

June 2021

## Structure and electrophysical properties of a solid solution (GaAs<sub>1-δ</sub>Bi<sub>δ</sub>)<sub>1-x-y</sub>(Ge<sub>2</sub>)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub>

S.Z. Zainabidinov

*Andijan State University named after Z.M. Babur, Andijan 170100 Uzbekistan.*

I.N. Karimov

*Andijan State University named after Z.M. Babur, Andijan 170100 Uzbekistan.*

Hotamjon Mansurov

*Andijan State University, Andijan, 170100, str. University, 129 (Uzbekistan). E-mail: agsu\_info@edu.uz*

Akramjon Boboev

*Andijan State University, Andijan, Uzbekistan*

Dilkhayotjon Pulatjon ugli Abdurakhimov

*Andijan State University. Andijan, Uzbekistan*

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



Part of the [Computer Sciences Commons](#), [Engineering Physics Commons](#), and the [Mathematics Commons](#)

---

### Recommended Citation

Zainabidinov, S.Z.; Karimov, I.N.; Mansurov, Hotamjon; Boboev, Akramjon; and Abdurakhimov, Dilkhayotjon Pulatjon ugli (2021) "Structure and electrophysical properties of a solid solution (GaAs<sub>1-δ</sub>Bi<sub>δ</sub>)<sub>1-x-y</sub>(Ge<sub>2</sub>)<sub>x</sub>(ZnSe)<sub>y</sub>," *Scientific Bulletin. Physical and Mathematical Research*: Vol. 3 : Iss. 1 , Article 1.  
DOI: 666.3.017

Available at: <https://uzjournals.edu.uz/adu/vol3/iss1/1>

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

## Структура и электрофизические свойства твердого раствора $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$

С.З. Зайнабидинов, А.Й. Бобоев, И.Н. Каримов, Х.Ж. Мансуров, Д.П. Абдурахимов

Андижанский государственный университет им. З.М. Бабура, Андижан 170100 Узбекистан.

Получена 30 марта 2021 г. Принята к печати 20 апреля 2021г

**Аннотация.** Выращены эпитаксиальные пленки  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  методом жидкофазной эпитаксии. Пленки имели р-тип проводимости с концентрацией носителей тока  $1,86 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , подвижностей  $\mu_p = 300 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$  и удельным сопротивлением  $0,13 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ . Структурные исследования показали, что эпитаксиальные пленки имеют сфалеритную структуру типа ZnS и является монокристаллической с ориентацией (100). Исследования вольтамперных характеристик (ВАХ) n-GaAs – p- $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  гетероструктур при различных температурах. Показали, что прямая ветвь ВАХ описываются зависимостью  $J = A \cdot V^\alpha$  со значениями степени  $\alpha_1$  от 2 до 8. Такое поведение токопрохождения объяснены различными механизмами рекомбинации носителей тока в определенных участках напряжений ВАХ зависящих от состояний границ раздела, определяемых особенностями свойств отдельных элементов составляющих компонентов.

**Ключевые слова:** гетероструктура, подложка, пленка, монокристалл, сфалеритная структура, границ раздела, токопрохождение, рекомбинация.

**Аннотация.**  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  эпитаксиал қатлами суюқ фазали эпитаксия усулида ўстирилди. Юпқа пардалар р-тур ўтказувчанликка эга бўлиб, ток ташувчилар концентрацияси  $1,86 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , ҳаракатчанлиги  $\mu_p = 300 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$  ва солиштирма қаршилиги  $0,13 \text{ Ом} \cdot \text{см}$  га тенг. Тузилмавий тадқиқотларлар олинган эпитаксиал қатламни ZnS кўринишидаги сфалерит тузилишга эга ҳамда (100) кристаллогарфик ориентацияга эга бўлган монокристалл эканлигини кўрсатди. n-GaAs – p- $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  гетеротузилмасининг турли ҳароратлардаги вольт-ампер характеристикалари тадқиқ қилинди. ВАХнинг тўғри йўналиши  $\alpha_1$  дан 8 гача даражали қийматли  $J = A \cdot V^\alpha$  боғланиш билан ифодаланди. Ток ўтишининг бундай табиати ташкилловчи элементларининг хусусиятлари билан аниқланадиган бўлиниш чегарасидаги ҳолатларига боғлиқ бўлиб, ВАХ кучланишининг маълум соҳаларида ток ташувчиларнинг рекомбинациясининг турли механизмлари билан изоҳланади.

**Калит сўзлар:** гетеротузилма, таглик, юпқа парда, монокристалл, сфалерит тузилма, бўлиниш чегараси, ток ўтиш, рекомбинация.

