

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ НИЖЕГОРОДСКИЙ
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ ИМ. Н.И. ЛОБАЧЕВСКОГО»**

На правах рукописи

САМАРЦЕВ ИЛЬЯ ВЛАДИМИРОВИЧ

**Излучающие и фоточувствительные гетероструктуры на длины волн более
1 мкм, выращенные методом МОС-гидридной эпитаксии на подложках
GaAs и Si**

1.3.11. - Физика полупроводников

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель:
доктор физико-математических
наук, доцент, заведующий лабораторией
НИФТИ ННГУ Михаил Владимирович
Дорохин

Нижегород – 2025

Оглавление	
ВВЕДЕНИЕ.....	5
Глава 1. Выращивание метаморфных буферных слоев A^3B^5 на подложках GaAs и Si	15
1.1. Механизмы гетероэпитаксиального роста.....	16
1.2. Получение метаморфных буферных слоев A^3B^5 на подложках GaAs	28
1.3. Получение гибридных гетероструктур с метаморфными буферными слоями A^3B^5 на подложках Si	36
Глава 2. Получение рассогласованных слоев A^3B^5 на подложках GaAs и Si методом МОС-гидридной эпитаксии	41
2.1. Основные конструктивные элементы установок МОС-гидридной эпитаксии	42
2.2. Влияние основных параметров роста на свойства твердых растворов A^3B^5	44
2.3. Механизмы реакций в методе газофазной эпитаксии	46
2.4. Методы выращивания метаморфных буферных слоев	50
2.4.1. Рост в условиях малого рассогласования параметров решетки ($< 2\%$).....	51
2.4.2. Рост в условиях рассогласования параметров решетки от 2% до 4%	52
2.4.3. Рост в условиях сильного рассогласования параметров решетки ($> 4\%$).....	54
2.4.4. Рост в условиях сильного рассогласования и разнородных материалов	55
2.5. Метаморфные структуры, исследуемые в настоящей работе.....	56
2.5.1. Структуры с малым рассогласованием.....	56
2.5.2. Структуры с рассогласованием от 2% до 4%	60
2.5.3. Структуры с разнородными материалами и рассогласованием от 2% до 4%	63
Глава 3. Свойства полученных гетероструктур с метаморфными буферными слоями на подложках GaAs.....	68
3.1. Свойства объемного метаморфного буферного слоя GaAsSb.....	68
3.1.1. Рост структур со ступенчатым изменением состава	69

3.1.2. Методы исследования светоизлучающих структур	71
3.1.3. Функциональные характеристики светоизлучающих структур....	74
3.2. Свойства метаморфных буферных слоев InGaP со ступенчатым изменением состава	80
3.2.1. Методы исследования фоточувствительных структур и фотодиодов на их основе	82
3.2.2. Рост метаморфных буферных слоев InGaP со ступенчатым изменением состава	86
3.2.3. Результаты структурных исследований сформированных слоев .	88
3.2.4. Функциональные характеристики фотоприемных структур с метаморфным слоем InGaP	92
3.3. Свойства гетероструктур, выращенных с применением дискретных метаморфных буферных слоев	100
3.3.1. Рост фоточувствительных структур с дискретным метаморфным буферным слоем	101
3.3.2. Структурные исследования гетероструктур с дискретным метаморфным буферным слоем	102
3.3.3. Функциональные характеристики фотодиодов, изготовленных на основе дискретного метаморфного буферного слоя	111
Глава 4. Получение метаморфных буферных слоев A^3B^5 на подложках Ge/Si	116
4.1. Влияние состава зародышевого слоя на формирование антифазных доменов.....	116
4.1.1. Рост структур с различным составом зародышевого слоя	116
4.1.2. Исследования качества сформированных слоев	117
4.2. Свойства фоточувствительных гетероструктур	121
4.2.1. Рост фоточувствительных гетероструктур	121
4.2.2. Структурные исследования гибридных образцов	122
4.2.3. Функциональные характеристики структур $A^3B^5/Ge/Si$	126
4.3. Свойства излучающих гетероструктур A^3B^5 на подложке Ge/Si	128
4.3.1. Функциональные характеристики излучающих $A^3B^5/Ge/Si$ структур	129
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	134
Список литературы	136

Список основных работ автора, опубликованных по теме исследования	154
Приложение А	156
Применение дискретного метаморфного буферного слоя для создания СВЧ-диодов	156
Изготовление СВЧ-диодов на основе метаморфных структур.....	156
Исследование функциональных характеристик InP/GaAs метаморфных диодов.....	158
Приложение Б	162

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Постоянный рост потоков информации сегодня обуславливает необходимость развития и совершенствования коммуникационных систем и, в частности, увеличение скорости и дальности передачи информации. Одними из базовых элементов систем приема/передачи информации являются лазерные излучатели, кварцевое оптическое волокно, а также приемники ИК излучения. Известно, что одно из окон прозрачности кварцевого оптоволокна находится в области 1,55 мкм, поэтому задача построения высокоэффективных линий передачи информации накладывает особые требования к источникам и приемникам излучения данного диапазона.

