

УДК 666.3.017

ОСОБЕННОСТИ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ПОЛУПРОВОДНИКОВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ С КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ ZnSe

© 2021 г. С. З. Зайнабидинов^{а, *}, А. С. Саидов^б, А. Й. Бобоев^{а, **}, Ж. Н. Усмонов^а

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

^бФизико-технический институт НПО “Физика–Солнце” АН РУз, Ташкент, 100084 Узбекистан

*e-mail: prof_sirojiddin@mail.ru

**e-mail: aboboevscp@gmail.com

Поступила в редакцию 20.01.2020 г.

После доработки 14.03.2020 г.

Принята к публикации 17.03.2020 г.

Впервые выращены пленки $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ с квантовыми точками ZnSe методом жидкофазной эпитаксии. Выращенные слои имели *p*-тип проводимости с концентрацией носителей тока $5.8 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$, подвижностью $\mu = 359 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ и удельным сопротивлением $3 \text{ Ом} \cdot \text{см}$. Рентгенодифракционное исследование показало, что полученная пленка является монокристаллической, состоит из блоков с размерами 52 нм, имеет ориентацию (100) и структуру типа сфалерита (типа ZnS). Обнаружено, что парные атомы Ge частично заменяют молекулы GaAs в дефектных областях матричной решетки и образуют нанокристаллы с размерами 44 нм. Установлено, что молекулы селенида цинка растут на поверхности твердого раствора $\text{GaAs}_{1-x}\text{Ge}_x$ в форме островков-куполов – квантовых точек с размерами $R = 25\text{--}35 \text{ нм}$, высотой $h = 7\text{--}12 \text{ нм}$ и плотностью $3.7 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Ключевые слова: подложка, эпитаксия, пленка, дифракция рентгеновских лучей монокристалл, сфалерит, решетка, наноструктуры, квантовая точка.

DOI: 10.31857/S1028096021010167

ВВЕДЕНИЕ

Полупроводниковые квантовые точки чаще всего изготавливают, используя спонтанное возникновение периодически упорядоченных структур, т.е. механизм Странского–Крастанова при образовании смачивающего слоя на поверхности и в объеме эпитаксиальных пленок полупроводниковых гетероструктур. Основным фактором для формирования таких нанобъектов является различие постоянных кристаллических решеток материалов квантовой точки и матрицы. Спонтанное упорядочение наноструктур позволяет получать включения узкозонных полупроводников в широкозонной матрице и тем самым создавать локализуемый потенциал для носителей тока. Периодические структуры таких включений могут создавать массивы квантовых точек, квантовых проволок или сверхрешетки. Особенности жидкофазного роста узкозонных квантовых точек InSb на подложке InAs рассмотрены в [1], а также квантовые точки InSb на подложке GaSb в [2]. Формирование квантовых точек в системе InSb/GaSb методами молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) и газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (МОГФЭ) были подробно рассмот-

рены в [3, 4]. При стандартном процессе выращивания материалов на основе InSb как методом МПЭ, так и методом МОГФЭ плотность массивов когерентных квантовых точек на поверхности бинарной подложки не превышала $3 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$. В [5] показано, что полученные методом МПЭ самоорганизованные квантовые точки GaSb/GaP состоят из практически полностью релаксированного GaSb. Установлено, что они имеют зонную структуру первого рода с основным электронным состоянием, соответствующим непрямой долине зоны проводимости GaSb. Проводились исследования фотолюминесценции полупроводниковых квантовых точек InAs, поверх которых был выращен слой GaAs в низкотемпературном режиме, с использованием различных разделительных слоев GaAs или AlAs, выращенных при нормальных для молекулярно-лучевой эпитаксии температурах [6]. В [7] изучена температурная зависимость спектра фотолюминесценции асимметричных систем двойных квантовых ям CdSe/ZnSe с различной номинальной толщиной слоев самоорганизованных квантовых точек, разделенных барьером ZnSe различной ширины. Обнаружено, что передача энергии между состоя-