PACS: 73.40. Lq, 78.20. –e, 81.05. Hd

### I. ВВЕДЕНИЕ.

Одной из актуальных проблем сегодняшнего дня является решение ряда научно-технических задач, связанных с расширением функциональных возможностей нано- и микроэлектронных систем полупроводниковых электронных изделий в широком диапазоне температуры. Несмотря на то, что в настоящее время имеются достаточное число публикаций, посвященных данной проблеме, например легирование примесными атомами, создающими различные энергетические уровни в запрещенной зоне полупроводниковых монокристаллов, как Si, Ge, GaAs и других, а также дефектами, вводимые при выращивании и нейтронно-трансмутационным легированием, вопросы поведения и влияния на токоперенос как в полупроводниковых материалах так и многослойных структурах на их основе,

остается изученными не на должном уровне. В то же время определение оптимальных технологических условий легирования и создания совершенных структур эпитаксиальных тонких пленок и подбор необходимых компонентов и примесных атомов, которые позволяют направленно управлять их свойствами, представляют большой интерес. Особенно мало сведений о результатах исследований молекулярных примесей, поведению примесных атомов в твердом растворе, зависимостей токопереноса от состава базового материала, взаимодействия атомов примесей в полупроводниковых материалах. В связи с этим в данной работе нами исследованы особенности электрических свойств твердого раствора  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ , а также влияние атомов металлической примеси Bi на эти параметры.

## II. Методика эксперимента

Эпитаксиальные слои твердых растворов  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  выращивались методом ЖФЭ в кварцевом реакторе вертикального типа с горизонтально расположенными подложками. Подложками служили GaAs шайбы диаметром 20 мм и толщиной  $\sim 300$  мкм, вырезанные из монокристаллического арсенида галлия  $n$ -типа проводимости с кристаллографической ориентацией (100). Состав раствора-расплава был определен на основе предварительных исследований системы Bi–GaAs–Ge–ZnSe и литературных данных [1]. В начальный момент роста эпитаксиальных пленок из раствора-расплава происходит кристаллизация  $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$  подслоя, поскольку при выбранной температуре эпитаксии раствор-расплав является насыщенным по отношению к  $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ . При более низких температурах создается условие для выращивания твердого раствора  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ , так как при таких температурах раствор-расплав становится пересыщенным как по  $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ , так и по Ge и ZnSe. Эпитаксиальные слои с наилучшими параметрами получались при температуре начала кристаллизации – 750 °С и скорости охлаждения подложки – 1 град/мин. Выращенные эпитаксиальные пленки имели  $p$ -типа проводимости, с удельными сопротивлениями 0,13 Ом·см и концентрацией  $1,86 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  при толщине  $\approx 10$  мкм.

Структурные исследования подложек и полученных пленок были выполнены на рентгенодифрактометре XRD-6100 (Shimadzu, Япония), в котором рентгеновское напряжение составляет 40.0 кВ, а ток – 30.0 мА, диапазон сканирования 8.0-9.0, скорость сканирования 2 град/мин и шаг выборки = 0.02 град.

## III. Результаты и обсуждение

На рис. 1. представлена рентгенограмма подложки GaAs. Видно, что на дифракционной картине присутствуют несколько селективных структурных рефлексов с различной, по величине интенсивностью.

Анализ показал, что поверхность подложки соответствует кристаллографической плоскости (100). Об этом свидетельствует присутствие на рентгенограмме серии селективных рефлексов типа  $\{H00\}$  (где  $H=1, 2, 3, \dots$ ) с большой интенсивностью; структурные линии  $(200)_{\text{GaAs}}$  с  $d/n = 0.2831$  и  $(400)_{\text{GaAs}}$  с  $d/n = 0.1412$  нм.  $\beta$  – составляющие основного рефлекса  $(400)_{\text{GaAs}}$  видны при углах рассеяния  $2\theta=58.8^\circ$ . Большая

интенсивность ( $2 \cdot 10^5$  имп·сек<sup>-1</sup>) основного рефлекса  $(400)_{\text{GaAs}}$ , сравнительно узкая ширина ( $\text{FWHM} = 0.0039$  рад) и ровный минимальный уровень неупругого фона свидетельствуют о достаточно высокой степени совершенства кристаллической решетки подложки.

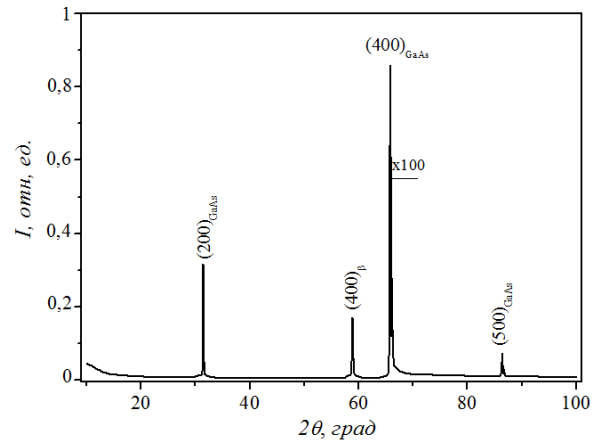


Рис. 1. Рентгенограмма подложки GaAs

Экспериментально определенная величина параметра решетки подложки  $a_{\text{GaAs}} = 0.5648$  нм, что очень близко к её табличному значению –  $a_{\text{GaAs}} = 0.5646$  нм [2].

