

УДК 666.5.017

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТВЕРДОГО РАСТВОРА $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ С РАЗЛИЧНЫМИ НАНОВКЛЮЧЕНИЯМИ

© 2022 г. С. З. Зайнабидинов^{a, *}, Ш. Б. Угамуродова^{b, **}, А. Й. Бобоев^{a, b}

^aАндижанский государственный университет им. З.М. Бабура,
Андижан, 170100 Узбекистан

^bНаучно-исследовательский институт физики полупроводников и микроэлектроники при Национальном университете Узбекистана, Ташкент, 100057 Узбекистан

*e-mail: prof_sirojiddin@mail.ru

**e-mail: sh-utamuradova@yandex.ru

Поступила в редакцию 25.04.2022 г.

После доработки 22.05.2022 г.

Принята к публикации 22.05.2022 г.

Пленки твердых растворов замещения $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ ($0 \leq x \leq 0.725$ и $0 \leq y \leq 0.638$) с различными нановключениями были выращены в температурном интервале кристаллизации висмутсодержащего раствора-расплава 750–650°C при скорости охлаждения подложки 1 град./мин. Тонкий слой, обогащенный Ge и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$, образуется между подложкой и приповерхностной областью пленки. Полученные пленки монокристаллические, имеют ориентацию (100) и *p*-тип проводимости, их толщина составляет 10 мкм. Они имеют структуру сфалерита с параметром решетки 0.5663 нм. Обнаружено, что парные атомы Ge частично замещают молекулы ZnSe в дефектных областях матричной решетки пленки, а остальные атомы формируют нанокристаллы германия с параметром решетки $a_{\text{Ge}} = 0.5659$ нм и размером 47 нм на границах раздела субкристаллитов пленки. Установлено, что в процессе кристаллизации в соединениях $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ образуются нановключения, т.е. квантовые ямы с размерами 43 нм в приповерхностных областях пленки.

Ключевые слова: твердый раствор, тонкие пленки, поверхности, нановключение, дефектная область, субкристаллит, квантовая яма, нанокристалл.

DOI: 10.31857/S1028096022120342

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 температур [1, 2]. В настоящее время имеется достаточное число публикаций, посвященных данной проблеме, например легированию примесными атомами, создающими различные энергетические уровни в запрещенной зоне полупроводниковых монокристаллов Si, Ge, GaAs и других, а также дефектам, вводимым при выращивании и нейтронно-трансмутационном легировании. Однако вопросы поведения дефектов и их влияния на токоперенос как в полупроводниковых материалах, так и полупроводниковых многослойных структурах остаются малоизученными. В то же время определение оптимальных технологических условий легирования и создания совершенных структур эпитаксиальных тонких пленок, подбор необходимых компонен-

тов и примесных атомов, которые позволяют целенаправленно управлять их свойствами, представляют большой научный и практический интерес. Особенно мало сведений о результатах исследований молекулярных примесей, поведении нанокристаллитов в твердом растворе, зависимости процессов токопереноса от состава базового материала, взаимодействия нанокристаллитов в полупроводниковых материалах.

В настоящей работе представлены результаты исследования некоторых структурных особенностей пленок твердых растворов $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x \cdot (\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$, выращенных на подложке *n*-GaAs(100).

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Эпитаксиальные слои $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x \cdot (\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ были выращены методом жидкостной эпитаксии по технологии, изложенной в [3]. В вертикальной графитовой кассете укрепляли две горизонтально расположенные подложки.

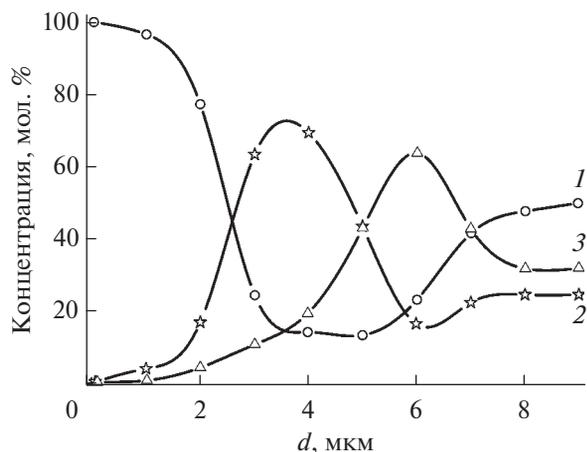


Рис. 1. Профиль распределения молекул ZnSe (1), Ge_2 (2) и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ (3) в эпитаксиальном слое $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$, $d=0$ соответствует границе подложки и пленки.