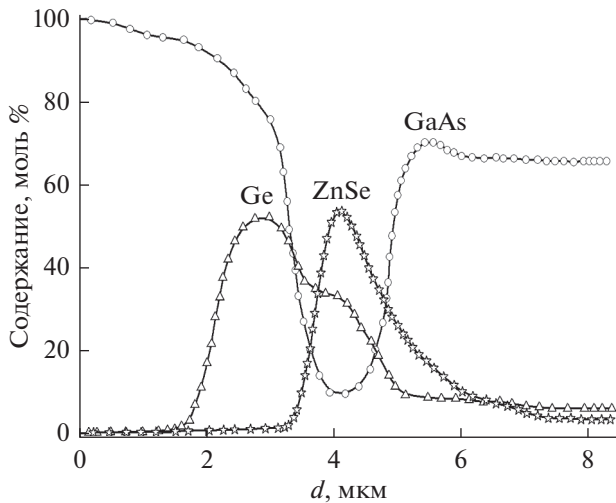


Рис. 1. Распределение GaAs, Ge₂, ZnSe по толщине пленок d в эпитаксиальных слоях твердого раствора $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ [12].

ниями мелких и глубоких квантовых ям растет с температурой и носит ярко выраженный активационный характер. Передача энергии из состояний квантовой точки мелкой ямы в состояния квантовой точки глубокой ямы слабо меняется с увеличением расстояния между квантовыми ямами, что свидетельствует о резонансной связи между состояниями соседних ям. Авторы [8], исходя из энергии ковалентной связи атомов материалов нановключений и матрицы, предлагают разделить квантовые точки и квантовые ямы следующим образом: если ширина запрещенной зоны нановключений больше, чем ширина запрещенной зоны базового полупроводника, то образуется квантовая точка, а если наоборот, то квантовая яма. Отсюда следует, что создание новых многослойных гетероструктур с нанобъектами, исследование особенностей поверхностных свойств и их связь с объемными параметрами является актуальной задачей современного этапа развития физики полупроводников.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Эпитаксиальные пленки $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ получены методом жидкофазной эпитаксии. Подложками служили пластины из арсенида галлия диаметром 20 мм и толщиной 350 мкм, вырезанные в кристаллографическом направлении [100], легированные оловом с концентрацией $(3-5) \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Состав раствора-расплава был получен на основе предварительных исследований системы GaAs–Ge–Sn–ZnSe и литературных данных [9–11]. Температурный интервал кристаллизации составлял 730–640°C при скорости роста 0.1 мкм/мин. Вы-

ращенные эпитаксиальные слои имели p -тип проводимости с концентрацией носителей тока $5.8 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$, подвижностью $\mu = 359 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ и удельным сопротивлением $3 \text{ Ом} \cdot \text{см}$.

Структурные исследования подложек и эпитаксиальных пленок были выполнены на дифрактометре XRD-6100 (Shimadzu, Япония) ($\text{CuK}\alpha$ -излучение). Напряжение на трубке составляло 40 кВ, а ток 30 мА. Диапазон сканирования $8^\circ-90^\circ$, скорость сканирования 2 град/мин, шаг 0.02° . Полученные данные обрабатывали методом Ритвелда с использованием программы Fullprof. Был определен фазовый состав поверхности эпитаксиальных слоев. Показано, что распределение составляющих компонентов пленок по поверхности однородное, а по толщине пленки содержание Ge₂ и ZnSe изменяется в пределах $0 \leq x \leq 0.17$, $0 \leq y \leq 0.14$, что снижает упругие напряжения из-за несоответствия параметров решетки подложки и пленки. На рис. 1 показано распределение растворообразующих компонентов (GaAs, Ge₂, ZnSe) по толщине эпитаксиальных слоев $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$. Как видно из рис. 1, содержание арсенида галлия уменьшается, а Ge, ZnSe увеличивается до толщины 4 мкм. Начиная с 4–6 мкм содержание компонентов твердого раствора остается постоянным.