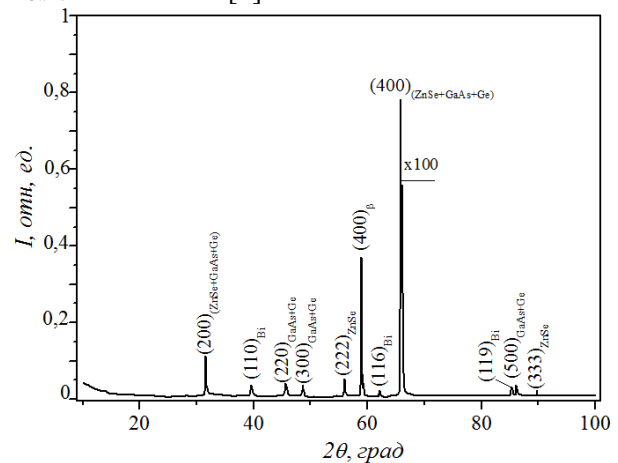


Рис.2. Рентгенограмма эпитаксиальной пленки  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$

На рис. 2. представлена рентгенограмма выращенной эпитаксиальной пленки твердого раствора  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ . Она существенно отличается от рентгенограммы подложки. На рентгенограмме пленки интенсивности основного рефлекса  $(400)$  уменьшилась на 10 % и интенсивности рефлексов второго порядка  $(200)$  уменьшилась в 2.8 раза по сравнению с интенсивностью этого рефлекса подложки. Эти экспериментальные факты позволяют предположить, что решетка исследуемого твердого раствора изменяется и в приповерхностных слоях базовые молекулы занимают не все вакантные узловые позиции, оставленные ионами остальных

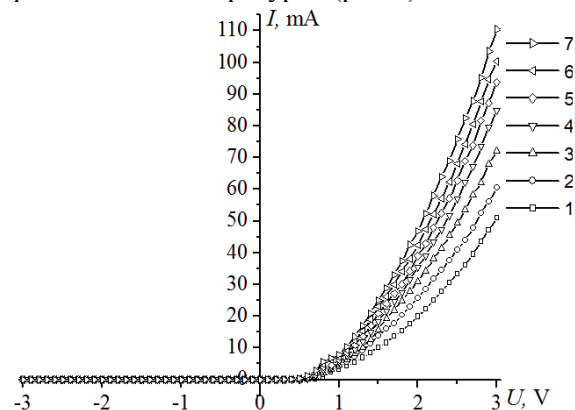
полупроводниковых элементов, в результате перехода в межузельные положения. Часть узловых позиций остаются вакантными. Поэтому приповерхностные слои выращенной пленки являются не твердым раствором замещения, а скорее всего являются твердым раствором вычитания [6]. А также, параметр решетки пленки, определенные по двум рефлексам – (200) и (400) с помощью экстраполяционной функции Нельсона–Рейли [3] и равняется 0.56616 нм, что несколько больше, чем параметр решетки подложки –  $a_s = 0.5648$  нм, а очень близко к табличному значению ZnSe. Этот вывод подтверждается вышеуказанной идеей, что базовая решетка исследуемого твердого раствора изменяется и приближается к виду решетки другая полупроводникового соединения, ZnSe. Поэтому на дифракционной картине наблюдаются пара структурных линии на плоскости  $(222)_{\text{ZnSe}}$  с  $d/n = 0,1636$  нм ( $2\theta = 56,1^\circ$ ) и  $(333)_{\text{ZnSe}}$  с  $d/n = 0,2831$  нм ( $2\theta = 89,6^\circ$ ) в отличии от основных рефлексов. Однако уровень неупругого фона в окрестностях структурных рефлексов (200) и (400) на 14 % выше, чем уровень фона в аналогичных угловых диапазонах подложки. Это свидетельствует о локальном характере сосредоточения упругой энергии в решетке пленки и наличия микроискажений в значительно меньших величинах (возможно, они являются следствием близости ионных радиусов элементов пленки:  $r_{\text{Zn}} = 0.074$  нм,  $r_{\text{Se}} = 0.050$  нм,  $r_{\text{As}} = 0.058$  нм,  $r_{\text{Ga}} = 0.062$  нм и  $r_{\text{Ge}} = 0.053$  нм) [2]. Кроме того дифракционном спектре еще наблюдаются два запрещенных отражения  $(300)_{\text{GaAs+Ge}}$  с  $d/n = 0,1866$  нм ( $2\theta = 48,6^\circ$ ) и  $(500)$  с  $d/n = 0.1126$  нм ( $2\theta = 86,1^\circ$ ) со слабой интенсивностью. Их интенсивности относятся к интенсивности основного рефлекса (400), как  $I(300)/I(400) \approx 1.1 \cdot 10^{-4}$  и  $I(500)/I(400) \approx 1.8 \cdot 10^{-4}$ . Эта значения несколько больше, чем величина  $10^{-4}$ , соответствующего равномерному распределению примесей в алмазаподобной решетке [4].

