникают выделения твердого раствора  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$  в жидкой фазе, которые начинают перераспределяться в растворе-расплаве под влиянием гравитационного поля. Таким образом, в растворе-расплаве возникают конвекционные потоки. Поскольку, плотность твердого раствора  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$  ниже плотности растворителя т.е. висмута, то такие конвекционные потоки усиливают подвод массы твердого раствора к верхнему фронту кристаллизации. Поэтому, при прочих равных условиях, фактическая скорость роста слоев на верхней подложке значительно выше, что способствует образованию более толстых пленок. Увеличение скорости роста приводит также к некоторому ухудшению структурного совершенства слоев. При зазорах меньших, чем 0,8 мм, вероятно, условия для образования конвекционных потоков в растворе-расплаве недостаточны и рост осуществляется только за счет молекулярной диффузии компонентов.

Для приготовления необходимого раствора-расплава растворимости  $\text{Ge}_2$ , GaAs и

ZnSe в Bi, в диапазоне температур 750–650°C, были исследованы потери массы образцов Ge<sub>2</sub>, GaAs и ZnSe, помещенных в жидкий висмут и выдержаных в нем до насыщения раствора. Состав раствора-расплава Bi-Ge-GaAs-ZnSe при 730°C был следующим: Bi 100 г, Ge 3 г, GaAs 2 и ZnSe 1 г. Здесь предполагается, что растворенные соединения Ge<sub>2</sub>, GaAs и ZnSe в жидким висмуте при температуре жидкофазной эпитаксии (750°C), находятся в основном, в виде молекул. Это предположение основано на анализе растворимости Ge<sub>2</sub>, GaAs и ZnSe в Bi. Разложение молекул Ge<sub>2</sub>, GaAs и ZnSe при растворении в Bi на отдельные атомы Ga, As, Zn и Se, согласно диаграмме состояния сплавов, эквивалентно одновременному растворению Ga, As, Zn и Se в Bi. Как известно, все эти химические вещества Ga, As, Zn и Se в Bi при температуре 750°C находятся в расплавленном состоянии (так как их температуры плавления ниже (750°C) и обладают неограниченной растворимостью между собой.

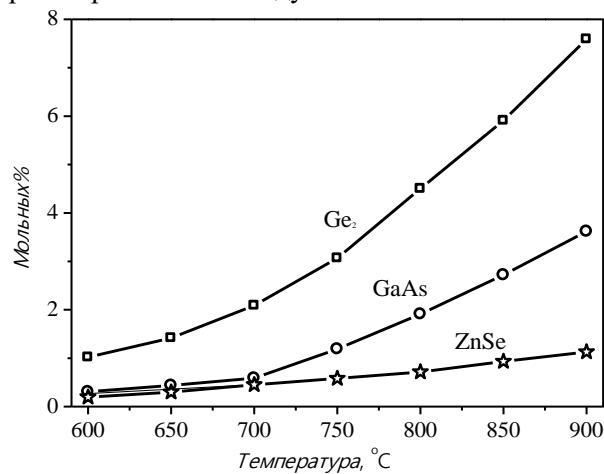


Рис. 4. С.З. Зайнабидинов, Зависимость растворимости Ge<sub>2</sub>, GaAs и ZnSe в Bi от температуры.

На рис. 4 показаны данные о растворимости Ge<sub>2</sub>, GaAs и ZnSe в Bi в зависимости от температуры. Как видно, растворимость Ge<sub>2</sub>, GaAs и ZnSe в Bi явно ограничены, и составляют всего 3,1 мольных% (для Ge), 1,18 мольных% (для GaAs) и 0,57 мольных% (для ZnSe) при 750 °C, соответственно. Это указывает на то, что Ge<sub>2</sub>, GaAs и ZnSe в растворе-расплаве висмута находятся в основном в форме молекул Ge-Ge Ga-As, Zn-Se. Кроме того, одним из основных условий жидкофазной эпитаксии является то, что раствор-расплав должен быть пересыщен его компонентами. Тот факт, что в наших условиях наблюдается эпитаксиальный рост пленок (Ge<sub>2</sub>)<sub>1-x-y</sub>(GaAs)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub>, указывает на то, что