Свойства поверхности пленок изучали с использованием промышленного атомно-силового микроскопа (АСМ) Solver-NEXT, позволяющего исследовать рельеф поверхности.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2а представлена дифрактограмма подложки GaAs. Видно, что на дифракционной картине присутствуют несколько рефлексов различной интенсивности. Анализ показал, что поверхность подложки соответствует кристаллографической плоскости (100). На дифрактограмме наблюдается серия рефлексов типа $h00$ ($h = 1, 2, 3, \dots$) большой интенсивности: 200_{GaAs} с $d/n = 0.2814 \text{ нм}$, 400_{GaAs} с $d/n = 0.1412 \text{ нм}$ и 600_{GaAs} с $d/n = 0.09422 \text{ нм}$. Их K_β -составляющие видны при углах рассеяния $2\theta = 28.2^\circ, 58.8^\circ, 95.2^\circ$ соответственно. При средних углах рассеяния наблюдается еще один слабый рефлекс 220_{GaAs} с $d/n = 0.1998 \text{ нм}$ при $2\theta = 45.4^\circ$. Большая интенсивность основного рефлекса 400_{GaAs} (2×10^5 имп./с), сравнительно узкая его ширина ($\text{FWHM} = 0.0039$ рад) и ровный минимальный уровень фона неупругого рассеяния свидетельствуют о высокой степени совершенства кристаллической решетки подложки. Экспериментально определенным параметр решетки подложки $a_{\text{GaAs}} = 0.56532 \text{ нм}$, что очень близко к ее табличному значению $a_{\text{GaAs}} = 0.5646 \text{ нм}$ [13].

На рис. 2б представлена дифрактограмма эпитаксиальной пленки твердого раствора $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$. Она существенно отличается от дифрактограммы подложки: наблюдаются увеличение интенсивности основного рефлекса 400 на 4.5%, интенсивности рефлексов 200 и 600 увеличены 1.7 и 1.4 раза соответственно, а интенсивность рефлекса 220 увеличена незначительно. Одновременно появляются новые пики с $d/n = 0.1268$ нм ($2\theta = 74.9^\circ$), 0.1263 нм ($2\theta = 75.2^\circ$) и 0.1001 нм ($2\theta = 100.8^\circ$), прослеживается немонотонный характер уровня фона неупругого рассеяния в областях малых и средних углов. Сравнительно узкая ширина ($\text{FWHM} = 4.36 \times 10^{-3}$ рад) и большая интенсивность основного рефлекса 400 (2×10^5 имп./с), а также присутствие на дифрактограмме других отражений четных порядков свидетельствуют о достаточно высокой степени совершенства кристаллической решетки пленки, т.е. она имеет структуру типа сфалерита (ZnS) и является монокристаллической с ориентацией (100). Размер субкристаллитов (блоков) пленки, оцененный по ширине данного пика, составляет около 52 нм.

Заметное расщепление рефлекса на α_1 - и α_2 -компоненты излучения, но значительно меньшее, чем их расчетные значения ($I(\alpha_1) = 2I(\alpha_2)$), указывает на незначительные упругие микронапряжения решетки приповерхностной области пленки. Микроискажения решетки и несколько большие интенсивности рефлексов $h00$ ($h = 2, 4, 6$), чем интенсивности этих же отражений подложки, свидетельствуют о частичном замещении некоторых молекул арсенида галлия парными атомами Ge в дефектных областях решетки пленки, где имеются узлы с высоким потенциалом, т.е. на границе и приграничной областях раздела блоков. Об этом свидетельствует параметр решетки пленки, определенный по трем рефлексам (200, 400 и 600): $a_f = 0.56568$ нм, что несколько больше, чем параметр решетки подложки $a_s = 0.56532$ нм. Это позволяет предположить, что базовая решетка исследуемого твердого раствора состоит из двойного полупроводникового соединения — GaAs и элементарного полупроводника Ge, т.е. $\text{GaAs}_{1-x}\text{Ge}_x$. Близость параметров решеток GaAs и Ge, порядкового номера в периодической системе и факторов атомного рассеяния элементов As, Ga и Ge делает неразличимыми дифрактограммы GaAs и $\text{GaAs}_{1-x}\text{Ge}_x$, что и наблюдается в эксперименте. Этот вывод подтверждается уровнем фона неупругого рассеяния пленки в окрестностях рефлексов $h00$. Она на 22% выше, чем уровень фона в аналогичных угловых диапазонах подложки, что свидетельствует о локальном характере механических напряжений на поверхности, которые связаны с неоднородным распределением атомов германия в матричной решетке