При исследованиях, на рентгенограмме наблюдались образование новых структурных линий с различными интенсивностями;  $(110)_{\text{Bi}}$  с  $d/n = 0,2831$  нм ( $2\theta = 39,6^\circ$ ),  $(116)_{\text{GaAs}}$  с  $d/n = 0,1493$  нм ( $2\theta = 62,1^\circ$ ),  $(119)_{\text{Bi}}$  с  $d/n = 0,2831$  нм ( $2\theta = 85,2^\circ$ ). Эти рефлексы возможно обусловлены кристаллической решеткой нанокристаллов висмута различно ориентированных по отношению к основным рефлексам. Более широкий ( $1.63 \times 10^{-2}$  рад)

рефлекс  $(119)_{\text{Bi}}$  с  $d/n = 0,2831$  нм ( $2\theta = 85,2^\circ$ ) принадлежит висмутной фазе, размер нанокристаллитов которой составляет 42 нм. Другие менее узкие ( $2.16 \times 10^{-2}$  рад) пик  $(110)_{\text{Bi}}$  с  $d/n = 0,2831$  нм ( $2\theta = 39,6^\circ$ ) и ( $1.86 \times 10^{-2}$  рад) пик  $(116)_{\text{GaAs}}$  с  $d/n = 0,1493$  нм ( $2\theta = 62,1^\circ$ ) рефлексы принадлежат наночастицам этой фазы с размерами 48 нм. Это указывает на то, что кристаллографические плоскости типа (110), (116) и (119) частиц, выделившихся фаз висмута соприкасаются с плоскостями  $(111)_{\text{ZnSe}}$  поверхности пленки.

Сравнительно узкая ширина (FWHM = 0,0058 рад) и большая интенсивность ( $2 \cdot 10^5$  имп·сек<sup>-1</sup>) основного рефлекса (400), а также присутствие на рентгенограмме других четных порядков отражения, свидетельствуют о высокой степени совершенства кристаллической решетки выращенного твердого раствора и имеет сфалеритную структуру (структура типа ZnS) и являются монокристаллическими с ориентацией (100). Размер субкристаллитов (блоков) пленки, оцененный по ширине данного пика по методу Селякова–Шеррера [5], составляет около 54 нм.

Для исследовании ВАХ структур, полученных методом вакуумного напыления создавались омические контакты – сплошные с тыльной стороны и четырехугольные, с площадью 6 мм<sup>2</sup> из серебра, со стороны эпитаксиального слоя. Вольтамперные характеристики измерялись в прямом (когда «+» прикладывался к  $p$  –  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  и обратном (когда «-» прикладывался к  $n$  – GaAs) направлениях при различных температурах (рис.3).

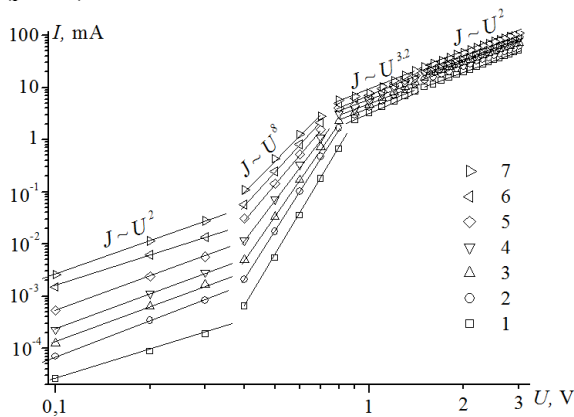


**Рис. 3.** Типичные вольтамперные характеристики  $n$  – GaAs –  $p$  –  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  гетероструктур при различных температурах: 1 – 30 °С, 2 – 50 °С, 3 – 70 °С, 4 – 90 °С, 5 – 110 °С, 6 – 130 °С, 7 – 150 °С.

На рис. 3. приведены типичные ВАХ многокомпонентных гетероструктур  $n$ -GaAs –  $p$  –  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  откуда видно,

что структура имеет хорошие выпрямляющие свойства с коэффициентом выпрямления, определяемым как отношение прямого тока ( $J_{dir}$ ) к обратному ( $J_{rev}$ ). При одинаковых значениях приложенного напряжения  $k = J_{dir}/J_{rev}$ , принимает значения от 2000 до 2500 в интервале подаваемого напряжений от 0.1 до 3 В. Кроме того, в этом диапазоне напряжений как в прямом и так в обратном направлениях приложенного напряжения на ВАХ не наблюдается насыщение тока при всех температурах, что свидетельствует о низкой плотности поверхностных состояний на границе раздела  $p-n$  - перехода [6]. Анализ показывает, что ВАХ при всех температурах, построенные в логарифмическом масштабе, в прямых направлениях тока хорошо укладываются на прямые и они описываются степенными зависимостями типа  $J = A \cdot V^\alpha$  с разными значениями степени  $\alpha$ .

На начальном участке ВАХ от 0,1 до 0,3 В наблюдается участок всплеска:  $J \sim V^\alpha$  ( $\alpha \approx 2$ ) (рис.4).