раствор-расплав висмута насыщен молекулами Ga-As, Ge-Ge Zn-Se и что эти молекулы не распадаются на отдельные атомы. Основываясь на принцип подобия, то есть подобное растворяется в подобном, можно предположить, что в начальный момент роста эпитаксиального слоя происходит кристаллизация слоев германия, поскольку при выбранной температуре эпитаксии раствор насыщается Ge. При более низких температурах создаются условия для роста сплава (Ge<sub>2</sub>)<sub>1-x-y</sub>(GaAs)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub>, поскольку раствор-расплав становится перенасыщенным элементами GaAs и ZnSe. Твердые растворы выращивали при различных значениях параметров жидкофазной эпитаксии. Расстояние между верхней и нижней подложками ( $\delta$ ), а также начало и конец температуры кристаллизации (T) и скорость принудительного охлаждения раствора-расплава висмута (9) варьировались.

### 3. Электронно-микроскопические исследования и рентгеновский микрозондовый анализ твердых растворов (Ge<sub>2</sub>)<sub>1-x-y</sub>(GaAs)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub>

Проведенные морфологические исследования полученных слоев с помощью атомно-силового микроскопа «Solver-NEXT», показали, что при температуре начала эпитаксии T=750 °C на Si подложках выращен сплошной слой с островками. Однако, такие слои имели матовую поверхность и множества наноразмерных объектов, т.е. наноостровков (рис.5).

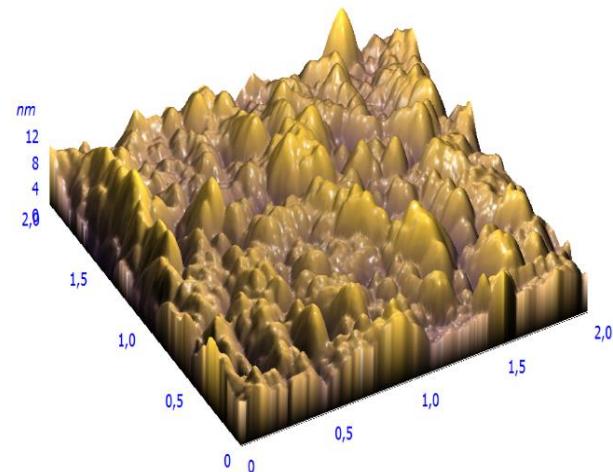


Рис. 5. С.З. Зайнабидинов, Атомно-силовое микроскопическое изображение поверхности твердого раствора (Ge<sub>2</sub>)<sub>1-x-y</sub>(GaAs)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub>, выращенного при T<sub>н.к.</sub>=750 °C.

Такого результата следовало ожидать, поскольку, несоответствие решеток ( $a_{Si}=5.43 \text{ \AA}$ ) ( $a_{GaAs} \approx a_{Ge} \approx a_{ZnSe} = 5.65 \text{ \AA}$ ) в данном случае

составляет 4%. Кроме того, линейные коэффициенты термического расширения при комнатной температуре между собой заметно различаются:  $\alpha_{\text{Si}}=5,1 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$ ,  $\alpha_{\text{Ge}}=6,1 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$ ,  $\alpha_{\text{GaAs}}=5,9 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$  и  $\alpha_{\text{ZnSe}}=7 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$ . Такое различие коэффициентов термического расширения вероятно привело к растрескиванию эпитаксиальных слоев твердых растворов  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ , которые наблюдались в экспериментах.

Исследования химического состава выращенных эпитаксиальных слоев  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$  проводились на рентгеновском микроанализаторе "Jeol" JSM 5910 LV-Япония. На основе анализа этих результатов был определен профиль распределения молекул  $\text{Ge}_2$  GaAs и ZnSe в зависимости от глубины эпитаксиального слоя (рис. 6).

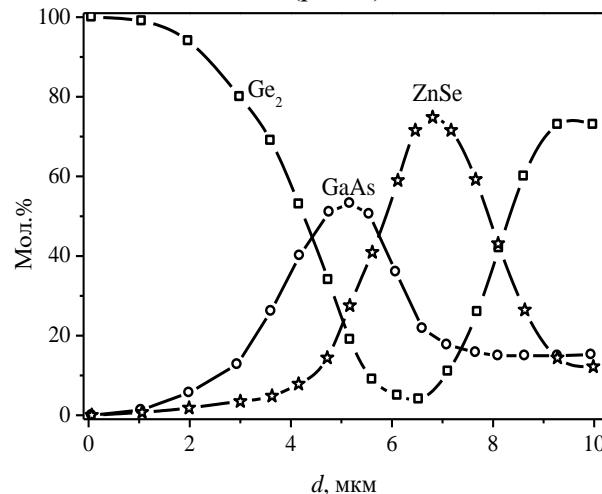


Рис. 6. С.З. Зайнабидинов, Профиль распределения молекул  $\text{Ge}_2$ , GaAs и ZnSe в эпитаксиальном слое  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ ,  $d=0$  соответствует границе подложки кремния и пленки.

