

**СТРУКТУРНЫЕ И ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ $n\text{-GaAs-p-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$
С РАЗЛИЧНЫМИ НАНОВКЛЮЧЕНИЯМИ**

С.З. Зайнабидинов¹

А.Й. Бобоев¹

И.М. Солиев²

Н.Ю. Юнусалиев¹

prof_sirojiddin@mail.ru

aboboevscp@gmail.com

soliyeviqbol620@gmail.com

nyunusaliyev1997@gmail.com

¹ АндГУ, Андижан, Республика Узбекистан

² АндГПУ, Андижан, Республика Узбекистан

Аннотация

Представлены результаты экспериментальных исследований структурных и фотоэлектрических свойств полученной методом жидкофазной эпитаксии гетероструктуры $n\text{-GaAs-p-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ с различными нановключениями. На основе рентгеновского микрозондового и структурного анализа определен профиль распределения компонентов ZnSe, Ge₂ и GaAs_{1-δ}Bi_δ в эпитаксиальном слое с постепенным изменением состава по глубине. Установлено формирование нанокристаллов Ge₂ и GaAs_{1-δ}Bi_δ, обуславливающих уникальные фотоэлектрические свойства исследуемой гетероструктуры. Определены механизмы переноса заряда в зависимости от направления тока, выявлен критерий преобладания дрейфового механизма переноса заряда над диффузионным. Фоточувствительность изучаемой гетероструктуры характеризуется тремя основными пиками при энергии фотонов 1,61; 1,97; 2,63 эВ. Результаты анализа спектров показали, что средний пик с максимальной интенсивностью имеет сложную структуру, что позволило идентифицировать дополнительный четвертый пик в энергетическом диапазоне 2,1...2,3 эВ. Установленные пики соответствуют энергетическим спектрам нанокристаллов германия, образованных на гра-

Ключевые слова

Спектральная фоточувствительность, примесь, твердый раствор, атомное соединение, гетероструктуры, нанокристалл

ницах субкристаллитов пленки, и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$,
сформированным в приповерхностной области
эпитаксиального слоя

Поступила 21.04.2025

Принята 16.05.2025

© Автор(ы), 2026

*Работа выполнена при поддержке Министерства инновационного
развития Республики Узбекистан (грант № FZ-2921542100)*

Введение. Развитие энергетики привело к значительному росту интереса к созданию экологически чистых технологий получения энергии. В настоящее время актуальны вопросы разработки фотоэлектрических преобразователей, направленные на создание новых эффективных солнечных элементов [1]. Наиболее эффективные солнечные элементы создаются из полупроводниковых твердых растворов на основе соединений $\text{A}^{\text{III}}\text{--B}^{\text{V}}$ и $\text{A}^{\text{II}}\text{--B}^{\text{VI}}$. Одной из фундаментальных проблем при преобразовании энергии с использованием полупроводниковых солнечных элементов является снижение потерь, связанных с поглощением суб- и надзонных фотонов, а также с процессами термализации носителей тока [2]. Наиболее эффективный подход к решению этой проблемы основан на использовании многопереходных (каскадных) гетероструктурных фотоэлектрических преобразователей с различной шириной запрещенной зоны [3]. Однако с увеличением числа многопереходных гетероструктур усложняются технологические процессы их создания. Формирование таких гетероструктур требует применения особых материалов, которые обеспечивают согласование различных параметров их кристаллических решеток, что значительно ограничивает число доступных вариантов [4]. Это обуславливает необходимость разработки новых подходов, дополняющих концепцию многокомпонентных варизонных солнечных элементов на основе гетеропереходов.

Многокомпонентные варизонные солнечные элементы применяют для повышения эффективности, стабильности и долговечности электронных устройств, что является важным фактором для перспективного развития солнечной энергетики [5, 6]. Варизонные элементы имеют преимущества по сравнению с традиционными материалами для солнечных элементов. Однако также имеют место недостатки, которые необходимо учитывать при их использовании и модификации [7, 8]. В связи с этим интерес представляет создание варизонных солнечных элементов на основе многокомпонентных гетероструктур GaAs/Ge/ZnSe и GaAs/Si/ZnSe .

Цель работы — представить результаты исследования структурных и фотоэлектрических свойств гетероструктур $n\text{-GaAs--}p\text{-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$, полученных методом жидкофазной эпитаксии.

Методика эксперимента. Для выращивания эпитаксиальных пленок $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ на подложках GaAs использован метод жидкофазной эпитаксии из ограниченного объема раствора-расплава. Термодинамические условия процесса выбраны так, чтобы соединения Ge_2 , $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ и ZnSe в металлических растворителях находились в молекулярной форме. Это способствует образованию твердого раствора молекулярного замещения, в котором молекулы $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ и ZnSe частично замещаются парными атомами германия. Метод позволяет получать слои с плавным и монотонным изменением состава от Ge_2 до $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ и ZnSe . Процесс кристаллизации происходит в близких к равновесным условиях, при низкой скорости охлаждения раствора-расплава. Вследствие этого время миграции растворенных молекул $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$, ZnSe и парных атомов германия вдоль фронта кристаллизации значительно превышает время их перехода в кристаллическое состояние. Мигрирующие молекулы осаждаются преимущественно в местах с минимальной энергией упругих искажений кристаллической решетки, что облегчает получение эпитаксиальной пленки с идеальной структурой. Температура начала кристаллизации составляла 750°C . Состав раствора-расплава при этой температуре определялся по фазовым диаграммам систем Bi–Ge, Bi–GaAs и Bi–ZnSe и имел следующее соотношение компонентов (% (масс.)): Bi 97,63; Ge 3,13; GaAs 1,18; ZnSe 0,48. Пленки выращивали при температуре кристаллизации $750\ldots 650^\circ\text{C}$ и скорости охлаждения подложки $1^\circ\text{C}/\text{мин}$.

Полученные пленки $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ обладали дырочным типом проводимости с подвижностью носителей заряда $357\text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ и концентрацией $5 \cdot 10^{17}\text{ см}^{-3}$. При обычных условиях проводимость эпитаксиального слоя ZnSe всегда оказывается n -типа вследствие эффекта самокомпенсации [9]. Получение дырочного типа проводимости исследуемой пленки объясняется с помощью квантово-химических представлений. Гантелеобразная структура Se–Ge в кристаллической решетке твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ обладает большей энергией по сравнению с узловым положением решетки ZnSe . Кроме того, замещение атомами гелия вакансий селена (V_{Se}) приводит к снижению их концентрации, что также способствует переходу к дырочному типу проводимости. Предполагается, что формирование эпитаксиальных слоев твердого раствора типа $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ происходит с образованием гетероструктуры $n\text{-GaAs-}p\text{-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$

за счет постепенного частичного растворения и взаимодействия с компонентами раствора-расплава.

Исследование профиля распределения молекул и состава гетероструктурных эпитаксиальных слоев $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ проведено с использованием рентгеновского микрозондового анализа на приборе *JEOL JSM-5910 LV*. Структурные исследования образцов выполнены на рентгеновском дифрактометре *Empyrean Malvern*.

Для достижения дырочного типа проводимости у полупроводниковых твердых растворов $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ сформированы контакты. Кроме того, остатки раствора-расплава ($\text{Bi} + \text{GaAs} + \text{ZnSe} + \text{Ge}$), присутствующие на поверхности эпитаксиального слоя, образуют новую фазу в виде мелких капель.