**Рис.4.** Вольтамперные характеристики  $n-GaAs-p-(GaAs_{1-x}Bi_x)_{1-x-y}(Ge_2)_z(ZnSe)_y$  гетероструктур в прямом направлении в логарифмическом масштабе при различных температурах: 1 – 30 °С, 2 – 50 °С, 3 – 70 °С, 4 – 90 °С, 5 – 110 °С, 6 – 130 °С, 7 – 150 °С.

Проведенный анализ показывает, что такая зависимость подчиняется закономерности [7]

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

где  $M(J)$  вычисляется по следующей формуле:

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

где  $m = 2\tau_i N_d V_p^* / 8b(b+1)n_p d$  ; и

$C = [bn_p / qV_p^*(b+1)]$  . В данных соотношениях  $V_p^*$  – параметр, обусловленный неидеальным характером инжектирующего контакта [8].

ВАХ в виде (1) проявляется тогда, когда в знаменателе этого выражения скорость рекомбинации имеет вид [8]

$$u_r = N_r \frac{c_n c_p (pn - n_i^2)}{c_n(n + n_1) + c_p(p + p_1) + \alpha \tau_i pn} \quad (3)$$

где  $N_r$  – концентрация рекомбинационных центров (комплексов);  $n, p$  – концентрация электронов и дырок;  $n_i$  – собственная концентрация в полупроводнике;  $c_n, c_p$  – коэффициенты захвата электронов и дырок;  $n_1, p_1$  – равновесные концентрации электронов и дырок, когда уровень Ферми совпадает с энергетическим уровнем примеси (так называемые статические факторы Шокли-Рида);  $\tau_i$  – время, учитывающее те или иные процессы электронного обмена внутри рекомбинационного комплекса;  $\alpha$  – коэффициент, зависящий от типа дефектов-комплексов. Аналогичный вид рекомбинации возможен не только при выше перечисленных случаях, но также в полупроводниках с развитыми рекомбинационно-стимулированными перестройками метастабильных рекомбинационных комплексов типа отрицательно заряженный акцептор – положительно заряженный ион внедрения или положительно заряженный донор - отрицательно заряженная вакансия.

При малом уровне возбуждения т.е.  $c_n(n + n_1) + c_p(p + p_1) \gg \alpha \tau_i pn$  в клад последнего члена в знаменателе (3) становится пренебрежимо малым и скорость рекомбинации описывается статистикой Шокли-Рида. В этом случае ВАХ в дрейфовом режиме токопереноса имеет обычный вид, соответствующий омической релаксации объемного заряда [9]:

$$V = \sqrt{\frac{8d^3 J}{9q\mu_p \mu_n \tau_p N_d}} = B_0 \sqrt{J} \quad (4)$$

которая была определена следующим образом. Сначала из наклона экспериментальной прямой  $J = V^\alpha$  определяется величина  $B_0$ , которое в данном случае составило  $B_0 = 0,001 \text{ В} \cdot \text{А}^{-1/2}$  при комнатной температуре. Затем при помощи выражения

$$B_0 = \sqrt{\frac{8d^3}{9q\mu_p \mu_n \tau_p N_d}} \quad (5)$$

и используя экспериментальные данные для  $d = 5 \text{ мкм}$ , для  $\tau_p \approx 10^{-8} \text{ с}$ , находим значение  $N_d$  - концентрация мелких донорных примесных центров, которая равна  $1,2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ .

Подвижность основных носителей – дырок, определенная по методу Холла, составляла  $\mu_p = 300 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ , для оценки принималось значение подвижностей неосновных носителей как  $\mu_n = b \cdot \mu_p = 1890 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ , где  $b$  – отношение подвижностей электронов и дырок, которые по нашим оценкам составляло 6,3 [8].

Значение  $V_0$  увеличивается от  $0,001 \text{ В}\cdot\text{А}^{-1/2}$  до  $0,369 \text{ В}\cdot\text{А}^{-1/2}$  с ростом температуры, при этом подвижность  $\mu_p$  и время жизни  $\tau_p$  основных носителей и соответственно, концентрация мелких донорных примесных центров  $N_d$  уменьшается. Это, по-видимому, позволяет заключить, что в данном твердом растворе преобладающую роль в механизме подвижности играют рассеяние носителей на ионах глубоких примесей [10].

С дальнейшим ростом напряжения, как видно из рис.4, начиная с  $V = 0,4 \text{ В}$  наблюдается резкий рост тока  $J = A \cdot V^\alpha$  с показателем степени  $\alpha \approx 8$ . Такой участок называют предпробойным. Как раз в этом случае третий член в знаменателе выражения (3) для скорости рекомбинации становится существенным и скорость рекомбинации уже не подчиняется статистике Шокли – Рида, а приобретает совсем иной вид [11]:

$$u_r = \frac{N_r}{\tau_i} \left( 1 - \frac{2}{\tau_i c_p p} \right), \quad (6)$$

а ВАХ –

$$J = \frac{q^2 (b+1)^2 N_r d^3}{\varepsilon \tau_i^2 c_p (V_0 - V)}, \quad (7)$$

где  $\varepsilon$  – диэлектрическая проницаемость и

$$V_0 = \sqrt{\frac{q(b+1)N_r d^4}{2\varepsilon \tau_i \mu_p}} = \text{const}. \text{ Из (7) видно,}$$

что знаменатель этого выражения убывает с ростом напряжения, т.е. ток быстро растёт. Резкий рост тока в интервале напряжения  $V = (0,4-0,8) \text{ В}$  описывается этой зависимостью [10].