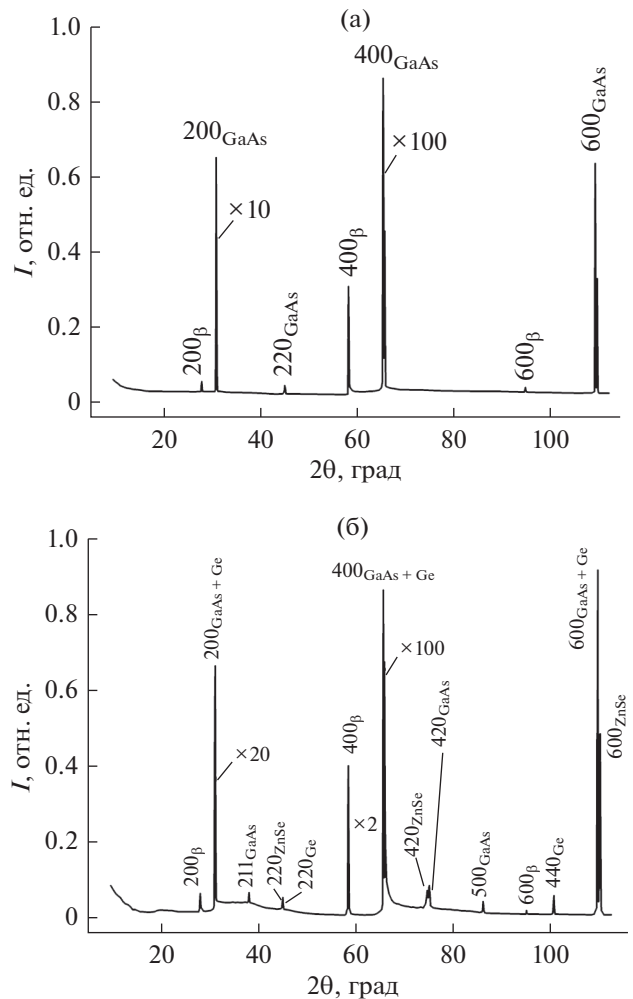


Рис. 2. Дифрактограмма: а – подложки GaAs; б – эпитаксиальной пленки $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$.

пленки. Наличие атомов германия в решетке твердого раствора соответствует дифракционному отражению 220 с $d/n = 0.2000$ нм ($2\theta = 45.3^\circ$) нанокристаллов Ge с другой ориентацией (рис. 3а), нежели ориентация подложки. Из рис. 3а видно, что форма этого рефлекса – триплет, образованный двумя пиками, частично перекрывающимися по α_1 - и α_2 -линиям излучения от одинаково ориентированных нанокристаллитов Ge и ZnSe. Размеры нанокристаллов Ge составляли ~ 44 нм. Дополнительным подтверждением этого служит присутствие на дифрактограмме двух слабых запрещенных отражений 211 с $d/n = 0.2305$ нм ($2\theta = 38.5^\circ$) и 500 с $d/n = 0.1128$ нм ($2\theta = 86.1^\circ$) для структур типа сфалерита. Их интенсивности относятся к интенсивности основного рефлекса 400 как $I_{211}/I_{400} = 4.73 \times 10^{-4}$ и $I_{500}/I_{400} = 2.74 \times 10^{-4}$ соответственно. Эти значения несколько больше, чем величина 10^{-4} , соответствующая равномерному распределению примесей в алмазоподобной