Для получения вольт-амперных характеристик (ВАХ) гетероструктуры $n\text{-GaAs}-p\text{-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ в зависимости от освещенности использована зондовая установка и люксметр *MASTKCH LUXMETER MS6610*. Измерения спектральной зависимости фототока проводили с применением ксеноновой лампы ДКС и монохроматора с ксеноновой лампой ДКС в диапазоне длин волн $0,47 \dots 1,03$ мкм ($1,2 \dots 2,65$ эВ). Полученные спектральные данные обработаны и визуализированы с использованием программы *OriginPro 2022*.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. По результатам рентгеновского микрозондового анализа определен профиль распределения компонентов ZnSe , Ge_2 и $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ в зависимости от глубины эпитаксиального слоя (рис. 1). По толщине твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ молярное содержание Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ сначала плавно увеличивается, достигая максимальных значений 72,5 и 63,8 % соответственно. Это свидетельствует о высоком перенасыщении раствора-расплава указанными компонентами на фронте кристаллизации. Далее молярное содержание Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ постепенно уменьшается, достигая значений 23 и 30 % в приповерхностной области пленки. Поскольку рост эпитаксиального слоя осуществляется из ограниченного объема раствора-расплава, а растворимость $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ в 3 раза и Ge_2 в 2 раза ниже растворимости ZnSe в висмуте, после интенсивного ввода Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ в твердую фазу раствор-расплав постепенно обедняется этими компонентами. Это вызывает плавное снижение моляр-

ного содержания Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ по мере роста слоя. На глубине 1 мкм от поверхности пленки содержание Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ не превышает 23 и 30 % соответственно. Таким образом, выращенная пленка представляет собой твердый раствор замещения $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ ($0 \leq x \leq 0,725$; $0 \leq y \leq 0,638$) с постепенно изменяющимся составом. Установлено, что между подложкой и приповерхностной областью пленки образуется узкозонный слой, обогащенный Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$.

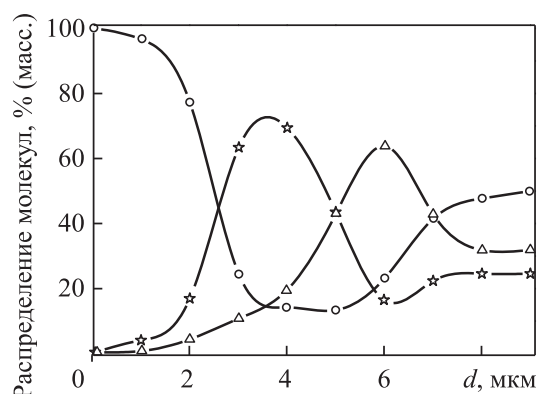


Рис. 1. Профиль распределения молекул ZnSe (O), Ge_2 (☆) и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ (Δ) в эпитаксиальном слое $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ ($d = 0$ соответствует границе подложки и пленки)

Рентгенограмма выращенного эпитаксиального слоя $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ показана на рис. 2. Поверхность пленки соответствует кристаллографической ориентации (100). Определены значения параметров решетки эпитаксиальной пленки по двум отражениям (200) и (400), которые составили 0,5663 нм. Это значение несколько превышает параметр решетки монокристалла GaAs ($a_{\text{GaAs}} = 0,5653$ нм) и очень близко к табличному значению параметра решетки ZnSe ($a_{\text{ZnSe}} = 0,5661$ нм) [9]. Таким образом, подтверждается, что матричный слой состоит преимущественно из полупроводникового соединения ZnSe . Размер субкристаллитов твердого раствора составляет около 60 нм, размер нанокристаллов Ge_2 — 47 нм. Экспериментально определен параметр решетки нанокристаллов Ge_2 , равный 0,5659 нм, что также близко к табличному значению параметра решетки Ge ($a_{\text{Ge}} = 0,5657$ нм) [10].

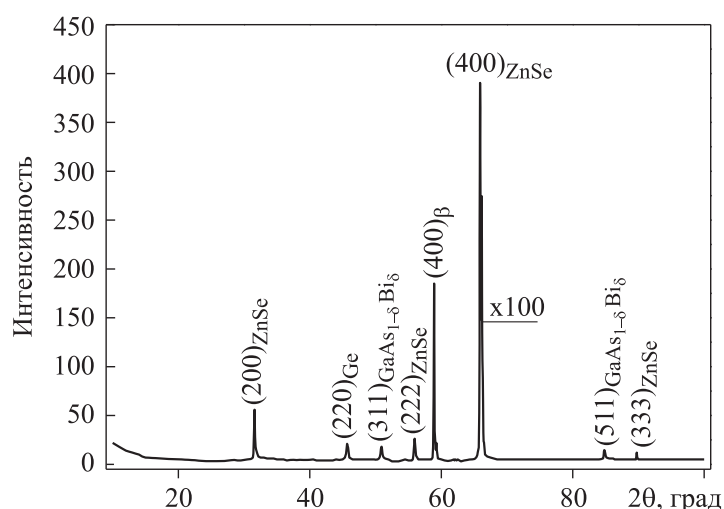


Рис. 2. Рентгенограмма эпитаксиальной пленки $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$

На рентгенограмме пленки дополнительно наблюдаются две слабые структурные линии от плоскостей (311) и (511) с межплоскостными расстояниями $d/n = 0,1791$ и $d/n = 0,1143$ нм при угле рассеяния $2\theta = 50,9^\circ$ и $2\theta = 84,8^\circ$. Результаты анализа показали, что эти структурные линии принадлежат соединению типа $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$. Экспериментально по рефлексам (311) и (511) определен параметр решетки соединения $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$, равный 0,5941 нм.

Расчетное значение ширины запрещенной зоны соединения $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ составило 1,21 эВ, что значительно меньше, чем ширина запрещенной зоны матричного слоя ($E_{\text{м.с}} = 1,53$ эВ) [11]. Это способствует тому, что соединения $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ могут образовывать нанокристаллы (квантовые ямы) в приповерхностной области эпитаксиальных пленок. Размер нановключений, определенный по данным структурных рефлексов (311) и (511), составил около 43 нм.

Вольт-амперная характеристика исследуемой гетероструктуры при освещенности 0 и 2000 Лк показана на рис. 3. Для линейной аппроксимации зависимости $J = AV^\alpha$ (α — коэффициент, зависящий от параметров наноструктуры) ВАХ в прямом направлении тока преобразована в логарифмический масштаб. На начальном участке ВАХ в диапазоне значений напряжения 0,1...0,3 В наблюдается участок с характерной зависимостью $J \sim V^\alpha$ ($\alpha \approx 2$), что соответствует закономерностям, описанным в [12]:

$$V = M(J)B_0\sqrt{\frac{J}{2}}, \quad (1)$$

где

$$M(J) \approx 1 + 3m \left[2 + C(\alpha\tau_i / c_p) \sqrt{J} \right]^2.$$

Здесь $m = 2\tau_i N_d V_p^* / (8b(b+1)n_p d)$; $C = bn_p / (qV_p^*(b+1))$; τ_i — время, учитывающее различные процессы электронного обмена внутри рекомбинационного комплекса; c_p, n_p — коэффициенты рекомбинации электронов и дырок; N_d — концентрация мелких донорных примесных центров; V_p^* — параметр, характеризующий неидеальность структуры инжектирующего контакта; b — отношение подвижностей электронов и дырок; d — толщина пленки. Величина B_0 в (1) определяется как

$$B_0 = \sqrt{\frac{8d^3}{9q\mu_p\mu_n\tau_p N_d}},$$

где μ_p, μ_n — подвижности носителей заряда p - и n -типа; τ_p — время жизни носителей заряда. Значение B_0 возрастает от 0,001 до 0,369 В · А^{-1/2} с увеличением освещенности, что соответствует уменьшению параметров μ_p, μ_n, N_d . В свою очередь, это свидетельствует о важной роли рассеяния носителей заряда на нановключениях с глубокими уровнями в механизмах поглощения тока исследуемых структур [13].