Согласно теории [11] участок от 0,9 до 1,5 В ВАХ описывается выражением  $J = A \cdot V^{3,2}$  (рис.4) и реализуются тогда, когда рекомбинация неравновесных носителей тока преимущественно происходит с задержкой, т.е. с участием комплексов, внутри которых происходит электронный обмен. В этом случае в знаменателе выражения (3) реализуется равенство

$$c_n (n + n_1) + c_p (p + p_1) < \alpha \tau_i p n \quad (8)$$

и ВАХ имеет следующее аналитическое выражение

$$V = \frac{(b+1)d^2 N_r}{N_d \mu_p \tau_i} + \frac{d}{q \mu_p (b+1) C} \sqrt{J} - \frac{2(b+1)N_r d^2 c_p}{N_d \mu_p \alpha \tau_i C} \frac{1}{\sqrt{J}} = A + B \sqrt{J} - \frac{D}{\sqrt{J}} \quad (9)$$

где  $A$ ,  $B$ , и  $D$  параметры, зависящие от концентрации ионизованных атомов глубоких примесей, отношения подвижностей электронов и дырок, толщины базы межслойного перехода соответственно, которые могут быть определены из экспериментальных данных. Для определения параметра  $A$  выбирается две экспериментальные точки  $V_1, J_1$  и  $V_2, J_2$  на прямой линии зависимости  $J \sim V^{3,2}$ . Результаты расчетов показывают, что, с ростом температуры параметр  $A$  почти неменяется (табл.1).

Это свидетельствует о том что, в первом слагаемом выражения (9) отношения  $N_r/\tau_i$  не меняются. Далее для определения параметров  $B$  и  $D$  из участка резкого роста тока, выбирались три экспериментальные точки:  $(V_1, J_1)$ ,  $(V_2, J_2)$ ,  $(V_3, J_3)$ . Результаты расчетов приведены в табл. 1, откуда видно, что с ростом температуры параметр  $D$  увеличивается, а значение  $B$  уменьшается. Это может быть следствием увеличения параметра «С» в (3), который связан с концентрацией дырок на границе раздела пленки  $p - (\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  и подложки  $n - (\text{GaAs})$  и коэффициентам захвата дырок  $c_p$ .

Анализ показал, что выражение (9) позволяет описать значение наклона вольтамперных характеристик типа  $J \sim V^\alpha$ , в том числе и участка резкого роста тока.

После участка резкого роста тока  $J \sim V^\alpha$ , где  $\alpha = 2$  (рис.4), когда последний член в знаменателе выражения (3) начинает играть определяющую роль и скорость рекомбинации  $u_r$  выходит на полное насыщение  $u_r = N_r/\tau_i$ , появляется второй квадратичный участок и при этом ВАХ описывается выражением [12]:

$$V = \frac{(b+1)d^2 N_r}{2N_d \mu_p \tau_i} + \frac{d}{q \mu_p (b+1) C} \sqrt{J} \quad (10)$$

Оценка значения  $N_r/\tau_i$  для данного участка проводится также как и для участка резкого роста тока. Для двух заданных экспериментальных точек составляется уравнение прямой линии, откуда определяется

значение постоянной, соответствующей значению первого члена выражения (10):

$$\frac{A}{2} = \frac{(b+1)d^2 N_r}{2N_d \mu_p \tau_i} \quad (11)$$

Подставляя известные значения  $d$ ,  $b$  и  $N_d$  в (11), находим величину  $N_r/\tau_i = 5,2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$ .

#### IV. Заключение

Таким образом, выращены монокристаллические твердые растворы –  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$   $p$  – типа проводимости на монокристаллических  $n$ –GaAs – подложках с ориентацией (100) методом жидкофазной эпитаксии; определено, что выращенные эпитаксиальные слои твердого раствора  $(\text{GaAs})_{0.69}(\text{Ge}_2)_{0.17}(\text{ZnSe})_{0.14}$  имеют сфалеритную структуру и являются монокристаллическими, с размерами блоков 54 нм и с ориентацией (100), соответствующей ориентации подложки. Вольтамперные характеристики гетероструктур  $n$  – GaAs –  $p$  –  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  имеющий характерный квадратичный закон -  $J \sim V^2$  ВАХ, сменяется резким предпробойным ростом тока, что хорошо объясняет наблюдаемую нами вид прямой ветви ВАХ и эта закономерность не меняется при различных температурах. После предпробойного участка наблюдаются два характерных участка, которые описываются выражениями (10) и (11). Анализ ВАХ гетероструктур  $n$  – GaAs –  $p$  –  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  с протяженным промежуточным слоем твердого раствора показывает, что при прямых направлениях токопрохождения преобладает дрейфовый механизм переноса заряда.