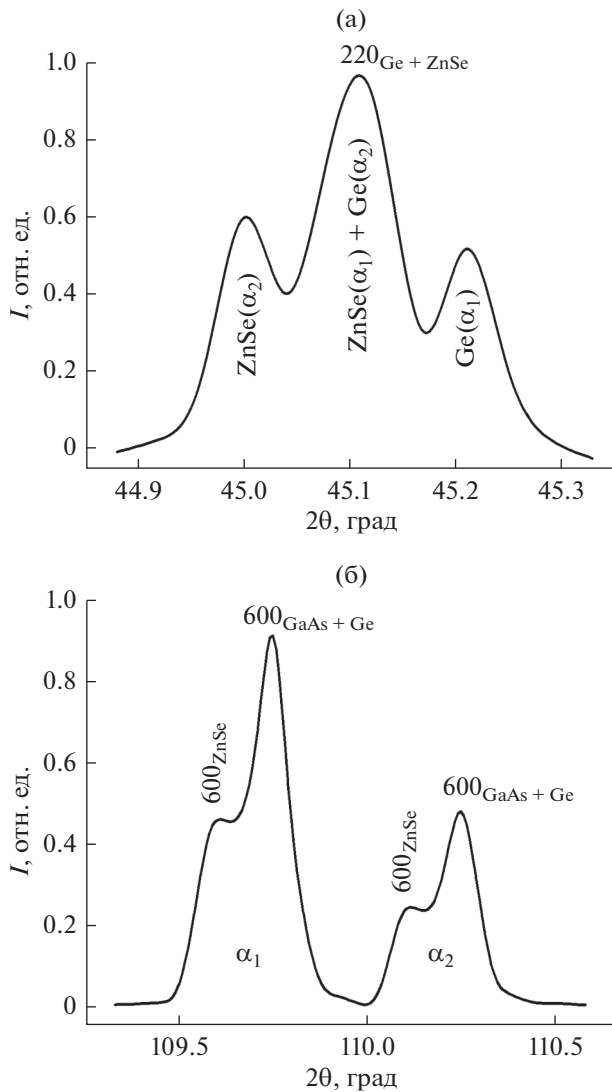


Рис. 3. Форма рефлексов 220 (а) и 600 (б) эпитаксиальной пленки $(GaAs)_{1-x-y}(Ge_2)_x(ZnSe)_y$.

решетке [14]. На дифрактограмме (рис. 2б) также наблюдается рефлекс 440 ($d/n = 0.1001$ нм, $2\theta = 100.8^\circ$) от матричной решетки эпитаксиального слоя. Следовательно, примеси Ge в решетке GaAs распределены неравномерно, и в дефектоспособных областях матричной решетки эти примеси самообразуются в нанокристаллы германия. Видимо, рост нанокристаллитов германия другой ориентации связан со скоростью релаксационного процесса упругого напряжения в эпитаксиальном слое при выращивании. Параметр решетки нанокристаллов Ge, определенный по дифрактограмме, составил $a_{Ge} = 0.5662$ нм, что близко к его табличному значению $a_{Ge} = 0.5657$ нм [13].

В многокомпонентных твердых растворах искажение решетки выращенной пленки стимулирует формирование нановключений различных

фаз для энергетической стабилизации пленки. Также на дифрактограмме пленки наблюдаются еще два сильных рефлекса. Анализ показал, что они соответствуют нанокристаллитам селенида цинка (ZnSe): 220, $d/n = 0.2010$ нм ($2\theta = 45.1^\circ$) и 420, $d/n = 0.1230$ нм ($2\theta = 74.95^\circ$). Несмотря на различия в направлениях роста, оценки показали, что для этих нанокристаллитов характерны почти одинаковые размеры ~ 59 нм. Этот факт позволяет предположить, что нанокристаллиты селенида цинка растут на поверхности твердого раствора $GaAs_{1-x}Ge_x$ в форме островков – квантовых точек. Было обнаружено, что при многослойном росте полупроводников с параметрами кристаллической решетки, отличающимися от параметров решетки подложки, можно получить на поверхности роста почти одинаковые по размеру островки (квантовые точки) [15, 16]. Оказывается, энергетически более выгодным становится формирование квантовых точек другой фазы на поверхности матричной решетки пленки по сравнению с однородно напряженным слоем. Свидетельством этого служит форма дифракционного отражения 600 (рис. 3б). Видно, что дифракционное отражение 600 четко разрешается по α_1 - и α_2 -компонентам излучения для решеток $GaAs_{1-x}Ge_x$ и ZnSe соответственно. Экспериментально определенные параметры решетки селенида цинка и арсенида галлия $a_{ZnSe} = 0.5669$ и $a_{GaAsGe} = 0.5668$ нм, что близко к их табличным значениям $a_{ZnSe} = 0.5661$ и $a_{GaAs} = 0.5646$ нм соответственно [13].