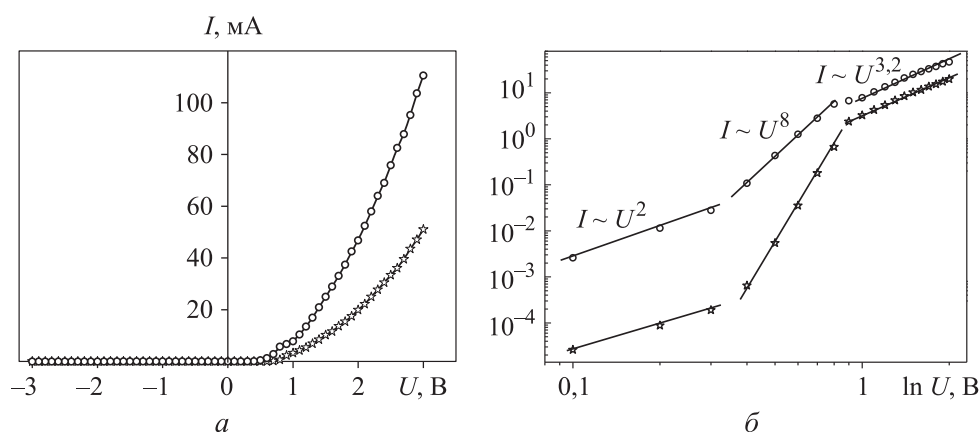


Рис. 3. ВАХ гетероструктуры $n\text{-GaAs-p-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ (а) и ее преобразование в логарифмическом масштабе (б) при освещенности 0 (○) и 2000 Лк (☆)

С дальнейшим увеличением напряжения (рис. 3, б) начиная с $V = 0,4$ В наблюдается участок с резким ростом тока $J = AV^\alpha$ с показателем степени $\alpha \approx 8$. Такой участок называют предпробойным, скорость рекомбинации становится существенной, не подчиняется статистике Шокли — Рида, а приобретает другой вид [12]:

$$u_r = \frac{N_r}{\tau_i} \left(1 - \frac{2}{\tau_i c_p p} \right),$$

при этом ВАХ

$$J = \frac{q^2(b+1)^2 N_r d^3}{\varepsilon \tau_i^2 c_p (V_0 - V)}, \quad (2)$$

где ε — диэлектрическая проницаемость; $V_0 = \sqrt{\frac{q(b+1)N_r d^3}{2\varepsilon \tau_i \mu_p}} = \text{const.}$

Из (2) видно, что ток резко увеличивается с ростом напряжения.

Согласно [14], участок ВАХ от 0,9 до 3 В описывается выражением $J = AV^{3,2}$ (см. рис. 3, б) и реализуется при рекомбинации неравновесных носителей тока преимущественно с задержкой, т. е. с участием комплексов, внутри которых происходит электронный обмен. Выражение для ВАХ имеет вид

$$V = \frac{(b+1)d^3 N_r}{N_d \mu_p \tau_i} + \frac{d}{q \mu_p (b+1) C} \sqrt{J} - \frac{2(b+1)N_r d^2 c_p}{N_d \mu_p a \tau_i C \sqrt{J}} = A + B\sqrt{J} - \frac{D}{\sqrt{J}},$$

где A, B, D — параметры, зависящие от концентрации ионизованных атомов глубоких примесей, отношения подвижностей электронов и дырок, толщины базы межслойного перехода (все параметры могут быть определены по экспериментальным данным).

В целях установления влияния примесей полупроводниковых соединений ZnSe и Ge₂ на фотоэлектрический эффект в структурах на основе GaAs исследованы спектральные характеристики фоточувствительности гетероструктуры $n\text{-GaAs-p-(ZnSe)}_{1-x-y}\text{(Ge}_2\text{)}_x\text{(GaAs)}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$. Спектральная зависимость фоточувствительности исследуемой гетероструктуры показана на рис. 4. Спектральная область фоточувствительности такой гетероструктуры охватывает широкий диапазон энергий излучения (1,2...3,1 эВ). Спектральные характеристики гетероструктуры содержат три выраженных пика с максимумами при значениях энергии фотонов 1,61; 1,97; 2,63 эВ, а также

плато в области 2,1...2,3 эВ. Длинноволновой край спектра fotocувствительности формируется суперпозицией пиков при энергии фотонов 1,3; 1,4; 2,045 эВ. Следует отметить, что компоненты исследованной гетероструктуры представляют собой твердые растворы с различным соотношением молекул $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ и Ge_2 , $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ и ZnSe , Ge_2 и ZnSe . Различия ковалентных радиусов и параметров решеток атомов, образующих эти молекулы, не превышают 0,2 % [15]. Следовательно, сдвиг спектральной чувствительности $n\text{-GaAs-p-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ в длинноволновую область зависит, в основном, от узкозонных компонентов Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$. Парные атомы Ge_2 и ковалентные связи Ga-Ge, As-Bi и Ge-Bi формируют разнообразные нанодфекты [15–17], которые могут создавать различные примесные энергетические уровни, локализованные преимущественно в нижней части запрещенной зоны твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ [18].

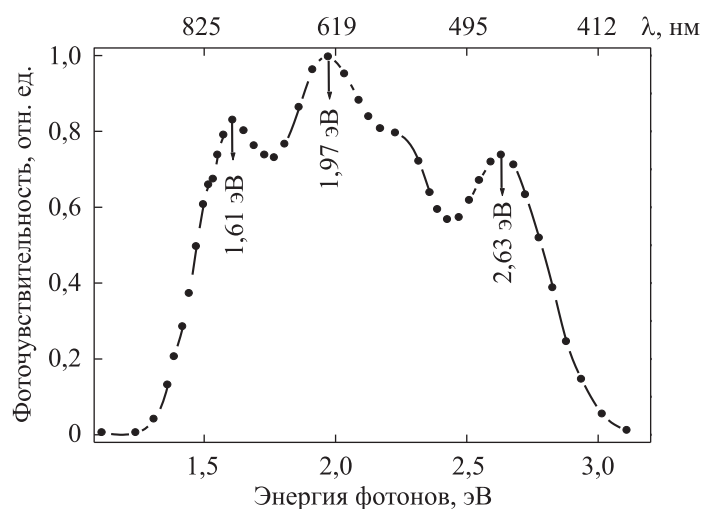


Рис. 4. Спектр fotocувствительности исследуемой гетероструктуры

Вследствие недостаточно полного поглощения слоя Ge_2 можно предположить, что этот слой является тонким. В то же время ковалентная связь Ge-Ge в тетраэдрической решетке твердого раствора усиливается за счет влияния атомов $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ и ZnSe . В этом случае тонкий слой ZnSe с добавкой $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ и Ge_2 определяет появление пика чувствительности при 1,61 эВ. Максимальный пик спектральной чувствительности

ности исследованной гетероструктуры наблюдается при 1,92 эВ. Ширина запрещенной зоны бинарного полупроводникового соединения ZnSe больше ширины запрещенной зоны Ge. Однако близкие геометрические размеры и зарядовые состояния атомов ZnSe и Ge₂ способствуют образованию твердых растворов вида (ZnSe)_{1-x}(Ge₂)_x с высоким содержанием ZnSe. В свою очередь, это уменьшает ширину запрещенной зоны эпитаксиального слоя (ZnSe)_{1-x-y}(Ge₂)_x(GaAs_{1-δ}Bi_δ)_y.