В настоящий момент для создания полупроводниковых излучателей и фотоприемников телекоммуникационного диапазона (1,3-1,55 мкм) чаще всего используют приборы на основе гетероструктур, основой которых является InP [1, 2, 3]. Наряду с явными преимуществами InP по сравнению с более распространенным арсенидом галлия (GaAs), обусловленными более высокой дрейфовой скоростью и более высокой теплопроводностью, существует также ряд недостатков данного материала. В частности, InP отличается более высокой плотностью дефектов по сравнению с GaAs. Кроме того, недостатками InP как основы фотоприемников являются: высокая стоимость, хрупкость и небольшой по сравнению с приборами на GaAs диаметр подложек, что делает технологию изготовления таких оптоэлектронных приборов дорогостоящей. В силу различия параметров решеток InP и GaAs на уровне 4 %, невозможно создание напрямую составных структур: основы InP на подложках GaAs. При этом материалы, согласованные по параметру решетки с арсенидом галлия, невозможно использовать в спектральной области 1,55 мкм.

В связи с вышеизложенным значительные усилия направляются на разработку материалов, позволяющих создавать излучающие и фоточувствительные структуры на подложках GaAs, функционирующие в области длин волн более 1 мкм. Главной проблемой таких структур является наличие

большого числа дефектов в активном слое из-за рассогласования кристаллических решеток.

Для решения этой проблемы в литературе рассматривались такие методы, как двухступенчатый рост [4, 5] и термические отжиги [5, 6, 7], использование метаморфных буферов с изменяемым составом [1, 8], которые позволяют плавно перейти к нужной постоянной кристаллической решетки и ширине запрещенной зоны. Также, для достижения длины волны более 1 мкм в структурах на подложках GaAs был предложен ряд новых технологических подходов: применение многокомпонентных твердых растворов GaInAsSb [9, 10], применение нитридо-содержащих соединений [11], применение квантовых точек [12], применение метаморфных слоев [13], переход к конструкциям вертикально-излучающих лазеров (VCSEL) [14] или микродисковых лазеров [15].

Особенностью вышеуказанных подходов в большинстве своем, является усложнение состава и конструкции изготавливаемых приборов, увеличение числа технологических операций и межоперационных интервалов. Наибольшие успехи в применении многокомпонентных твердых растворов достигнуты с применением дорогостоящего метода молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), который является относительно малопродуктивным (например, по сравнению с методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений - МОС-гидридной эпитаксии). Метод МОС-гидридной эпитаксии используется для формирования большинства промышленно выпускаемых полупроводниковых лазеров и фотодиодов, и создание оптоэлектронных компонентов для массовой электроники ставит задачу по получению гетероструктур именно этим методом.

В целом, в мировой литературе демонстрируется устойчивая тенденция к развитию разработок излучателей и приемников, работающих в области более 1 мкм, и сформированных на подложках GaAs. Однако стремительное развитие цифровых и информационных технологий обуславливает необходимость дальнейшего совершенствования электронной и оптоэлектронной компонентной базы, в частности, встраивания таких приборов в интегральные схемы, которые, в первую очередь, основаны на кремниевой технологии. По этой причине

перспективным направлением развития оптоэлектроники являются исследования в области гибридных устройств, когда структура на основе полупроводников A^3B^5 выращивается на более экономичной кремниевой подложке [16].

Полупроводники A^3B^5 , будучи интегрированы в кремниевые интегральные схемы, в силу своих уникальных характеристик таких, как прямозонность и высокая подвижность носителей заряда, позволяют осуществлять переход от электрической к быстродействующей и помехо-защищенной оптической передаче информации, тогда как низкая стоимость и широкое распространение подложек кремния, обеспечивает коммерческую привлекательность данной задачи.