На рис. 4 показано двумерное и трехмерное изображение поверхности эпитаксиальной пленки $(GaAs)_{1-x-y}(Ge_2)_x(ZnSe)_y$. Видно, что на поверхности пленок образуются отдельные наноструктуры различного размера. Анализ показал, что диаметр основания наноструктур варьируется в интервале от 50 до 70 нм, а высота – от 7 до 12 нм. При эпитаксиальном наращивании различных полупроводниковых материалов энергия деформации, вызванная несоответствием параметров кристаллических решеток контактирующих полупроводников, является основным фактором для формирования самоорганизующихся трехмерных островков [17]. Поскольку рассогласование постоянных решеток для систем GaAs/ZnSe и GaAs/Ge (менее 1%) одинаково, возможно формирование квантовых точек как ZnSe, так и Ge на поверхности GaAs. На рис. 2 показано, что в пленке присутствовали равномерно расположенные нанокристаллиты ZnSe с параметром решетки $a_{ZnSe} = 0.5669$ нм и с размерами 59 нм в направлении [100], а также Ge с параметром решетки $a_{Ge} = 0.5662$ нм и размерами 44 нм в направлении [100] соответственно. Заметно, что параметр решетки нанокристаллитов ZnSe в эпитаксиальной пленке на 0.22% больше, чем его табличное значение, что, возможно, обусловлено деформацией кристаллической решетки эпитаксиальной пленки.

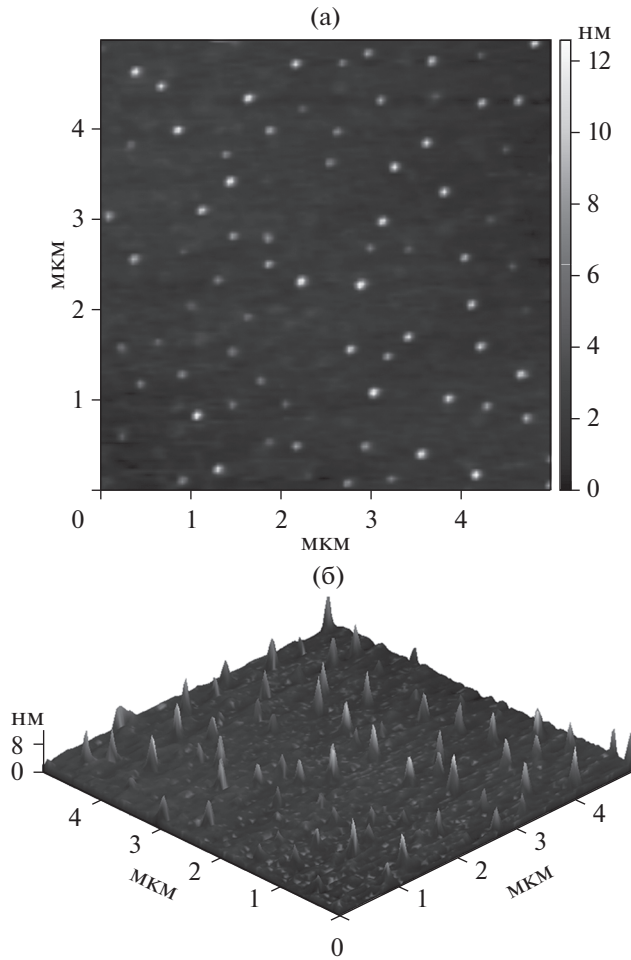


Рис. 4. Двумерное (а) и трехмерное (б) изображения поверхности эпитаксиальной пленки $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$.

ки. Размеры наноконусов ZnSe (квантовых точек), определенные по данным АСМ на поверхности пленки и нанокристаллитов и данным рентгеновской дифракции в эпитаксиальной пленке, близки. Данные АСМ показывают, что на этапе роста nanoостровки ZnSe в твердом растворе $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{Ge}_2)_x$ имеют геометрическую форму купола с характерным латеральным размером 50–70 нм и с круглым основанием. На основе этих данных, а также результатов структурного анализа можно сделать вывод о том, что наблюдаемые nanoостровки на поверхности эпитаксиальных слоев обусловлены квантовыми точками ZnSe с размерами $R = 25\text{--}35$ нм, высотой 3–12 нм и плотностью $3.7 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Также был измерен спектр фотолюминесценции поверхности твердого раствора $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ при температуре 4 К (рис. 5). Фотолюминесценцию возбуждали лазерным излучением ($\lambda_{\text{л}} = 325$ нм) со стороны эпитаксиального слоя, сигнал регистрировали на установке