В спектральной характеристике фоточувствительности рассматриваемой гетероструктуры отчетливо проявляется пик чувствительности при энергии фотонов 2,63 эВ. На основе рентгеноструктурных данных можно сделать вывод, что наблюдаемые пики чувствительности в коротковолновой области обусловлены наличием нанокристаллов ZnSe. Расширение диапазона фоточувствительности исследуемых гетероструктур до 3,1 эВ объясняется снижением скорости рекомбинации и увеличением времени жизни и длины диффузии неосновных носителей заряда под действием электрического поля *p-n*-перехода [19].

Для углубленного изучения механизмов поглощения энергии фоточувствительность исследуемой гетероструктуры проанализирована с использованием Wolfram Mathematica 7 путем гауссовой аппроксимации и разложения спектров на отдельные гауссовы линии. Начальные значения энергий для каждой линии определялись по положениям максимального поглощения в исследованных образцах. В результате анализа установлено, что экспериментальный спектр можно описать набором из шести гауссовых кривых, значения энергий E_i которых обеспечивают оптимальное совпадение экспериментальных и теоретических спектров. Отклонение значений E_i от табличных не превышает 0,03 эВ.

Все шесть гауссовых компонентов зафиксированы в диапазонах значений энергии фотонов, эВ: 1) $E_{ph1} = 1,2 \dots 1,6$; 2) $E_{ph2} = 1,35 \dots 1,65$; 3) $E_{ph3} = 1,3 \dots 2,02$; 4) $E_{ph4} = 1,2 \dots 2,65$; 5) $E_{ph5} = 1,75 \dots 2,8$; 6) $E_{ph6} = 2,02 \dots 3,1$. Максимумы указанных гауссовых линий находятся при 1,39; 1,53; 1,64; 1,92; 2,28; 2,63 эВ (рис. 5). Спектр первого гауссова компонента (кривая 1, см. рис. 5) начинается при энергии фотонов 1,2 эВ, этот компонент, вероятно, связан с атомами висмута, замещающими атомы мышьяка в кристаллической решетке и формирующими ковалентные связи с атомами галлия. Такие замещения приводят к образованию мелких донорных энергетических уровней. Зонная структура соединения GaAs_{1-δ}Bi_δ с различной концентрацией Bi исследована в [20]. Установлено, что GaAs_{1-δ}Bi_δ

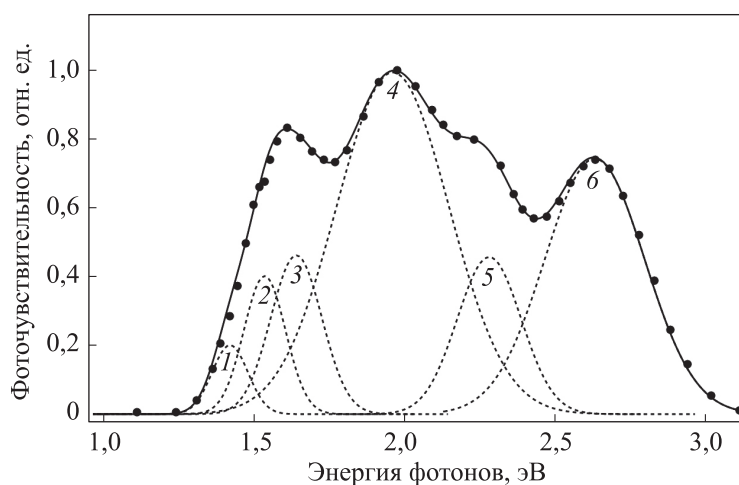


Рис. 5. Спектр фотоэлектрической чувствительности исследуемой гетероструктуры в гауссовом приближении:

- — эксперимент; суммарный спектр (—), полученный из гауссовых пиков, и гауссовы компоненты расчетного спектра (.....)

представляет собой типичный полупроводник с прямой запрещенной зоной, ширина которой уменьшается с ростом концентрации Bi. Максимум первого гауссова компонента спектра наблюдается при энергии 1,39 эВ. Согласно результатам исследования [21], примесные состояния связаны с атомами легирующего Bi, обнаружены новые дефектные полосы в валентной зоне GaAs. Плотность состояний соединения $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ с различными концентрациями Bi изучена в [21]. Установлено, что валентные зоны формируются атомными орбиталями As-4p и Bi-6p, а зоны проводимости зависят от орбиталей Ga-4s, Ga-4p, Bi-6s и As-4s. Валентная зона $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ состоит из нижних и верхних частей, расположенных в энергетическом диапазоне $-16 \dots 0$ эВ. Нижняя валентная зона преимущественно связана с орбиталями Ga-3d, Bi-6s и As-4s, верхняя разделена на две области: 1) нижнюю ($-7,20 \dots -5,14$ эВ), образованную Ga-4s, As-4p и Bi-6p; 2) верхнюю ($-4,43 \dots 0$ эВ), состоящую из орбиталей As-4p, Bi-6p и Ga-4p. За формирование зон проводимости отвечают гибридные орбитали, состоящие из орбиталей 4s/4p атомов As и Ga. Эти орбитали играют ключевую роль в формировании зон проводимости. Гибридные орбитали 6s/6p атомов Bi также вносят вклад в зоны проводимости соединения $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$, усиливая связи между атомами Ga и Bi. Однако такой эффект проявляется только при концентрациях Bi более 3,1 %.

Установлено в [16], что парные атомы Ge частично замещают некоторые гантельные молекулы ZnSe в дефектных областях кристаллической решетки, приводя к образованию нанокристаллов. Показано в [22], что нанокристаллы Ge, формирующиеся в дефектных областях решетки GaAs, имеют собственные энергетические уровни акцепторного типа. Максимум второго гауссова компонента спектра (кривая 2, см. рис. 5) наблюдается при энергии фотонов 1,53 эВ и обусловлен процессом рекомбинации электронов из зоны проводимости в акцепторные состояния в структуре *p*-GaAs. Это предположение подтверждается результатами исследований фотолюминесценции кристаллов *p*-GaAs, где также наблюдается излучение в диапазоне значений энергии фотонов 1,35...1,65 эВ [23].