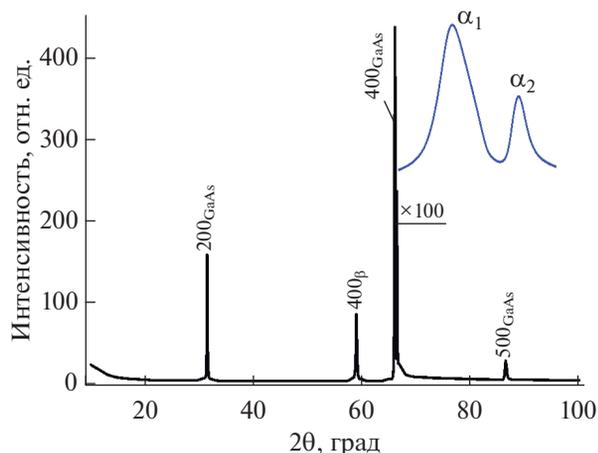


Рис. 2. Диффрактограмма подложки GaAs.

Арсенид-галлиевые подложки, вырезанные из монокристаллического GaAs с ориентацией (100) в форме шайбы диаметром 20 мм и толщиной ~350 мкм, имели *n*-тип проводимости и концентрацию носителей $5 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Процесс кристаллизации тонкой пленки состоял в принудительном охлаждении оловянного раствора-расплава в атмосфере водорода, очищенного палладием. Состав раствора-расплава был выбран на основе данных [4, 5] и первоначальных исследований системы GaAs–Ge–ZnSe–Sn. Образцы выращивали при различных параметрах жидкостной эпитаксии. Пленки с заданными заранее физическими свойствами были получены в температурном интервале кристаллизации висмутосодержащего раствора-расплава 750–650°C и скорости охлаждения подложки 1 град/мин. Выращенные пленки имели *p*-тип проводимости и толщину 10 мкм.

Химический состав выращенных эпитаксиальных слоев $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ исследовали на рентгеновском микроанализаторе Jeol JSM 5910 LV. Проведен фазовый анализ гетероструктур *n*-GaAs–*p*– $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ с помощью рентгеновского дифрактометра третьего поколения типа Empyrean Malvern. Для определения максимума пика использована программа OriginPro2019. Рентгенодифракционные измерения проводили в геометрии Брэгга–Брентано в диапазоне $2\theta_B = 15^\circ\text{--}100^\circ$, скорость сканирования 1 град/мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На основе результатов рентгеновского микрозондового анализа был определен профиль распределения молекул ZnSe, Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ в зависимости от глубины эпитаксиального слоя (рис. 1). Как видно из рисунка, молярное содержание GaAs и ZnSe сначала плавно увеличивается по толщине пленки $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x \cdot (\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$, достигая максимальных значений $x = 0.725$ и $y = 0.638$, соответственно, что свидетельствует о высоком перенасыщении раствора-расплава на фронте кристаллизации Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$. Далее молярное содержание Ge_2 и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ медленно уменьшается, достигая значений $x = 0.23$ и $y = 0.3$ в приповерхностной области пленки.

Поскольку рост эпитаксиального слоя осуществляется из ограниченного объема раствора-расплава и растворимость $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ в три раза меньше растворимости ZnSe в висмуте, а Ge – в два раза, после интенсивного введения Ge и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ в твердую фазу раствор-расплава обедняется, что в дальнейшем вызывает постепенное уменьшение молярного содержания Ge и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ в направлении роста. На глубине 1 мкм от поверхности пленки молярное содержание Ge и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ не превышает 23 и 30% соответственно. Таким образом, выращенная пленка представляет собой твердый раствор замещения $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ ($0 \leq x \leq 0.725$ и $0 \leq y \leq 0.638$) с постепенно изменяющимся составом. Тонкий слой, обогащенный Ge и $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$, образуется между подложкой и приповерхностной областью пленки.