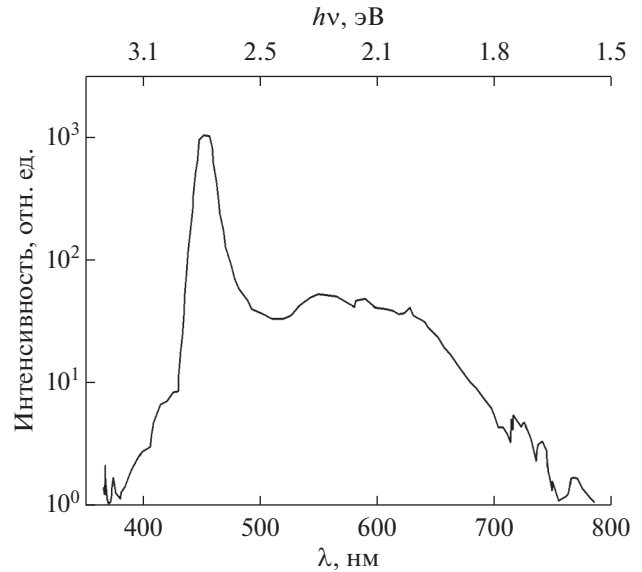


Рис. 5. Спектр фотолюминесценции поверхности твердого раствора $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ при температуре 4 К.

СДЛ-2. Как видно из рис. 5, спектр фотолюминесценции твердого раствора $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ имеет широкую полосу, охватывающую практически весь видимый диапазон излучения с максимумом при $\lambda_{\text{max}} = 457$ нм. Этот пик соответствует ширине запрещенной зоны ZnSe, равной 2.7 эВ. Явное выделение пика излучения ZnSe на фоне широкого спектра фотолюминесценции, по-видимому, свидетельствует о возникновении уровня с энергией ионизации 2.7 эВ, расположенного на $\Delta E_i = E_{g, \text{ZnSe}} - E_{g, \text{GaAs}} = 1.26$ эВ ниже потолка валентной зоны базового полупроводника GaAs [18].

Поскольку подаваемое лазерное излучение с энергией 3.82 эВ практически полностью поглощается на приповерхностной области эпитаксиального слоя толщиной ~ 1 мкм, фотолюминесцентное излучение возникает именно с этой области пленки. Однако до глубины 1.5 мкм содержание ZnSe в пленке составляет 12–14 мол. % (рис. 1). Следовательно, при содержании такого количества молекул ZnSe в твердом растворе $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ они представляют собой изовалентную примесь с уровнем, расположенным в валентной зоне GaAs.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, на основе результатов проведенных исследований можно сделать следующие выводы. Выращенные эпитаксиальные слои твердого раствора $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ имеют структуру типа сфалерита и являются монокристаллическими, с размерами блоков 52 нм и с ориентацией (100), соответствующей ориентации подложки. Парные атомы Ge частично заменяют