Максимум третьего гауссова компонента спектра (кривая 3, см. рис. 5) наблюдается при 1,64 эВ, что может быть обусловлено наличием валентных зон, связанных с изовалентными примесями соединений Ge-Se в слое GaAs. Показано, что в спектре фотопроводимости слоистых кристаллов Ge-Se наблюдаются три чувствительных пика при 1,43; 1,63; 2,25 эВ [24]. В проведенных экспериментах также зарегистрированы эти три пика. Первый пик соответствует второму гауссову компоненту в длинноволновой области спектра, а второй — третьему при энергии 1,64 эВ.

Следующие три гауссовых компонента (кривые 4, 5 и 6, см. рис. 5) фотоотклика наблюдаются в диапазоне значений энергии фотонов 1,48...3,00 эВ с максимумами при 1,92; 2,28; 2,63 эВ. Спектр фотолюминесценции поверхности слоя $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ характеризуется широкой полосой и охватывает практически весь видимый диапазон (400...760 нм). Установлено, что глубокие энергетические уровни обусловлены соединениями Ga-Se ($h\nu_{\text{max}} = 1,88$ эВ), Zn-As ($h\nu_{\text{max}} = 2,15$ эВ) и Zn-Se ($h\nu_{\text{max}} = 2,69$ эВ) [20].

В проведенных экспериментах определены пики фотоотклика при энергии 1,92; 2,3; 2,63 эВ. Незначительное отклонение энергии второго пика (2,3 эВ) может быть связано с присутствием атомов GaSe и ZnAs. Различие энергии третьего пика (2,63 эВ) обусловлено замещением атомами Bi в анионной подрешетке Zn-Se, которые имеют энергию ионизации примерно 56 мэВ. Это явление может быть связано с особенностями процесса выращивания твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ с принудительным охлаждением из висмутсодержащего раствора-расплава, вследствие чего небольшое число атомов Bi остается на поверхности пленки.

В зонной диаграмме гетероперехода, в отличие от зонной диаграммы гомогенного *p-n*-перехода, ввиду различий электронного сродства контактирующих материалов возникают разрывы в валентной зоне (ΔE_v)

и зоне проводимости (ΔE_c). Разрыв зоны проводимости в гетероструктуре $n\text{-GaAs-p-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ определяется разностью электронного сродства $\Delta E_c = \chi_{\text{GaAs}} - \chi_{\text{GaAs Ge ZnSe}}$, разрыв в валентной зоне — $\Delta E_v = \Delta E_g - \Delta E_c$, где ΔE_g — разность ширины запрещенных зон контактирующих материалов, т. е. запрещенных зон GaAs и твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$. Значения ΔE_c для твердого раствора находятся в диапазоне значений 1,42...2,7 эВ.

Энергетическая зонная диаграмма гетероструктуры $\text{Ag-n-GaAs-p-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y\text{-Ag}$, позволяющая определить степень гладкости потенциального барьера, приведена на рис. 6. Основная цель синтеза гетероструктуры — получение широкого спектрального

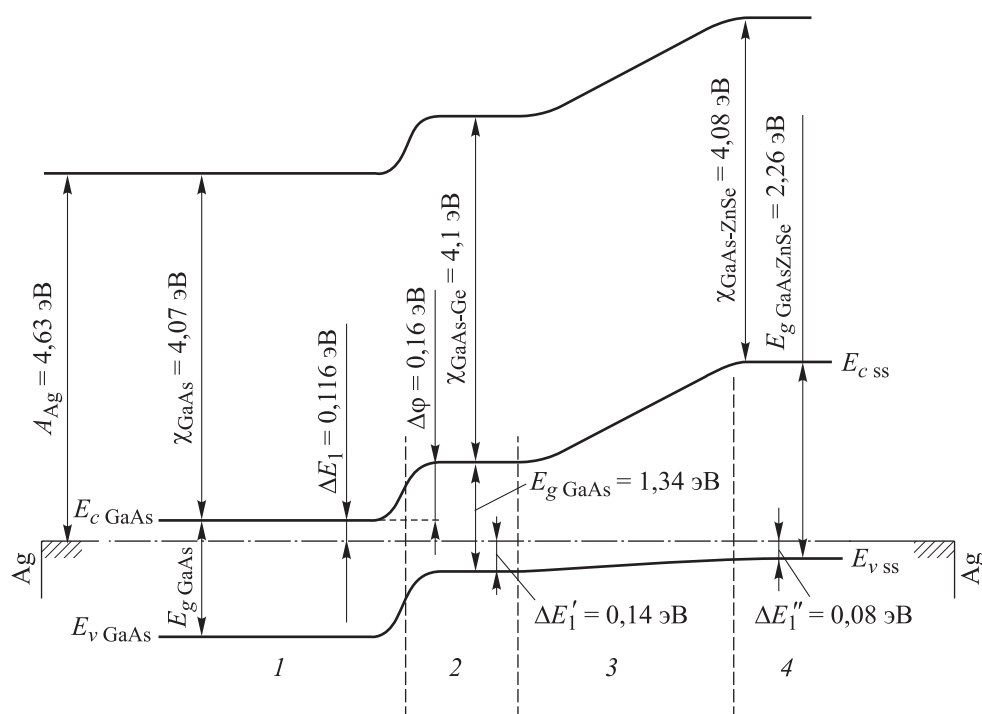


Рис. 6. Энергетическая зонная диаграмма синтезированной гетероструктуры:

1 — подложка; 2 — переходный слой; 3 — твердый раствор; 4 — поверхность;
 A_{Ag} — работа выхода электронов серебра; χ_{GaAs} , χ_{ss} — электронное сродство арсенида галлия и твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$; $E_{c\text{ GaAs}}$, $E_{c\text{ ss}}$ — дно зоны проводимости GaAs и твердого раствора; $E_{v\text{ GaAs}}$, $E_{v\text{ ss}}$ — потолок валентной зоны GaAs и твердого раствора; Ag — металлические токосъемные контакты из серебра;
 ΔE_1 — расстояние от уровня Ферми E_F до дна зоны проводимости в $p\text{-GaAs}$ ($\Delta E_1 = E_{c\text{ GaAs}} - E_F$); ΔE_2 — высота энергетического барьера, образованного на границе контакта Ag-n-GaAs ($\Delta E_2 = A_{\text{Ag}} - \chi_{\text{GaAs}} - \Delta E_1$)

диапазона чувствительности и низкого внутреннего сопротивления для эффективного преобразования солнечного излучения. Для достижения цели синтезирована гетероструктура типа $n\text{-GaAs}-p\text{-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$. Повышение спектральной чувствительности гетероструктуры достигается вследствие низкого сопротивления растекания фронтальной p -области, которое обеспечивается преимущественно нижним слоем твердого раствора. При достаточной толщине этого слоя внутренняя проводимость структуры существенно возрастает, однако чрезмерное увеличение толщины может негативно повлиять на спектральную чувствительность, поэтому оптимальная толщина слоев играет ключевую роль. Фронтальный слой из твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ с переменным составом определяет характер изменения ширины запрещенной зоны. Градиент изменения ширины запрещенной зоны (E_g), обусловленный вариацией состава твердого раствора, приводит к значительному увеличению эффективной длины диффузии неосновных носителей заряда. В свою очередь, это снижает скорость рекомбинации и повышает эффективность преобразования солнечного излучения, расширяя спектральный диапазон чувствительности гетероструктуры.