На рис. 2 показана диффрактограмма подложки GaAs, на которой наблюдается серия отражений типа $h00$ ($h = 1, 2, 3, \dots$), что соответствует кристаллографической ориентации (100). Основное отражение 400_{GaAs} с $d/n = 0.1412 \text{ нм}$ и его β -составляющие видны при углах рассеяния $2\theta = 66.25^\circ$ и 58.8° соответственно. Расщепление профиля 400_{GaAs} на компоненты излучения α_1 и α_2 и их расчетные значения, определенные с помощью соот-

ношения $I(\alpha_1) = 2I(\alpha_2)$, свидетельствуют о незначительных упругих микроискажениях решетки монокристалла GaAs. Такие области искажений приводят к увеличению параметра решетки подложки, который был определен по основному рефлексу 400 с помощью экстраполяционной функции Нельсона–Рейли [6]:

$$f = 1/2 \cos^2\theta/\theta + \cos^2\theta/\sin\theta, \quad (1)$$

и оказался равным 0.5653 нм. Это значение немного больше, чем табличное значение $a_{\text{GaAs}} = 0.5646$ нм [7], здесь θ – угол рассеяния. Дополнительным подтверждением этого служит присутствие на дифрактограмме слабого запрещенного отражения 500 с $d/n = 0.1128$ нм ($2\theta = 86.1^\circ$) для структур типа сфалерита. Обычно по закону погасания на дифрактограмме арсенид-галлия с неискаженной решеткой в структуре типа сфалерита эта линия не должна присутствовать. Такое дифракционное отражение наблюдается только при наличии микроискажения кристаллической решетки GaAs [8, 9]. Также было определено отношение интенсивностей рефлексов I_{500}/I_{400} , которое равно 2.74×10^{-4} , т.е. немного больше, чем 10^{-4} , что свидетельствует о значительно меньших микроискажениях [10]. Таким образом, малая полуширина (FWHM = 0.008 рад) и высокая интенсивность (4.5×10^4 имп. · с⁻¹) отражения 400_{GaAs}, а также уровень фона неупругого рассеяния на дифрактограмме указывают на достаточную высокую степень совершенства кристаллической решетки монокристалла GaAs.

На рис. 3 приведена дифрактограмма полученного эпитаксиального слоя $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x \cdot (\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$. Как видно, поверхность выращенной пленки соответствует кристаллографической ориентации (100). На дифрактограмме пленки видно, что интенсивность отражения 400 уменьшилась на 11%, и наблюдается его сдвиг в сторону меньших углов рассеяния (рис. 4), а интенсивность отражения 200 уменьшилась в 2.8 раза по сравнению с интенсивностью таких же рефлексов подложки монокристалла GaAs. Наблюдаемые эффекты свидетельствуют об изменении кристаллической решетки твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$. В связи с этим был определен параметр решетки эпитаксиальной пленки по двум рефлексам 200 и 400 с помощью формулы (1), который оказался равным 0.5663 нм. Это значение несколько больше, чем параметр решетки $a_s = 0.5653$ нм монокристалла GaAs, что очень близко к табличному значению параметра решетки $a_{\text{ZnSe}} = 0.5661$ селенида цинка. Это указывает на то, что решетка базового материала приближается к кристаллической решетке другого компонента твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y} \cdot (\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$, т.е. подтверждается тот факт, что матричный слой состоит из полупро-

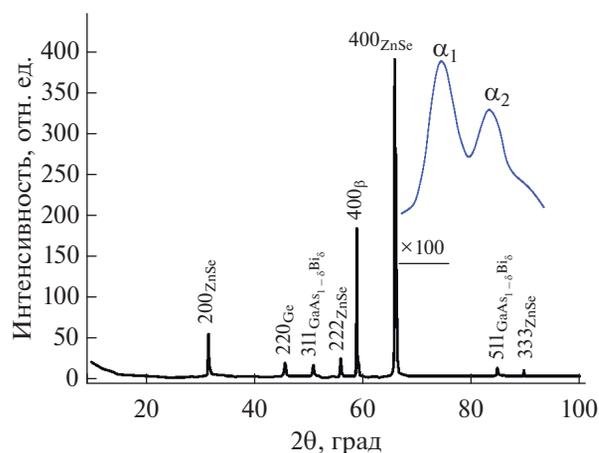


Рис. 3. Дифрактограмма эпитаксиальной пленки $(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$.