Как видно, что с ростом твердого раствора  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$  молярное содержание GaAs и ZnSe в эпитаксиальном слое сначала плавно увеличивается, достигая максимального значения  $x=0,53$  и  $y=0,74$  соответственно. Это свидетельствует о высоком перенасыщении раствора-расплава на фронте кристаллизации GaAs и ZnSe. Далее молярное содержание GaAs и ZnSe медленно уменьшается, достигая значения при  $x=0,15$  и  $y=0,12$  в приповерхностной области пленки. Поскольку рост эпитаксиального слоя осуществляется из ограниченного объема раствора-расплава и учитывая то, что растворимость GaAs в 3 раз, а ZnSe 5 раз ниже растворимости Ge в висмуте, то после интенсивного введения GaAs и ZnSe в твердую фазу, раствор-расплав обедняется, что в

далнейшем вызывает постепенное уменьшение молярного содержания GaAs и ZnSe в направлении роста. На глубине 1 мкм от поверхности пленки молярное содержание GaAs и ZnSe не превышает 15% и 12% соответственно. Таким образом, выращенная пленка представляет собой твердый раствор замещения  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$  ( $0 \leq x \leq 0,53$  и  $0 \leq y \leq 0,74$ ) с постепенно изменяющимся составом.

#### 4. Спектральные фоточувствительности $n\text{-Si}-p\text{-(Ge)}_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ гетероструктур

Спектральные зависимости, приведенные на рис.7, снимались при толщине эпитаксиального слоя  $\approx 10$  мкм для одной серии образцов с распределением компонентов на поверхности гетероструктуры  $n\text{-Si}-p\text{-(Ge)}_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ . Она была измерена оптическим спектрометром оснащенным зеркальным монохроматором фирмы CARL ZEIS JENA с кварцевой оптикой, что давало возможность исследовать образцы в диапазоне энергии фотонов от 1 до 3 эВ. Для сравнения на рисунке приведена спектральная зависимость  $n\text{-Si}-p\text{-Si}$  структуры (кривая 1, рис. 7) с эпитаксиальным слоем  $(\text{Ge})_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ , толщиной 10 мкм. Видно, что молекулы GaAs и ZnSe обуславливают повышение спектров фоточувствительности гетероструктур в коротковолновой области с энергией фотонов  $E_{\text{ph}} \geq 1,45$  эВ, а атомы Ge - небольшое расширение спектра фоточувствительности в длинноволновую сторону.

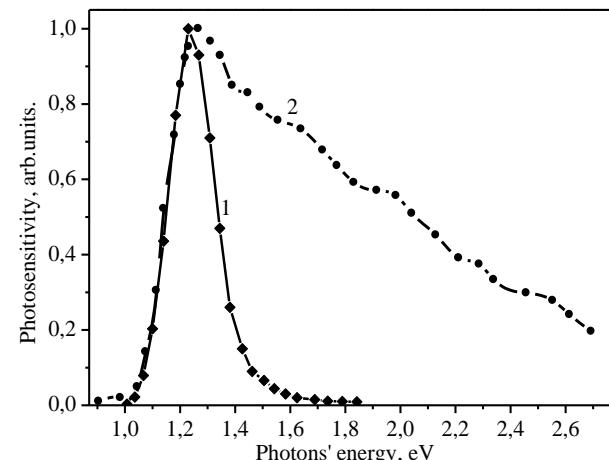


Рис.7. С.З. Зайнабидинов, Спектральная зависимость фоточувствительности структур  $n\text{-Si}-p\text{-(Ge)}_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$  (1) и  $n\text{-Si}-p\text{-Si}$  (2), (толщина эпитаксиальных слоев 10 мкм).