При создании излучающих GaAs структур на Si подложках, с целью уменьшения влияния дефектов, образованных в области буферный слой/Si-подложка, широкое распространение получили буферные слои Ge [17]. Однако наличие толстых буферных слоев затрудняет проведение дальнейшей постростовой технологии. В России проводились исследования по данной тематике, в частности, в 1991 году Д.А. Винокуров и др. для создания A^3B^5 структур на Si применили метод термоциклирования [18]. Стоит отметить еще одну отечественную работу, в 2001 году Ю.Б. Болховитянов, О.П. Пчеляков, С.И. Чикичев сделали попытку создания GaAs гетероструктур на Si путем использования, так называемых, мягких подложек (SiO_2 , Si_3N_4 и т. д.) [19]. Однако такие подложки являются изоляторами, что создает серьезную проблему для формирования лазерных структур, работающих в непрерывном режиме, через которые пропускается постоянный ток. Позднее группа представленных ученых повторила работы зарубежных авторов, путем использования градиентного слоя Ge/Si [20]. К данному времени обнаружено несколько работ, посвященных созданию структур A^3B^5 с квантовыми элементами InAs/AlAs (ямами и точками) на подложках Si [21, 22]. Авторы работ отмечают наличие высокой концентрации центров безызлучательной рекомбинации в матрице AlAs, тем не менее, в работе [22] удалось продемонстрировать работоспособность A^3B^5 лазера с квантовыми точками, изготовленного методом молекулярно-лучевой эпитаксии на неотклоненной подложке Si (001). В работе [23] представлены результаты

применения метода МОС-гидридной эпитаксии для формирования лазерных структур GaAs/AlAs с квантовыми ямами InGaAs на подложках Si. Пороговые плотности тока полученных лазеров при комнатной температуре составили 5,5 кА/см² и 20 кА/см² для лазеров, работающих на длине волны 0,99 мкм и 1,11 мкм соответственно. Была сделана попытка получить стимулированное излучения на длинах волн более 1,1 мкм, для чего была увеличена доля индия в составе квантовых ям и применена оптическая накачка для снижения влияния дефектов в напряженной гетероструктуре. Результаты исследований показали, что подобные структуры, выращенные на GaAs, демонстрировали вынужденное излучение на длинах волн до 1,24 мкм при 300 К, а структуры, выращенные на подложках Ge/Si, излучали на более коротких длинах волн до 1,1 мкм и только при 77 К.

В работе [A1] показана устойчивая генерация GaAs/AlGaAs лазера с квантовыми ямами InGaAs, выращенного методом МОС-гидридной эпитаксии на Ge/Si (001) подложке при комнатной температуре. Для уменьшения влияния гетерограницы буферного слоя GaAs/подложка за счет исключения нагрева подложки при отсутствии протекающего через нее тока накачки было предложено применение планарных омических контактов. Использование такого подхода является возможным решением проблемы наличия большой плотности дефектов на A³B⁵/Si гетерогранице, но существенно усложняет конструкцию прибора и увеличивает число технологических операций, а значит и себестоимость при ее изготовлении.

Также, несмотря на наметившийся прогресс в создании излучающих и фоточувствительных A³B⁵ структур на длину волны более 1 мкм на подложках GaAs, разработанные к настоящему времени образцы все еще значительно уступают по уровню выходных характеристик аналогичным приборам, выращенным на согласованных подложках InP. Также остается нерешенным вопрос получения гибридных структур высокого кристаллического качества, необходимых для применения в современной оптоэлектронике.

Таким образом, существует необходимость поиска новых и совершенствования существующих способов создания полупроводниковых

лазерных излучателей и фотодиодов на GaAs и Si подложках, способных работать в области длин волн более 1 мкм.

В связи с актуальностью вышеизложенных проблем была сформулирована цель настоящей диссертационной работы.

Цели и задачи работы

Цель работы: Изучение взаимосвязи механизмов роста методом МОС-гидридной эпитаксии на подложках GaAs и Si слоев A^3B^5 с сильным рассогласованием параметров кристаллической решетки (метаморфного роста) и функциональных характеристик фоточувствительных и лазерных структур на основе таких слоев.

Для достижения данной цели были поставлены следующие **задачи:**

1. Обзор существующих представлений относительно метаморфного роста полупроводниковых материалов A^3B^5 на подложках GaAs и Si.
2. Описание процесса эпитаксиального роста слоев полупроводника большой толщины (>1 мкм) при условии рассогласования параметров кристаллической решетки.
3. Исследование закономерностей эпитаксиального выращивания материалов для излучающих и фоточувствительных структур с метаморфными слоями на **подложке GaAs**.
4. Исследование закономерностей эпитаксиального выращивания материалов для излучающих и фоточувствительных структур с метаморфными слоями на **подложке Si**.
5. Создание экспериментальных образцов свето- и фотодиодов на основе структур с метаморфными слоями, исследование и анализ их характеристик.