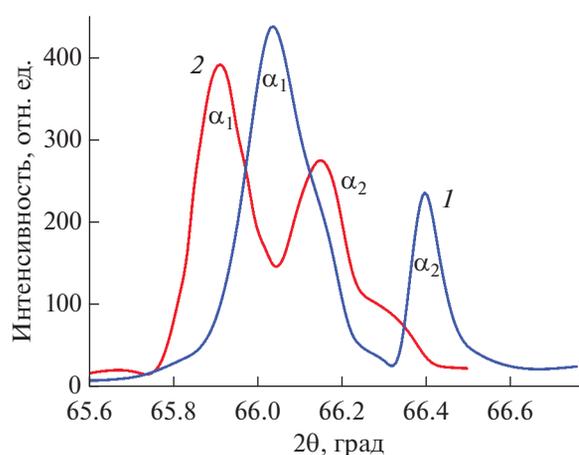


Рис. 4. Профиль дифракционного отражения 400 подложки (1) и эпитаксиальной пленки $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ (2).

водникового соединения ZnSe. Поэтому при углах рассеяния $2\theta = 56.1^\circ$ и 89.6° на дифрактограмме наблюдаются слабые отражения 222_{ZnSe} с $d/n = 0.1636$ нм и 333_{ZnSe} с $d/n = 0.2831$ нм соответственно. Для структур типа сфалерита на основе монокристалла ZnSe с кристаллографической ориентацией [100] по законам погасания рефлексов отражения 222 и 333 являются запрещенными [11, 12], и это указывает на появление микроискажений кристаллической решетки пленки. Дополнительным подтверждением этого служит уровень фона неупругого рассеяния на дифрактограмме твердого раствора $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x \cdot (\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$, который на 9% выше, чем уровень фона на дифрактограмме подложки при малых и средних углах рассеяния (в пределах от 10° до 60°). Это свидетельствует о возникновении микроискажений под влиянием накопления энергии

упругой деформации в решетке пленки. Существование таких микроискажений кристаллической решетки, возможно, является причиной различных нанобразований. Подтверждением формирования нанобразований в кристаллической решетке является появление рефлекса 220 с $d/n = 0.1001$ нм при углах рассеяния $2\theta = 45.3^\circ$ на дифрактограмме пленки, который принадлежит нанокристаллам Ge. Из следующего выражения были определены размеры блоков (субкристаллитов) пленки и нанокристаллитов Ge по полуширине профилей рефлексов 400 и 220 соответственно [13]:

$$D = K\lambda/(\beta\cos\theta), \quad (2)$$

где D – размер кристаллитов [нм], λ – длина волны излучения (0.154 нм), θ – угол рассеяния, β – физическое уширение линии на дифрактограмме (ширина рефлекса на половине максимума интенсивности) [рад], коэффициент $K \approx 0.94$ [13]:

$$\beta = \frac{1}{2}(B - b + \sqrt{B(B - b)}), \quad (3)$$

где B – истинное уширение рефлекса, b – истинное геометрическое уширение рефлекса.

Расчеты значений D по приведенной формуле показали, что размер субкристаллитов твердого раствора 60 нм, а размер нанокристаллитов Ge 47 нм. Экспериментально определен параметр решетки нанокристаллитов Ge с помощью формулы (1), который составлял $a_{Ge} = 0.5659$ нм, что также близко к его табличному значению $a_{Ge} = 0.5657$ нм. Таким образом, парные атомы Ge частично замещают молекулы ZnSe в дефектных областях матричной решетки пленки, а остальные атомы участвуют в формировании нанокристаллов германия размером 47 нм на границах раздела субкристаллитов пленки.

На дифрактограмме пленки еще наблюдаются два слабых отражения 311 с $d/n = 0.1791$ нм и 511 с $d/n = 0.1143$ нм при углах рассеяния $2\theta = 50.9^\circ$ и 84.8° соответственно. Анализ показал, что эти отражения соответствуют соединению типа $GaAs_{1-\delta}Bi_\delta$. Экспериментально определен параметр решетки $GaAs_{1-\delta}Bi_\delta$ по рефлексам 311 и 511 с помощью формулы (1), который составил 0.5941 нм. Рассогласование постоянных решеток матричного слоя a_{mc} и соединений $GaAs_{1-\delta}Bi_\delta$ определено из следующего выражения [14, 15]:

$$\xi = 2|a_{mc} - a_{GaAsBi}|/(a_{mc} + a_{GaAsBi}), \quad (4)$$

в рассматриваемом случае оно равно 0.048, т.е. соответствует системе GaAsBi/ZnSe(100) с рассогласованием решеток 4.8%, и эта разница приводит к формированию нанобъектов в приповерхностных областях пленки [16]. Кроме того, авторы [17], исходя из энергии ковалентной связи атомов материалов нановключений и матрицы,