Максимальная фоточувствительность наблюдается при энергии фотонов 1,26 эВ (рис. 7.), которая изменяется на 0,04 эВ в коротковолновой области спектра по сравнению спектральной зависимости  $n\text{-Si}-p\text{-Si}$  структуры,

которой свидетельствует об образовании тонких эпитаксиальных пленок на кремниевых подложках и связанной с шириной запрещенной зоны твердого раствора  $(Ge)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$ . Нами также были определены ширина запрещённой зоны твердого раствора  $(Ge)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$  по соотношению зависимости от химического состава компонент с помощью следующего выражения [9]:

$$E_{g,\text{t.p.}} = (1-x-y)E_{g,Ge} + (x)E_{g,GaAs} + (y)E_{g,ZnSe} - \zeta_1(x)(1-x-y) - \zeta_2(y)(1-x-y) \quad (2)$$

где  $x$  и  $y$  мольные содержания GaAs и ZnSe в эпитаксиальном слое, которые определены на основе результатов рентгеновского микрозондового анализа и имеют значения  $x=0,15$  и  $y=0,12$  соответственно.  $\zeta_1$  и  $\zeta_2$  – рассогласование постоянных решеток Ge, GaAs и ZnSe, определенные выражениями  $\zeta_1 = 2|a_{Ge} - a_{GaAs}| / (a_{Ge} + a_{GaAs}) = 0.0015$  и  $\zeta_2 = 2|a_{Ge} - a_{ZnSe}| / (a_{Ge} + a_{ZnSe}) = 0.0017$ . В нашем случае расчеты по (2) показали, что значения ширины запрещённой зоны твердого раствора  $(Ge)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$ , равно 1.047 эВ.

Далее, на спектре фоточувствительности  $n\text{-Si}-p\text{-}(Ge)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$  гетероструктуры наблюдаются еще пять фотопиков с максимумами при энергиях фотонов 1.45, 1.64, 1.91, 2.21 и 2.45 эВ. Кроме того, исследования фоточувствительности гетероструктур показали заметное перекрывание профилей большинства фотопикников с различной интенсивностью, которое возможно связано близостью их энергий поглощения.

С целью более глубокого изучения механизмов поглощения энергии фоточувствительность гетероструктуры  $n\text{-Si}-p\text{-}(Ge)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$  оценивалась по программе Wolfram Mathematics 7 в гауссовском приближении и результаты разложены на гауссовые линии. Исходные значения энергий  $E_i$  отдельных фотопикников задавались с учетом максимумов поглощения на экспериментальной кривой. В результате оказалось, что проанализированный спектр можно описать совокупностью шести гауссовых линий со значениями  $E_i$  отвечающими оптимальному совпадению экспериментальной и суммарной аппроксимирующей гауссовых кривых. При этом, разброс значений  $E_i$  фотопикников с табличными не превышает 0,01 эВ.

Все шесть фотопикников, соответствующие гауссовым кривым наблюдались в интервале энергий фотонов:  $E_{ph,1} = 0,98-1,75$  эВ,  $E_{ph,2} = 1,01-2,03$  эВ,  $E_{ph,3} = 1,15-2,28$  эВ,  $E_{ph,4} = 1,34-2,52$  эВ,  $E_{ph,5} = 1,75-2,71$  и  $E_{ph,6} = 2,1-2,77$  эВ и их

максимумы выделялись при энергиях 1,23, 1,45, 1,64, 1,91, 2.21 и 2.45 эВ, соответственно (рис. 8).

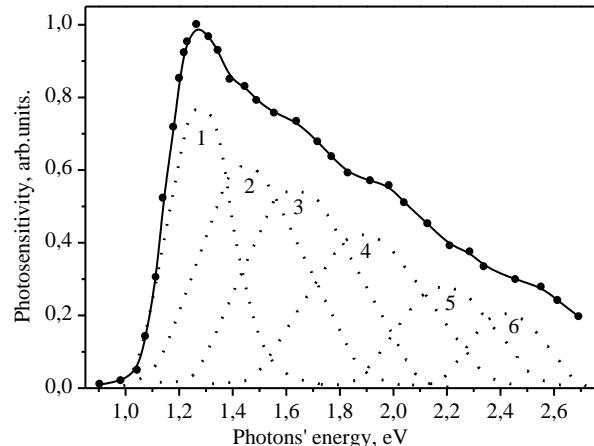


Рис. 8. С.З. Зайнабидинов, Спектральная фоточувствительность гетероструктуры  $n\text{-Si}-p\text{-}(Ge)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$  в гауссовском приближении: точки – экспериментальные результаты; сплошные кривые – суммы расчетного гауссова спектра; пунктирные кривые – гауссовые компоненты расчетного спектра.