Заключение. Выращенная пленка представляет собой твердый раствор замещения $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ ($0 \leq x \leq 0,725$, $0 \leq y \leq 0,638$) с постепенно изменяющимся составом. Определено, что между подложкой и приповерхностной областью пленки образуется узкозонный слой, обогащенный Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$. Результаты анализа световых ВАХ гетероструктуры $n\text{-GaAs}-p\text{-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ с протяженным промежуточным слоем твердого раствора показывают, что при прямых направлениях прохождения тока преобладает дрейфовый механизм переноса заряда. Узкополосный слой, обогащенный Ge и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$, образуется между подложкой и приповерхностной областью пленки. В спектре фоточувствительности исследованной гетероструктуры обнаружены три пика с максимумами при 1,61; 1,97; 2,63 эВ и плато при 2,1...2,3 эВ. Длинноволновой край спектра фоточувствительности формирует суперпозицию таких пиков с энергией 1,3; 1,4; 2,045 эВ. Следует отметить, что компоненты гетероструктуры формируются в виде твердого раствора с различным составом из двухкомпонентных молекул GaAs и Ge_2 , GaAs и ZnSe , Ge_2 и ZnSe . Различие ковалентных радиусов компонентов и параметров решетки составляет не бо-

лее 0,2 %. Спектр фоточувствительности гетероструктуры проанализирован в программе *Wolfram Mathematica 7* с использованием шести гауссовых линий с заданными пиками для повышения адекватности аппроксимирующего спектра с экспериментальными данными. В результате установлено, что спектр может быть охарактеризован набором из шести гауссовых линий со значениями E_i , соответствующими оптимальному совпадению экспериментальных и общих аппроксимирующих гауссовых кривых. Шесть фотопиков, соответствующие гауссовым кривым, наблюдались в следующих интервалах: 1) $E_{ph1} = 1,2 \dots 1,6$; 2) $E_{ph2} = 1,35 \dots 1,65$; 3) $E_{ph3} = 1,3 \dots 2,02$; 4) $E_{ph4} = 1,2 \dots 2,65$; 5) $E_{ph5} = 1,75 \dots 2,8$; 6) $E_{ph6} = 2,02 \dots 3,1$. Их максимумы наблюдались при значениях энергии 1,39; 1,53; 1,64; 1,92; 2,28; 2,63 эВ. Эти пики соответствуют энергетическим спектрам нанокристаллов германия, образованных на границе раздела субкристаллитов пленки, а также формированию нанокристаллов в виде $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ на поверхности пленки. С учетом изложенного можно предположить успешную реализацию рассмотренных гетероструктур в солнечных преобразователях, где не предъявляются высокие требования к частотным и временным параметрам сигналов, а также в электронных и оптоэлектронных приборах.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Блохин С.А., Сахаров А.В., Надточий А.М. и др. Фотоэлектрические преобразователи $\text{AlGaAs}/\text{GaAs}$ с массивом квантовых точек InGaAs . *Физика и техника полупроводников*, 2009, т. 43, № 4, с. 537–542. EDN: RCPXNT
- [2] Андреев В.М., Хвостиков В.П., Ларионов В.Р. и др. Высокоэффективные концентраторные (2500 солнц) $\text{AlGaAs}/\text{GaAs}$ -солнечные элементы. *Физика и техника полупроводников*, 1999, т. 33, № 9, с. 1070–1072. EDN: RGPOBL
- [3] Henry C.H. Limiting efficiencies of ideal single and multiple energy gap terrestrial solar cells. *J. Appl. Phys.*, 1980, vol. 51, no. 8, art. 4494.
DOI: <https://doi.org/10.1063/1.328272>
- [4] King R.R., Law D.C., Edmondson K.M., et al. Metamorphic concentrator solar cells with over 40 % conversion efficiency. *Proc. ICSC-4*, 2007, pp. 5–8.
- [5] Yamaguchi M., Dimroth F., Geisz J.F., et al. Multi-junction solar cells paving the way for super high-efficiency. *J. Appl. Phys.*, 2021, vol. 129, art. 240901.
DOI: <https://doi.org/10.1063/5.0048653>
- [6] Lin G., Bi J., Song M., et al. III-V Multi-junction solar cells. In: *Optoelectronics. Advanced Materials and Devices*. IntechOpen, 2013, pp. 446–450.
DOI: <https://doi.org/10.5772/50965>

- [7] Lu K. Comparison and evaluation of different types of solar cells. *Appl. Comput. Eng.*, 2023, vol. 23, pp. 263–270. DOI: <https://doi.org/10.54254/2755-2721/23/20230664>
- [8] Anup B., Bishweshwar P., Gunendra P.O., et al. Novel materials in perovskite solar cells: efficiency, stability, and future perspectives. *Nanomaterials*, 2023, vol. 13, iss. 11, art. 1724. DOI: <https://doi.org/10.3390/nano13111724>
- [9] Крылов П.Н., Закирова Р.М., Кобзиев В.Ф. и др. Структура и оптические свойства слоистых нанокмполитов ZnSe/SiO₂. *ЖТФ*, 2016, т. 86, № 7, с. 69–73. EDN: XAXMUV
- [10] Medvid A., Onufrijevs P., Jarimaviciute-Gudaitiene R., et al. Formation mechanisms of nano and microcones by laser radiation on surfaces of Si, Ge, and SiGe crystals. *Nanoscale Res. Lett.*, 2013, vol. 8, no. 1, art. 264. DOI: <https://doi.org/10.1186/1556-276X-8-264>
- [11] Зайнабидинов С.З., Утамурадова Ш.Б., Бобоев А.Й. Структурные особенности твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ с различными нановключениями. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, 2022, № 12, с. 48–52. DOI: <https://doi.org/10.31857/S1028096022120342>
- [12] Саидов А.С., Лейдерман А.Ю., Усмонов Ш.Н. и др. Особенности вольт-амперной характеристики гетероструктуры $n\text{-GaP-p-(InSb)}_{1-x}(\text{Sn}_2)_x$. *Письма в ЖТФ*, 2020, т. 46, № 22, с. 23–28. DOI: <https://doi.org/10.21883/PJTF.2020.22.50303.18257>
- [13] Мирсагатов Ш.А., Лейдерман А.Ю., Атабоев О.К. Механизм переноса заряда в инжекционных фотодиодах на основе структуры $\text{In-n+CdS-nCdS}_x\text{Te}_{1-x}\text{-pZn}_x\text{Cd}_{1-x}\text{Te-Mo}$. *Физика твердого тела*, 2013, т. 55, № 8, с. 1524–1535.
- [14] Адирович Э.И., Карагеоргий-Алкалаев П.М., Лейдерман А.Ю. Токи двойной инжекции в полупроводниках. М., Сов. радио, 1978.
- [15] Зайнабидинов С., Саидов А., Бобоев А. и др. Особенности свойств поверхности твердого раствора полупроводника $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ с квантовыми точками ZnSe. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, 2021, т. 15, № 1, с. 107–112. DOI: <https://doi.org/10.31857/S1028096021010167>
- [16] Alfimova D.L., Lunin L.S., Lunina M.L. Growth and properties of $\text{Ga}_y\text{In}_{1-y}\text{P}_z\text{As}_{1-x-z}\text{Bi}_x$ solid solutions on GaP substrates. *Inorg. Mater.*, 2014, vol. 50, no. 2, pp. 113–119. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0020168514020010>
- [17] Priyanka V, Balbir S.P., Nagesh T. Synthesis and investigation of topological behaviour and structural modification in Se–Te–Ge–Bi nanostructured alloys. *Appl. Surf. Sci. Adv.*, 2022, vol. 8, art. 100220. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsadv.2022.100220>
- [18] Зайнабидинов С.З., Саидов А.С., Бобоев А.Й. и др. Структура, морфология и фотоэлектрические свойства гетероструктуры $n\text{-GaAs-p-(GaAs)}_{1-x}(\text{Ge}_2)_x$. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Естественные науки*, 2022, № 1 (100), с. 72–87. DOI: <https://doi.org/10.18698/1812-3368-2022-1-72-87>