предлагают разделить их на “квантовые точки” и “квантовые ямы” следующим образом: когда ширина запрещенной зоны нановключений (E_{gA}) больше, чем ширина запрещенной зоны базового полупроводника (E_{gB}) – $E_{gA} > E_{gB}$, образуется квантовая точка, и когда, наоборот, $E_{gA} < E_{gB}$, тогда квантовая яма. Также была определена ширина запрещенной зоны $GaAs_{1-\delta}Bi_\delta$ в зависимости от химического состава компонента с помощью следующего выражения [18]:

$$E_{GaAsBi} = (1 - \delta)E_{gGaAs} + \delta E_{gGaBi} - \xi\delta(1 - \delta), \quad (5)$$

где δ – атомное содержание As и Bi в соединении $GaAs_{1-\delta}Bi_\delta$, которое определено на основе результатов рентгеновского микрозондового анализа, $\delta = 0.125$, ξ – рассогласование постоянных решеток GaAs и GaBi, определенное из выражения (4), которое равно 0.18. Ширина запрещенной зоны $GaAs_{1-\delta}Bi_\delta$ равна 1.21 эВ. Это значение меньше, чем экспериментальная ширина запрещенной зоны матричного слоя ($E_{mc} = 1.53$ эВ), и соединения $GaAs_{1-\delta}Bi_\delta$ само образует нановключение, т.е. квантовые ямы в приповерхностных областях пленки. Размеры этих квантовых ям определены из экспериментальных данных – по рефлексам 300 и 500 с помощью формулы (2), которые составляли 43 нм.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, выращенные монокристаллические пленки с ориентацией (100) и параметром решетки 0.5663 нм представляют собой твердые растворы замещения $(ZnSe)_{1-x-y}(Ge_2)_x(GaAs_{1-\delta}Bi_\delta)_y$ ($0 \leq x \leq 0.725$ и $0 \leq y \leq 0.638$) с постепенно изменяющимся составом. Тонкий слой, обогащенный Ge и $GaAs_{1-\delta}Bi_\delta$, образуется между подложкой и приповерхностной областью пленки. Парные атомы Ge частично замещают молекулы ZnSe в дефектных областях матричной решетки пленки, а остальные атомы формируют нанокристаллы германия с параметром решетки $a_{Ge} = 0.5659$ нм размерами 47 нм на границах раздела субкристаллитов пленки. Соединение $GaAs_{1-\delta}Bi_\delta$ образует нановключение, т.е. квантовые ямы, в приповерхностных областях пленки. Размеры этих квантовых ям определены из экспериментальных данных по рефлексам 311 и 511 с помощью соотношения Селякова–Шеррера и составляют 43 нм.

БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы благодарны д. ф.-м. н., проф. А.С. Саидову за содействие в проведении экспериментов по выращиванию твердых растворов $(ZnSe)_{1-x-y}(Ge_2)_x \cdot (GaAs_{1-\delta}Bi_\delta)_y$. Работа выполнена по гранту № Ф2-68 Комитета по координации и развития науки и технологии при Кабинете министров Республики Узбекистан.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белоус А.И., Ефименко С.А., Турцевич А.С. Полупроводниковая силовая электроника. М.: Техносфера, 2013. 216 с.
2. Марков В.Ф., Мухамедзянов Х.Н., Маскаева Л.Н. Материалы современной электроники. Екатеринбург: Изд-во Уральского ун-та, 2014. 272 с.
3. Раззаков А.Ш. Исследования условий эпитаксиального роста новых варизонных твердых растворов $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ и их некоторых электрических, фотоэлектрических свойств: Дис. ... канд. физ.-мат. наук. Ташкент: ФТИ, 1998. 153 с.
4. Бобоев А.Й. Структурные особенности, электрофизические и фотоэлектрические свойства гетероструктур $n\text{-(GaAs)}-p\text{-(GaAs)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$. Дис. ... канд. физ.-мат. наук. Ташкент: ИФПМ, 2019. 127 с.
5. Усмонов Ш.Н. Взаимодействие примесей в твердых растворах на основе кремния, арсенида-галлия, селенида-цинка, сернистого кадмия и электрофизические свойства гетероструктур, полученных на их основе: Дис. ... д-ра физ.-мат. наук. Ташкент: ФТИ, 2018. 220 с.
6. Сетюков О.А., Самойлов А.И. // Научные публикации сотрудников ВИАМ. 2011. Т. 77. Вып. 8. С. 4.
7. Равделя А., Пономаревой А.М. Краткий справочник физико-химических величин. Л.: Химия, 1983. 138 с.
8. Зайнабидинов С.З., Саидов А.С., Лейдерман А.Ю., Каланов М.У., Усмонов Ш.Н., Рустамова В.М., Бобоев А.Й. // Физика и техника полупроводников. 2016. Т. 50. Вып. 1. С. 60.
9. Зайнабидинов С.З., Саидов А.С., Бобоев А.Й., Усмонов Ж.Н. // Поверхность. Рентген., синхротрон. и нейтрон. исслед. 2021. № 1. С. 107.
10. Шульпина И.Л., Кютт Р.Н., Ратников В.В., Прохоров И.А., Безбах И.Ж., Щеглов М.П. // Журн. тех. физики. 2010. Т. 80. Вып. 4. С. 105.
11. Ширяев А.А., Золотов Д.А., Супрун Е.М., Дьячкова И.Г., Ивахненко С.А., Асадчиков В.Е. // Письма в ЖЭТФ. 2020. Т. 111. Вып. 9. С. 597.
12. Овчинникова Е.Н., Дмитриенко В.Е., Козловская К.А., Розалев А. // Письма в ЖЭТФ. 2019. Т. 110. Вып. 8. С. 563.
13. Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А., Уманский Я.С. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
14. Saidov A.S., Saidov M.S., Usmonov Sh.N., Leiderman A. Yu., Kalanov M.U., Gaimnazarov K.G., Kurmantaev A.N. // Phys. Solid State. 2011. V. 53. № 10. P. 2012.
15. Константинов О.В., Котельников Е.Ю., Матвеевцев А.В., Романов А.Е. Письма в ЖТФ. 2001. Т. 27. Вып. 16. С. 40.
16. Дубровский В.Г. Теория формирования эпитаксиальных наноструктур. М.: Физматлит, 2009. 486 с.
17. Saidov A.S., Usmonov Sh.N., Amonov K.A., Saidov M.S., Kutlimuratov B.R. // Appl. Sol. En. 2017. № 53. P. 287.
18. Комков О.С. Расчет полупроводниковых гетеропереходов. Учеб.-метод. пособие. СПб.: ЛЭТИ, 2018. 52 с.

Structural Features of a Solid Solution $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ with Various Nano-Inclusions

S. Z. Zainabidinov^{1, *}, Sh. B. Utamuradova^{2, **}, A. Y. Boboev^{1, 2}

¹Andijan State University named after Z.M. Babur, Andijan city, 170100 Uzbekistan

²SRI of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan, Tashkent, 100057 Uzbekistan

*e-mail: prof_sirojiddin@mail.ru

**e-mail: sh-utamuradova@yandex.ru

Films of substitutional solid solutions $(\text{ZnSe})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta)_y$ ($0 \leq x \leq 0.725$ and $0 \leq y \leq 0.638$) with various nano-inclusions were grown in the temperature range of crystallization of a bismuth-containing melt solution 750–650°C at a substrate cooling rate of 1 deg/min. A thin layer enriched in Ge and $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ was formed between the substrate and the near-surface region of the film. The obtained films were single-crystal, had (100) orientation and *p*-type conductivity, their thickness was 10 μm. They had a sphalerite structure with a lattice parameters of 0.5663 nm. It was found that paired Ge atoms partially replaced ZnSe molecules in the defect regions of the film matrix lattice, while the remaining atoms formed germanium nanocrystals with a lattice parameter $a_{\text{Ge}} = 0.5659$ nm and a size of 47 nm at the interfaces between film subcrystallites. It was established that during crystallization in the $\text{GaAs}_{1-\delta}\text{Bi}_\delta$ compounds nano-inclusions were formed, i.e. quantum wells, with dimensions of 43 nm in the near-surface regions of the film.

Keywords: solid solution, thin films, surfaces, nano-inclusion, defect region, subcrystallite, quantum well, nanocrystal.