Как видно из рис. 8 приведенный спектр первого гауссова компонента (кривая 1) начинается с энергии фотонов 0,98 эВ, который возможно обусловлена узкозонный компонентой атомов германия, размещенного в узлах галлия, создающий ковалентную связь с атомами арсенида и образует энергетический уровень мелких доноров [10]. Кроме того, спектр этого компонента резко возрастает, начиная с энергии фотонов 1 эВ, что свидетельствует о возможном образовании комплексов между рекомбинационными центрами, которые как сказано выше, уровень мелких доноров и собственный уровень нанокристаллов германия в нашем случае в слое GaAs имеют акцепторную природу [11]. Это означает, что парные атомы Ge частично замещают некоторые молекулы арсенида галлия в дефектоспособных областях арсенид галлиевой решетки, и самообразуются нанокристаллы [12]. Поэтому максимум первого гауссова компонента наблюдается при энергии фотонов 1,23 эВ, который обусловлен шириной запрещенной зоны твердого раствора  $(GaAs)_{1-x}(Ge_2)_x$  [13]. Анализ на основе представлений авторов [11] показывают, что в арсенид галлиевых монокристаллах нанокристаллы Ge имеют собственный энергетический уровень с акцепторным характером.

Максимум второй гауссовой компоненты (кривая 2) наблюдается при 1,45 эВ

и этот пик также соответствует рекомбинации из зоны проводимости на акцепторные состояния в  $p\text{-GaAs}$ , что подтверждается фотолюминесценцией кристаллов  $p\text{-GaAs}$  при энергии фотонов 1,35–1,65 эВ [14].

Максимум третьей гауссовой компоненты (кривая 3) наблюдается при 1,64 эВ, что возможно обусловлено валентно-зонными изовалентными примесями соединений Ge–Se в слое GaAs. В работе, [15] показано, что на спектре фотопроводимости слоистого кристалла GeSe наблюдается три чувствительных пика: при энергиях 1,43, 1,64 и 2,25 эВ. В наших экспериментах также наблюдались все эти три пика первый из них накладывается на второй гауссовский кривой в длинноволновой области спектра, второй фотоотклик наблюдался как третья гауссовская компонента при энергии 1,64 эВ.

Следующие два компонента (кривые 4 и 5) фотоотклика на этих зависимостях наблюдаются в интервале энергии фотонов 1,34–2,71 эВ и их максимум соответствуют энергиям фотонов 1,91 и 2,21 эВ. Известно, что [16] спектр фотолюминесценции поверхности эпитаксиального слоя  $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$  имеет широкую полосу и охватывает практически весь видимый диапазон спектра излучения от 400 до 760 нм. Авторы работы [17] показали, что глубокие уровни ответственные за этот участок обусловлены соединениями GaSe ( $h\nu_{\max} = 1.88$  эВ) и ZnAs ( $h\nu_{\max} = 2.15$  эВ). В наших экспериментах определены фотоотклики при двух энергиях фотонов 1,91 и 2,21 эВ, незначительное отклонение энергии второго фотона возможна обусловлено присутствием атомов GaSe и ZnAs.

Максимум шестой гауссовой компоненты (кривая 6) наблюдается при 2,45 эВ, что возможно обусловлено широкозонной компонентой ZnSe. Известно, что ковалентная связь атомов молекул ZnSe в чистом полупроводниковом материале ZnSe равна  $E_{g,\text{ZnSe}} = 2.70$  эВ, прочнее, чем связь Ga–As и Ge–Ge. Но, когда молекула ZnSe замещает молекулы GaAs или Ge<sub>2</sub> в тетраэдрической решетке твердого раствора, связь Zn–Se ослабевает под влиянием окружающих ее атомов Ga, As и Ge [18]. Это, по-видимому, обусловливает возникновение примесного энергетического состояния ZnSe, расположенной на  $\Delta E_i = E_{\text{ph}} - E_{g,\text{r.p.}}$  ниже потолка валентной зоны твердого раствора  $(\text{Ge})_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$  [19]. Поскольку ZnSe–прямозонный полупроводник, и мольное содержание молекул ZnSe в твердом растворе составляет  $\sim 10^{20} \text{ см}^{-3}$ , то это дополнительно подтверждает активное участие связи