Исходя из этих данных можно предположить успешную реализацию рассмотренных гетероструктур в схемах умножения напряжения и в преобразователях (выпрямителях) постоянного напряжения, где не предъявляется высокие требования к частотным и временным параметрам сигналов, а также в электронных и в термоэлектронных приборах.

#### Литература

- [1] А.С. Саидов, М.С. Саидов, Э.А. Кошчанов. *Жидкостная эпитаксия компенсированных слоев арсенида галлия и твердых растворов на его основе* (Т., Фан, 1986) с. 127.
- [2] А.А. Равделя, А.М. Пономаревой. *Краткий справочник физико-химических величин* (Санкт-Петербург, Иван Федоров, 2003) с. 240.

- [3] С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. *Рентгенографический и электроннооптический анализ* (М., МИС ИС, 1994) с. 328.
- [4] И.Л. Шульпина, Р.Н. Кютт, В.В. Ратников, И.А. Прохоров, И.Ж. Безбах, М.П. Щеглов. *Методы рентгеновской дифракционной диагностики сильнолегированных монокристаллов полупроводников*. ЖТФ, **80**(4), 105 (2010).
- [5] А.Н. Иванов, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков, Я.С. Уманский, *Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия* (М., Металлургия, 1982) с. 632.
- [6] О.О. Маматкаримов, О. Химматкулов, И.Г. Турсунов. *Влияние одноосной упругой деформации на вольт-амперную характеристику поверхностно-барьерных диодов Sb-p-Si<Mn>-Au*. ФТП, **54**(5), 466 (2020).
- [7] А.Ю. Лейдерман, М.К. Минбаева. *Механизм быстрого роста прямого тока в полупроводниковых диодных структурах*. ФТП, **30**(10), 1729 (1996).
- [8] Э.И. Адирович, П.М. Карагеоргий-Алкалев, А.Ю. Лейдерман. *Токи двойной инжекции в полупроводниках*. (М., Сов. Радио, 1978) с. 320.
- [7] М.Т. Ламперт, П. Марк. *Инжекционные токи в твердых телах*. (М., Мир, 1973) с. 413.
- [8] С.З. Зайнабидинов, Ш.Х. Йулчиев, А.Й. Бобоев, Ж.Н. Усмонов. *Электрические свойства  $n$ -GaAs –  $p$ -(ZnSe) $_{1-x-y}$ (GaAs $_{1-\delta}$ Bi $_\delta$ ) $_x$ (Ge $_2$ ) $_y$  гетероструктур*. ДАН АН РУз. **6**, 10 (2019).
- [9] Ш.А. Мирсагатов, А.Ю. Лейдерман, О.К. Атабоев. *Механизм переноса тока в инжекционном фотодиоде на основе структуры In-n+-CdS-n-CdSxTe1-x-p-ZnxCd1-xTe-Mo*. ФТТ, **55**(8), 1524 (2013).
- [10] А.Ю. Лейдерман *Рекомбинация и релаксационные процессы в полупроводниках с примесными комплексами*. В кн: *Физика и материаловедение полупроводников с глубокими уровнями* (М., Металлургия, 1987) с. 232.
- [11] М.К. Минбаева. канд. дисс. (Ташкент, ФТИ, 1995).
- [12] П.М. Карагеоргий-Алкалев, А.Ю. Лейдерман. *Фоточувствительность полупроводниковых структур с глубокими примесями* (ФАН., Ташкент, 1981) с. 74.

#### Structure and electrophysical properties of a solid solution $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$

S.Z. Zainabidinov, A.Y. Boboev, I.N. Karimov, Kh.Zh. Mansurov, D.P. Abdurahimov

Andijan State University named after Z.M. Babur, Andijan 170100 Uzbekistan.

**Annotation.** This paper shows the possibility of growing a single-crystal solid solution of substitution  $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  on GaAs substrates by liquid-phase epitaxy from a bismuth-containing solution-melt. The grown films had a  $p$ -type of conductivity with a current carrier concentration of  $1,86 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , a mobility of  $\mu_p = 300 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ , and a resistivity of  $0,13 \text{ Ohms} \cdot \text{cm}$ . Structural studies have shown that the epitaxial films have a sphalerite structure of the ZnS type and are

monocrystalline with an orientation of (100). The crystal lattice parameter of the film was  $a_f = 0,56697$  nm. Studies of current-voltage characteristics of  $n\text{-GaAs} - p\text{-}(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_{\delta})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$  heterostructures at different temperatures. We have shown that the direct branch of the current-voltage characteristic is described by the dependence  $J = A \cdot V^\alpha$  with the values of the degree  $\alpha$  from 2 to 8. This behavior of the current flow is explained by various mechanisms of recombination of current carriers in certain areas of the voltage characteristics depending on the state of the interface, determined by the properties of individual elements of the constituent components.