- [19] Saidov A.S., Usmonov Sh.N., Amonov K.A., et al. Photothermovoltaic effect in $p\text{-Si}-n\text{-(Si}_2\text{)}_{1-x-y}\text{(Ge}_2\text{)}_x\text{(ZnSe)}_y$ structure. *Appl. Sol. Energy*, 2019, vol. 55, no. 5, pp. 265–268. DOI: <https://doi.org/10.3103/S0003701X19050116>
- [20] Yu L., Li D., Zhao S., et al. First principles study on electronic structure and optical properties of ternary GaAs:Bi alloy. *Materials*, 2012, vol. 5, no. 12, pp. 2486–2497. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma5122486>
- [21] Li D.C., Yang M., Zhao S.Z., et al. First principles study of Bismuth alloying effects in GaAs saturable absorber. *Opt. Express*, 2012, vol. 20, iss. 10, pp. 11574–11580. DOI: <https://doi.org/10.1364/OE.20.011574>
- [22] Володин В.А., Горохов Е.Б., Ефремов М.Д. и др. Фотолюминесценция структур с нанокристаллами германия, сформированных в матрице арсенида галлия. *Письма в ЖЭТФ*, 2003, т. 77, № 8, с. 485–488.
- [23] Супрун С.П., Шерстякова В.Н., Федосенко Е.В. Эпитаксия ZnSe на GaAs при использовании в качестве источника соединения ZnSe. *Физика и техника полупроводников*, 2009, т. 43, с. 1570–1575. EDN: RCQАНН
- [24] Zainabidinov S.Z., Boboev A.Y., Karimov I.N., et al. Structure and electrophysical properties of a solid solution $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}\text{(Ge}_2\text{)}_x\text{(ZnSe)}_y$. *Sci. Bull. Phys. Math. Res.*, 2022, vol. 4, no. 1, pp. 15–21.

Зайнабидинов Сиражиддин Зайнабидинович — д-р физ.-мат. наук, профессор кафедры физики конденсированного состояния АндГУ (Республика Узбекистан, 170100, Андижан, ул. Университетская, д. 129).

Бобоев Акрамжон Йулдашбоевич — д-р физ.-мат. наук, декан физико-технического факультета АндГУ (Республика Узбекистан, 170100, Андижан, ул. Университетская, д. 129).

Солиев Икболжон Махаммаджонович — доцент кафедры физики и технологического образования АндПГУ (Республика Узбекистан, 170100, Андижан, ул. Дустлик, д. 4).

Юнусалиев Нуриддин Юнусали угли — докторант кафедры физики конденсированного состояния АндГУ (Республика Узбекистан, 170100, Андижан, ул. Университетская, д. 129).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Зайнабидинов С.З., Бобоев А.Й., Солиев И.М. и др. Структурные и фотоэлектрические свойства гетероструктуры $n\text{-GaAs}-p\text{-(ZnSe)}_{1-x-y}\text{(Ge}_2\text{)}_x\text{(GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ с различными нановключениями. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Естественные науки*, 2026, № 2 (125), с. 41–61. EDN: TGCWMA

STRUCTURAL AND PHOTOELECTRIC PROPERTIES OF HETEROSTRUCTURE $n\text{-GaAs-p-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ WITH VARIOUS NANOPARTICLES

S.Z. Zaynabidinov¹

A.Y. Boboev¹

I.M. Soliev²

N.Yu. Yunusaliyev¹

prof_sirojiddin@mail.ru

aboboevscp@gmail.com

solieviqbol620@gmail.com

nyunusaliyev1997@gmail.com

¹ Andijan State University, Andijan, Republic of Uzbekistan

² Andijan State Pedagogical University, Andijan, Republic of Uzbekistan

Abstract

This article presents experimental results of the study of structural and photoelectric properties of heterostructure $n\text{-GaAs-p-(ZnSe)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ with different nanoparticles obtained by liquid-phase epitaxy. On the basis of X-ray microprobe and structural analysis, the distribution profile of ZnSe, Ge₂ and GaAs_{1-δ}Bi_δ components in the epitaxial layer with a gradual change of composition along the depth has been determined. The formation of Ge₂ nanocrystals and GaAs_{1-δ}Bi_δ, which determine the unique photoelectric properties of the investigated heterostructure, has been established. The mechanisms of charge transfer depending on the direction of current flow have been determined, and the criterion of predominance of the drift mechanism of charge transfer over the diffusion one has been revealed. Photosensitivity of the studied heterostructure is characterized by three main peaks at photon energies of 1.61; 1.97, and 2.63 eV. A more detailed analysis of the spectra showed that the middle peak with maximum intensity has a complex structure, which allowed us to identify an additional, fourth peak in the energy range of 2.1–2.3 eV. These peaks correspond to the energy spectra of germanium nanocrystals formed at the boundaries of the film subcrystallites, and GaAs_{1-δ}Bi_δ formed in the near-surface region of the epitaxial layer

Keywords

Spectral photosensitivity, impurity, solid solution, atomic compound, heterostructure, nanocrystal

Received 21.04.2025

Accepted 16.05.2025

© Author(s), 2026

The work was supported by the Ministry of Innovative Development of the Republic of Uzbekistan (grant no. FZ-2921542100)