Zn–Se в фотовольтаическом эффекте при энергиях фотонов  $E_{\text{ph}} > 2.4$  эВ [19]. Кроме того, нанокристаллы ZnSe в поверхностных и дефектоспособных областях матричной решетки твердого раствора  $(\text{Ge})_{1-x}(\text{GaAs})_x$  содержат межатомные связи с Ge<sub>2</sub> и GaAs и вносят по несколько уровней в энергетическую зону эпитаксиальной пленки  $(\text{Ge})_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ . Но ширина запрещенных зон ZnSe и его примесных соединений больше, чем ширина запрещенной зоны твердого раствора  $(\text{Ge})_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$  и поэтому их уровни располагаются в валентной зоне, и они являются валентно-зонными изовалентными примесями.

### Заключение

Таким образом, на основе анализа технологических режимов выращивания эпитаксиальных пленок  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})$  на Si и результатов морфологические и фотоэлектрические исследования сделаны следующие выводы:

определенены, что при зазорах между подложками больших 0,8 мм на процесс массаподвода, при выращивании эпитаксиальных слоев  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ , влияют также конвекционные потоки, возникающие под действием силы гравитации;

при температуре начала эпитаксии  $T=750$  °C на Si подложках выращен сплошной слой  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})$  сnanoстровками. Образование компонентов обусловливаются несоответствием постоянных решеток на 4% и различием линейных коэффициентов термического расширения подложки и компонентов твердого раствора;

выращенная пленка представляет собой твердый раствор замещения  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$  ( $0 \leq x \leq 0,53$  и  $0 \leq y \leq 0,74$ ) с постепенно изменяющимся составом. Широкополосный слой, обогащенный GaAs и ZnSe, образуется между подложкой и приповерхностной областью пленки;

полученные пленки обладают избирательной фоточувствительностью, обусловленной компонентами GaAs, Ge, ZnSe с отличающимися значениями энергий ионизации соответствующих молекул. Твердые растворы  $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})$ , выращенные на кремниевых подложках могут быть использованы как фотоактивный материал для селективного фотоприемника, работающего в ближней ИК и видимой областях спектра излучения.

### Финансирование работы

Работа выполнена по гранту FZ-292154210 при Министерстве инновационного развития Республики Узбекистан.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов

### Литература

- [1] Ж.И. Алферов. *Наука и общество* (СПб., Наука, 2005) с. 386.
- [2] Sh.N. Usmonov, A.S. Saidov, A.Yu. Leyderman, D. Saparov, K.T. Kholikov Semiconductors, **43**(8), 1092 (2009).
- [3] S.V. Kondratenko, S.L. Golovinskiy, A.S. Nikolenko, O.V. Vakulenko. Semiconductor Science And Technology, **21**, 857 (2006)
- [4] В.И. Смирнов. *Физические основы нанотехнологий и наноматериалы* (Учебное пособие. Ульяновск, УлГТУ 2017) с.240
- [5] D.S. Abramkin, M.O. Petrushkov, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, E.A. Emelyanov, V.V. Preobrazhenskii, A.K. Gutakovskii, T.S. Shamirzaev. Semiconductors, **53**(9), 1143 (2019).
- [6] P.V. Seredin, D.L. Goloshchapov, I.N. Arsen'tyev, D.N. Nikolaev, N.A. Pikhtin, S.O. Slipchenko. Semiconductors, **55**(1), 44 (2021).
- [7] Н.А. Паханов, В.М. Андреев, М.З. Шварц, О.П. Пчеляков. Автометрия, **54**(2), 93 (2018).
- [8] M.S. Saidov. Applied Solar Energy, **44**(6), 269 (2008).
- [9] О.С. Комков. *Расчёт полупроводниковых гетеропереходов.* Учебно-методическое пособие (СПб., ЛЭТИ, 2018) с. 52.
- [10] С.С. Хлудков. Вестник Томского Государственного университета общенациональный периодический журнал, **285**, 84 (2005).
- [11] К.С. Журавлев, С.И. Чикичев, Р. Штаске, Н.А. Якушева. Физика и техника полупроводников, **24**(9), 1645 (1990).
- [12] S.Z. Zainabidinov, A.S. Saidov, A.Y. Boboев, J.N. Usmonov. Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques, **15**(1), 94 (2021).
- [13] А.Й. Бобоев, С.З. Зайнабидинов, А.С. Сайдов, М.У. Каланов. Узбекский физический журнал, **17**(4), 218 (2015).
- [14] Ya. Aleshkin, A.A. Dubinov, Journal of Applied Physics, **109**(123), 107 (2011).
- [15] I.K. Polushina, Yu.V. Rud. Semiconductors, **33**(6), 645 (1999).
- [16] D.I. Bletskan, J.J. Madyar, V.N. Kabaciy. Semiconductors, **40**(2), 137 (2006)
- [17] A.S. Saidov, M.S. Saidov, Sh.N. Usmonov, A.Yu. Leyderman, M.U. Kalanov, K.G. Gaimnazarov, A.N. Kurmantaevies. Physics of the Solid State, **53**(10), 1910 (2012)