**Keywords:** heterostructure, substrate, film, single crystal, sphalerite structure, interface, current flow, recombination.

### Reference

- [1] A.S. Saidov, M.S. Saidov, Je.A. Koshchanov. Zhidkostnaja jepitaksija kompensirovannyh sloev arsenida gallija i tverdyh rastvorov na ego osnove (T., Fan, 1986) pp. 127.
- [2] A.A. Ravdelja, A.M. Ponomarevoj. Kratkij spravochnik fiziko-himicheskikh velichin (Sankt-Peterburg, Ivan Fedorov, 2003) pp. 240.
- [3] S.S. Gorelik, L.N. Rastorguev, Ju.A. Skakov. Rentgenograficheskij i jelektronnoopticheskij analiz (M., MIS IS, 1994) pp. 328.
- [4] I.L. Shulpina, R.N. Kjutt, V.V. Ratnikov, I.A. Prohorov, I.Zh. Bezbah, M.P. Shheglov. Metody rentgenovskoj difrakcionnoj diagnostiki sil'nolegirovannyh monokristallov poluprovodnikov. ZhTF, vol. 80, no. 4, pp. 105, 2010.
- [5] A.N. Ivanov, L.N. Rastorguev, Ju.A. Skakov, Ja.S. Uman'skij, Kristallografija, rentgenografija i jelektronnaja mikroskopija (M., Metallurgija, 1982) pp. 632.
- [6] O.O. Mamatkarimov, O. Himmatkulov, I.G. Tursunov. Vlijanie odnoosnoj uprugoj deformacii na volt-ampernuju harakteristiku poverhnostno-bar'ernyh diodov Sb-p-Si<Mn>-Au. FTP, vol. 54, no. 5, pp. 466, 2020.
- [7] A.Ju. Lejderman, M.K. Minbaeva. Mehanizm bystrogo rosta prjamogo toka v poluprovodnikovyh diodnyh strukturah. FTP, vol. 30, no. 10, pp. 1729, 1996.
- [8] Je.I. Adirovich, P.M. Karageorgij-Alkalev, A.Ju. Lejderman. Toki dvojnoj inzhekcii v poluprovodnikah. (M., Sov. Radio, 1978) pp. 320.
- [7] M.T. Lampert, P. Mark. Inzhekcionnye toki v tverdyh telah. (M., Mir, 1973) pp. 413.
- [8] S.Z. Zajnabidinov, Sh.H. Julchiev, A.J. Boboev, Zh.N. Usmonov. Jelektricheskie svojstva  $n\text{-GaAs} - p\text{-}(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_{\delta})_x(\text{Ge}_2)_y$  geterostruktur. DAN AN RUZ. no.6, pp. 10, 2019.
- [9] Sh.A. Mirsagatov, A.Ju. Lejderman, O.K. Ataboev. Mehanizm perenosy toka v inzhekcionnom fotodiode na osnove struktury  $\text{In-n}+\text{CdS-n-CdSxTe1-x-p-ZnxCd1-xTe-Mo}$ . FTT, vol. 55, no. 8, pp. 1524, 2013.
- [10] A.Ju. Lejderman Rekombinacija i relaksacionnye processy v poluprovodnikah s primesnymi kompleksami. V kn: Fizika i materialovedenie poluprovodnikov s glubokimi urovnjami (M., Metallurgija, 1987) pp. 232.
- [11] M.K. Minbaeva. kand. diss. (Tashkent, FTI, 1995).
- [12] P.M. Karageorgij-Alkalaev, A.Ju. Lejderman. Fotochuvstvitel'nost' poluprovodnikovyh struktur s glubokimi primesjami (FAN., Tashkent, 1981) pp. 74.

### Сведения об авторах

**Зайнабидинов Сиражиддин Зайнабидинович**, — д.ф.-м.н., профессор Андиганского государственного университета, академик Академии Наук Республики Узбекистан. Узбекистан, 170100 г. Андиган, ул. Университетская, д. 129; Scopus Author ID: 6603790401, ORCID: 0000-0003-2943-5844. [prof\\_sirojiddin@mail.ru](mailto:prof_sirojiddin@mail.ru).

**Каримов Иброхимжон Набиевич**, — д.ф.-м.н., профессор Андиганского государственного университета, Узбекистан, 170100 г. Андиган, ул. Университетская, д. 129; [ibrohimkarimov@gmail.com](mailto:ibrohimkarimov@gmail.com)

**Мансуров Хотамжон Жураевич**, — к.ф.-м.н., доцент Андиганского государственного университета, Узбекистан, 170100 г. Андиган, ул. Университетская, д. 129; [hjmansurow@mail.ru](mailto:hjmansurow@mail.ru)

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

**Абдурахимов Дилхайтжон Пулатжон угли**, — докторант Андиганского государственного университета. Узбекистан, 170100 г. Андиган, ул. Университетская, д. 129; ORCID: 0000-0002-9754-9272. [dilhayota@gmail.com](mailto:dilhayota@gmail.com)