REFERENCES

- [1] Blokhin S.A., Sakharov A.V., Nadtochiy A.M., et al. AlGaAs/GaAs photovoltaic cells with an array of InGaAs QDs. *Semiconductors*, 2009, vol. 43, no. 4, pp. 514–518. DOI: <https://doi.org/10.1134/S1063782609040204>
- [2] Andreev V.M., Khvostikov V.P., Larionov V.R., et al. High-efficiency AlGaAs/GaAs concentrator (2500 suns) solar cells. *Semiconductors*, 1999, vol. 33, no. 9, pp. 976–977. DOI: <https://doi.org/10.1134/1.1187816>
- [3] Henry C.H. Limiting efficiencies of ideal single and multiple energy gap terrestrial solar cells. *J. Appl. Phys.*, 1980, vol. 51, no. 8, art. 4494. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.328272>
- [4] King R.R., Law D.C., Edmondson K.M., et al. Metamorphic concentrator solar cells with over 40 % conversion efficiency. *Proc. ICSC-4*, 2007, pp. 5–8.
- [5] Yamaguchi M., Dimroth F., Geisz J.F., et al. Multi-junction solar cells paving the way for super high-efficiency. *J. Appl. Phys.*, 2021, vol. 129, art. 240901. DOI: <https://doi.org/10.1063/5.0048653>
- [6] Lin G., Bi J., Song M., et al. III-V Multi-junction solar cells. In: *Optoelectronics. Advanced Materials and Devices*. IntechOpen, 2013, pp. 446–450. DOI: <https://doi.org/10.5772/50965>
- [7] Lu K. Comparison and evaluation of different types of solar cells. *Appl. Comput. Eng.*, 2023, vol. 23, pp. 263–270. DOI: <https://doi.org/10.54254/2755-2721/23/20230664>
- [8] Anup B., Bishweshwar P., Gunendra P.O., et al. Novel materials in perovskite solar cells: efficiency, stability, and future perspectives. *Nanomaterials*, 2023, vol. 13, iss. 11, art. 1724. DOI: <https://doi.org/10.3390/nano13111724>
- [9] Krylov P.N., Zakirova R.M., Kobziev V.F., et al. Structure and optical properties of ZnSe/SiO₂ layered nanocomposites. *Tech. Phys.*, 2016, vol. 61, no. 7, pp. 1027–1031. DOI: <https://doi.org/10.1134/S1063784216070173>
- [10] Medvid A., Onufrijevs P., Jarimaviciute-Gudaitiene R., et al. Formation mechanisms of nano and microcones by laser radiation on surfaces of Si, Ge, and SiGe crystals. *Nanoscale Res. Lett.*, 2013, vol. 8, no. 1, art. 264. DOI: <https://doi.org/10.1186/1556-276X-8-264>
- [11] Zaynabidinov S.Z., Utamuradova Sh.B., Boboev A.Y. Structural peculiarities of the (ZnSe)_{1-x-y}(Ge₂)_x(GaAs_{1-δ}Bi_δ)_y solid solution with various nano-inclusions. *J. Surf. Investig.*, 2022, vol. 16, no. 6, pp. 1130–1134. DOI: <https://doi.org/10.1134/S1027451022060593>
- [12] Saidov A.S., Leyderman A.Yu., Usmonov Sh.N., et al. Peculiarities of the current-voltage characteristic of *n*-GaP-*p*-(InSb)_{1-x}(Sn₂)_x heterostructures. *Tech. Phys. Lett.*, 2020, vol. 46, no. 11, pp. 1124–1127. DOI: <https://doi.org/10.1134/S1063785020110279>

- [13] Mirsagatov Sh.A., Leyderman A.Yu., Ataboev O.K. Mechanism of charge transfer in injection photodiodes based on the $\text{In-}n\text{-CdS-}n\text{-CdS}_x\text{Te}_{1-x}\text{-}p\text{-Zn}_x\text{Cd}_{1-x}\text{Te-Mo}$ structure. *Phys. Solid State*, 2013, vol. 55, no. 8, pp. 1635–1646.
DOI: <https://doi.org/10.1134/S1063783413080192>
- [14] Adirovich E.I., Karageorgiy-Alkalaev P.M., Leyderman A.Yu. Toki dvoynoy inzhektionsii v poluprovodnikakh [Double injection currents in semiconductors]. Moscow, Sovetskoe radio Publ., 1978.
- [15] Zaynabidinov S., Saidov A., Boboev A., et al. Features of the properties of the surface of $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ semiconductor solid solution with ZnSe quantum dots. *J. Surf. Investig.*, 2021, vol. 15, no. 1, pp. 94–99.
DOI: <https://doi.org/10.1134/S102745102101016X>
- [16] Alfimova D.L., Lunin L.S., Lunina M.L. Growth and properties of $\text{Ga}_y\text{In}_{1-y}\text{P}_z\text{As}_{1-x-z}\text{Bi}_x$ solid solutions on GaP substrates. *Inorg. Mater.*, 2014, vol. 50, no. 2, pp. 113–119. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0020168514020010>
- [17] Priyanka V, Balbir S.P., Nagesh T. Synthesis and investigation of topological behaviour and structural modification in Se–Te–Ge–Bi nanostructured alloys. *Appl. Surf. Sci. Adv.*, 2022, vol. 8, art. 100220. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsadv.2022.100220>
- [18] Zaynabidinov S.Z., Saidov A.S., Boboev A.Y., et al. Structure, morphology and photoelectric properties of $n\text{-GaAs-}p\text{-(GaAs)}_{1-x}(\text{Ge}_2)_x$ heterostructure. *Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Natural Sciences*, 2022, no. 1 (100), pp. 72–87 (in Russ.). DOI: <https://doi.org/10.18698/1812-3368-2022-1-72-87>
- [19] Saidov A.S., Usmonov Sh.N., Amonov K.A., et al. Photothermovoltaic effect in $p\text{-Si-}n\text{-(Si}_2\text{)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ structure. *Appl. Sol. Energy*, 2019, vol. 55, no. 5, pp. 265–268. DOI: <https://doi.org/10.3103/S0003701X19050116>
- [20] Yu L., Li D., Zhao S., et al. First principles study on electronic structure and optical properties of ternary GaAs:Bi alloy. *Materials*, 2012, vol. 5, no. 12, pp. 2486–2497. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma5122486>
- [21] Li D.C., Yang M., Zhao S.Z., et al. First principles study of Bismuth alloying effects in GaAs saturable absorber. *Opt. Express*, 2012, vol. 20, iss. 10, pp. 11574–11580. DOI: <https://doi.org/10.1364/OE.20.011574>
- [22] Volodin V.A., Gorokhov E.B., Efremov M.D., et al. Photoluminescence of structures with germanium nanocrystals formed in a gallium arsenide matrix. *Pisma v ZhETF*, 2003, vol. 77, no. 8, pp. 485–488 (in Russ.).
- [23] Suprun S.P., Sherstyakova V.N., Fedosenko E.V. Epitaxial growth of ZnSe on GaAs with the use of the ZnSe compound as the source. *Semiconductors*, 2009, vol. 43, no. 11, pp. 1526–1531. DOI: <https://doi.org/10.1134/S1063782609110220>
- [24] Zaynabidinov S.Z., Boboev A.Y., Karimov I.N., et al. Structure and electrophysical properties of a solid solution $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$. *Sci. Bull. Phys. Math. Res.*, 2022, vol. 4, no. 1, pp. 15–21.

Zaynabidinov S.Z. — Dr. Sc. (Phys.-Math.), Professor, Department of Condensed Matter Physics, Andijan State University (Universitetskaya ul. 129, Andijan, 170100 Republic of Uzbekistan).

Boboev A.Y. — Dr. Sc. (Phys.-Math.), Head of Faculty of Physics and Technology, Andijan State University (Universitetskaya ul. 129, Andijan, 170100 Republic of Uzbekistan).

Soliev I.M. — Assoc. Professor, Department of Physics and Technological Education, Andijan State Pedagogical Institute (Dustlik ul. 4, Andijan, 170100 Republic of Uzbekistan).

Yunusaliyev N.Yu. — Doctoral, Department of Condensed Matter Physics, Andijan State University (Universitetskaya ul. 129, Andijan, 170100 Republic of Uzbekistan).

Please cite this article in English as:

Zaynabidinov S.Z., Boboev A.Y., Soliev I.M., et al. Structural and photoelectric properties of heterostructure $n\text{-GaAs-}p\text{-(ZnSe)}_{1-x-y}\text{(Ge}_2\text{)}_x\text{(GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta\text{)}_y$ with various nanoparticles. *Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Natural Sciences*, 2026, no. 2 (125), pp. 41–61 (in Russ.). EDN: TGCWMA