[18] S.Z. Zainabidinov, A.S. Saidov, A.Yu. Leyderman, M.U. Kalanov, Sh.N. Usmonov, V.M. Rustamova, and A.Yu. Boboев. Semiconductors, **50**(1) 59 (2016).

[19] A.S. Saidov, S.Z. Zaynabidinov, M.U. Kalanov, A.Y. Boboyev, B.R. Kutlimurotov. Applied Solar Energy, **51**(3) 206 (2015).

### Preparations, morphology and photoelectric properties of the n-Si-p-(Ge<sub>2</sub>)<sub>1-x-y</sub>(GaAs)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub> heterostructure

S.Z. Zaynabidinov<sup>1</sup>, A.S. Saidov<sup>2</sup>, A.I. Boboyev<sup>1,3</sup>, B.M. Ergashev<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Andijan State University named after Z.M. Babur, 170100 Andijan, Uzbekistan

<sup>2</sup> Physico-Technical Institute of NPO “Physics-Sun” of the Academy of Sciences of the Republic of Uzbekistan, 100084 Tashkent, Uzbekistan

<sup>3</sup> Scientific Research Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan, 100057 Tashkent, Uzbekistan.

**Abstract.** Solid solutions (Ge<sub>2</sub>)<sub>1-x-y</sub>(GaAs)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub> were grown on Si substrates at different values of liquid-phase epitaxy parameters. It has been established that continuous (Ge<sub>2</sub>)<sub>1-x-y</sub>(GaAs)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub> layers with nanoislands are grown at the temperature of the onset of epitaxy T=750°C. The formation of the components is caused by a 4% lattice mismatch and a difference in the linear thermal expansion coefficients of the substrate and solid solution components. The grown film is a substitution solid solution (Ge<sub>2</sub>)<sub>1-x-y</sub>(GaAs)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub> (0≤x≤0.53 and 0≤y≤0.74) with a gradually changing composition. It is determined that the resulting films have selective photosensitivity due to GaAs, Ge, ZnSe components with different ionization energies of the corresponding molecules. It has been established that (Ge<sub>2</sub>)<sub>1-x-y</sub>(GaAs)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub> solid solutions can be used as a photoactive material operating in the near-IR and visible regions of the radiation spectrum.

**Key words:** liquid-phase epitaxy, solid solution, crystallization temperature, solution-melt, convection flow, photosensitivity, ionization energy.

### References

- [1] Zh.I. Alferov. Nauka i obshhestvo (SPb., Nauka, 2005) s. 386.
- [2] Sh.N. Usmonov, A.S. Saidov, A.Yu. Leyderman, D. Saparov, K.T. Kholikov Semiconductors, **43**(8), 1092 (2009).