молекулы GaAs в дефектных областях матричной решетки на границах и поверхностных слоях раздела с последующей сегрегацией ионов германия и образованием нанокристаллов размером 44 нм. Молекулы селенида цинка образуют nanoостровки на поверхностном слое твердого раствора $\text{GaAs}_{1-x}\text{Ge}_x$. Nanoостровки ZnSe в твердом растворе $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{Ge}_2)_x$ имеют геометрическую форму купола с латеральными размерами 55–65 нм. Результаты исследования методом АСМ подтверждают данные рентгеноструктурного анализа о формировании nanoостровков на поверхности твердого раствора $\text{GaAs}_{1-x}\text{Ge}_x$. Определены квантовые точки (nanoостровки) ZnSe с размерами $R = 25\text{--}35$ нм, высотой $h = 7\text{--}12$ нм и плотностью $3.7 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ на поверхности твердого раствора $\text{GaAs}_{1-x}\text{Ge}_x$.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при поддержке Комитета по координации и развитию науки и технологий при кабинете министров Республики Узбекистан (грант № Ф2-68).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Моисеев К.Д., Пархоменко Я.А., Гуцина Е.В. и др.* // Физика и техника полупроводников. 2009. Т. 43. № 8. С. 1142.
2. *Пархоменко Я.А., Дементьев П.А., Моисеев К.Д.* // Физика и техника полупроводников. 2016. Т. 50. № 7. С. 993.
3. *Tasco V., Deguffroy N., Varanov A.N. et al.* // Cryst. Growth. 2007. V. 301. P. 713.
4. *Mock P., Booker G.R., Mason N.J. et al.* // Mater. Sci. Eng. 2001. V. 80. P. 112.
5. *Абрамкин Д.С., Путьято М.А., Гутаковский А.К. и др.* // Физика и техника полупроводников. 2012. Т. 46. № 12. С. 1571.
6. *Косарев А.Н., Чалдышев В.В., Преображенский В.В. и др.* // Физика и техника полупроводников. 2016. Т. 50. № 11. С. 1519.
7. *Резницкий А.Н., Ключихин А.А., Еременко М.В.* // Физика и техника полупроводников. 2014. Т. 48. № 3. С. 345.
8. *Saidov A.S., Amonov K.A., Kutlimurotov B.R.* // Appl. Sol. En. 2016. V. 52. № 1. P. 1.
9. *Бобоев А.Й.* Структурные особенности, электрофизические и фотоэлектрические свойства гетероструктур $n\text{-(GaAs)-p-(GaAs)}_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$; Дис. ... PhD по физ.-мат. наукам. Ташкент: ИФПМ, 2019. 120 с.
10. *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. ... DSc по физ.-мат. наукам. Ташкент: ФТИ, 2018. 221 с.
11. *Давлатов У.Т.* Гетероструктуры $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{-GaAs}$, $\text{Si-(Si}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, ($0 \leq x \leq 1$), полученные методом жидкофазной эпитаксии, их электрофизические и фотоэлектрические характеристики: Дис. ... к.ф.-м.н. Ташкент: ФТИ, 2006. 125 с.
12. *Зайнабидинов С.З., Саидов А.С., Каланов М.У., Бобоев А.Й.* // Гелиотехника. 2019. № 4. С. 295.
13. *Равдель А.А., Пономарева А.М.* Краткий справочник физико-химических величин. С.-Пб.: Иван Федоров, 2003. 240 с.
14. *Шулпина И.Л., Кютт Р.Н., Ратников В.В. и др.* // Журн. тех. физ. 2010. Т. 80. № 4. С. 105.
15. *Кульбачинский В.А.* // Сорос. образ. журн. 2001. Т. 7. № 4. С. 98.
16. *Берт Н.А., Колесникова А.Л., Королев И.К. и др.* // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. Вып. 10. С. 1986.
17. *Дубровский В.Г.* Теория формирования эпитаксиальных наноструктур. М.: Физматлит, 2009. 364 с.
18. *Зайнабидинов С.З., Бобоев А.Й., Усмонов Ж.Н.* // Альтернативная энергетика и экология. 2019. № 10–12. С. 43.

Features of Surface Properties of Semiconductor Solid Solution $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ with ZnSe Quantum Dots

S. Z. Zainabidinov^{1,*}, A. S. Saidov², A. Y. Boboev^{1,**}, J. N. Usmonov¹

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

²Physical-Technical Institute SPA "Physics-Sun" of the Uz AS, Tashkent, 100084 Uzbekistan

*e-mail: prof_sirojiddin@mail.ru

**e-mail: aboboevscp@gmail.com

For the first time, $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ films with ZnSe quantum dots were grown by liquid-phase epitaxy. The grown layers had a p -type conductivity with a carrier concentration of $5.8 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, mobility $\mu = 359 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$, and a resistivity of $3 \Omega \cdot \text{cm}$. X-ray diffraction studies showed that the grown film was single-crystal, consisted of blocks with sizes of 52 nm, had an orientation (100) and sphalerite-type structure (type of ZnS). It was found that paired Ge atoms partially replaced GaAs molecules in defective regions of the matrix lattice and formed nanocrystals with sizes of 44 nm. It was established that zinc selenide molecules grew on the surface of the $\text{GaAs}_{1-x}\text{Ge}_x$ solid solution in the form of dome islands – quantum dots with sizes $R = 25\text{--}35$ nm, height $h = 7\text{--}12$ nm, and density $3.7 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$.

Keywords: substrate, epitaxy, film, X-ray diffraction, single crystal, sphalerite, lattice, nanoislands, quantum dot.