- [3] S.V. Kondratenko, S.L. Golovinskiy, A.S. Nikolenko, O.V. Vakulenko. *Semiconductor Science And Technology*, 21, 857 (2006)
- [4] V.I. Smirnov. *Fizicheskie osnovy nanotekhnologij i nanomaterialy* (Uchebnoe posobie. Ul'janovsk, UIGTU 2017) s.240
- [5] D.S. Abramkin, M.O. Petrushkov, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, E.A. Emelyanov, V.V. Preobrazhenskii, A.K. Gutakovskii, T.S. Shamsirzaev. *Semiconductors*, 53(9), 1143 (2019).
- [6] P.V. Seredin, D.L. Goloshchapov, I.N. Arsentyev, D.N. Nikolaev, N.A. Pikhtin, S.O. Slipchenko. *Semiconductors*, 55(1), 44 (2021).
- [7] N.A. Pahanov, V.M. Andreev, M.Z. Shvarc, O.P. Pcheljakov. *Avtometrija*, 54(2), 93 (2018).
- [8] M.S. Saidov. *Applied Solar Energy*, 44(6), 269 (2008).
- [9] O.S. Komkov. *Raschjot poluprovodnikovyh geteroperehodov. Uchebno-metodicheskoe posobie* (SPb., LJeTI, 2018) s. 52.
- [10] S.S. Hludkov. *Vestnik Tomskogo Gosudarstvennogo universiteta obshhenauchnyj periodicheskij zhurnal*, 285, 84 (2005).
- [11] K.S. Zhuravlev, S.I. Chikichev, R. Shtaske, N.A. Jakusheva. *Fizika i tehnika poluprovodnikov*, 24(9), 1645 (1990).
- [12] S.Z. Zainabidinov, A.S. Saidov, A.Y. Boboev, J.N. Usmonov. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 15(1), 94 (2021).
- [13] A.J. Boboev, S.Z. Zaynabidinov, A.S. Saidov, M.U. Kalanov. *Uzbekskij fizicheskij zhurnal*, 17(4), 218 (2015).
- [14] Ya. Aleshkin, A.A. Dubinov, *Journal of Applied Physics*, 109(123), 107 (2011).
- [15] I.K. Polushina, Yu.V. Rud. *Semiconductors*, 33(6), 645 (1999).
- [16] D.I. Bletskan, J.J. Madyar, V.N. Kabaciy. *Semiconductors*, 40(2), 137 (2006) [17]  
A.S. Saidov, M.S. Saidov, Sh.N. Usmonov, A.Yu. Leiderman, M.U. Kalanov, K.G. Gaimnazarov, A.N. Kurmantaevis. *Physics of the Solid State*, 53(10), 1910 (2012)
- [18] S.Z. Zaynabidinov, A.S. Saidov, A.Yu. Leiderman, M.U. Kalanov, Sh.N. Usmonov, V.M. Rustamova, and A.Yu. Boboev. *Semiconductors*, 50(1) 59 (2016).
- [19] A.S. Saidov, S.Z. Zaynabidinov, M.U. Kalanov, A.Y. Boboev, B.R. Kutlimurotov. *Applied Solar Energy*, 51(3) 206 (2015).

Академии Наук Республики Узбекистан.  
Узбекистан, 170100 г. Андижан, ул.

Университетская, д. 129; Scopus Author ID:  
6603790401, ORCID: 0000-0003-2943-5844  
[prof.sirojiddin@mail.ru](mailto:prof.sirojiddin@mail.ru)

**Сайдов Амин Сафарбоевич** — д.ф.-м.н.,  
профессор Физико-технического института  
НПО «Физика-Солнца» академии наук  
Республика Узбекистан, д. 2Б, ул. Чингиз  
Айтматов, г. Таишент, 100084, Узбекистан;  
Scopus Author ID: 7004607013, ORCID: 0000-  
0002-9124-6430.

**Бобоев Акромжон Йулдашибоеевич**-PhD доцент  
Андижанского государственного университета.  
Узбекистан, 170100 г. Андижан, ул.  
Университетская, д. 129; Scopus Author  
ID: 56907010900, ORCID: 0000-0002-3963-708X  
[aboboevscp@gmail.com](mailto:aboboevscp@gmail.com)

**Ергашев Билолиддин Миршарибжон ўғли**  
-докторант Андижанского государственного  
университета. Узбекистан, 170100 г. Андижан,  
ул. Университетская, д. 129  
[ergashev\\_biloliddin@mail.ru](mailto:ergashev_biloliddin@mail.ru)

## Сведения об авторах

**Зайнабиддинов Сирожиддин Зайнабиддинович**  
-д.ф.-м.н профессор Андижанского  
государственного университета, академик