Научная новизна работы

1. Впервые методом МОС-гидридной эпитаксии сформированы фоточувствительные $In_{0,3}Ga_{0,7}As$ гетероструктуры с дискретным метаморфным

буферным слоем на подложке GaAs приборного качества, т.е. с плотностью прорастающих дислокаций ниже 10^6 см^{-2} .

2. Впервые методом МОС-гидридной эпитаксии сформированы фотодиоды с фоточувствительной областью $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ на подложке GaAs с диаметром мезаструктуры 560 мкм и темновым током при комнатной температуре и обратном смещении -5 В равным 2×10^{-7} А.

3. Впервые методом МОС-гидридной эпитаксии на неотклоненной подложке Si (001) с релаксированным Ge буферным слоем получена фоточувствительная структура с метаморфным слоем $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}$.

4. Впервые методом МОС-гидридной эпитаксии была создана лазерная структура с метаморфным буферным слоем $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ и КЯ $\text{In}_{0,58}\text{Ga}_{0,42}\text{As}$ на неотклоненной подложке Si (001) и продемонстрированы фотолюминесценция и стимулированное излучение на длинах волн 1,45 мкм и 1,3 мкм соответственно.

Практическая значимость работы

1. Разработана лабораторная технология формирования методом МОС-гидридной эпитаксии слоев $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ приборного качества на подложке GaAs с долей Sb около 10% и 20 % с использованием метаморфных буферных слоев.

2. Разработана лабораторная технология выращивания методом МОС-гидридной эпитаксии буферных слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$ со ступенчатым изменением состава. Изготовлены фотодиоды с диаметром фоточувствительной площадки 560 мкм. Темновой ток фотодиодов при комнатной температуре составил 6 нА (-5 В). Данное значение темнового тока близко к значению темнового тока фотодиодов, выращенных на согласованных подложках, но получено на структурах, сформированных с использованием более дешевого технологического процесса.

3. Методом МОС-гидридной эпитаксии получена лазерная структура с метаморфным слоем $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ и квантовыми ямами $\text{In}_{0,58}\text{Ga}_{0,42}\text{As}$ на неотклоненной подложке Si (001) с релаксированным Ge буферным слоем, излучающая при оптической накачке на длине волны 1,3 мкм.

4. Методом МОС-гидридной эпитаксии получена фоточувствительная структура на длины волн до 1,8 мкм с метаморфным слоем $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ на неотклоненной подложке Si (001) с релаксированным буферным слоем Ge.

5. Разработана лабораторная технология эпитаксиального выращивания методом МОС-гидридной эпитаксии $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ фотодиодных структур на основе дискретного метаморфного буферного слоя $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}/\text{GaAs}$ на подложке GaAs, отличающаяся низкой плотностью темнового тока (8×10^{-5} А/см² при комнатной температуре и обратном смещении -5 В).

6. Разработана лабораторная технология формирования «виртуальных» подложек InP/GaAs. С использованием полученных подложек изготовлены СВЧ-диоды, диодные микросборки и тройной балансный смеситель с диапазоном частот входного сигнала и гетеродина 2-40 ГГц, диапазон промежуточных частот 0,5-20 ГГц. Применение InP/GaAs-диодов позволило в 20 раз снизить мощность сигнала гетеродина без увеличения потерь преобразования во всем диапазоне частот смесителя.

Положения, выносимые на защиту

1. Скорость роста метаморфных слоев $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ на подложке GaAs в условиях МОС-гидридной эпитаксии оказывает нелинейное влияние на оптическое качество слоя $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$, что проявляется в изменении интегральной интенсивности фотолюминесценции (ФЛ): варьирование скорости роста в пределах (4 - 8 Å/с) не изменяет интенсивность ФЛ, снижение скорости роста до 2 Å/с приводит к повышению интенсивности ФЛ на порядок величины.

2. Метаморфный буферный слой $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$ со ступенчатым изменением состава в пределах x от 0,49 до 0,7, состоящий из восьми ступеней, при росте на подложках GaAs методом МОС-гидридной эпитаксии обеспечивает снижение плотности прорастающих дислокаций по сравнению с однородным метаморфным буферным слоем до значения 10^4 см⁻².

3. В диодах с дискретным $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ метаморфным буферным слоем и фоточувствительной областью $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ действует два основных механизма

протекания темнового тока: генерационно-рекомбинационный и термически активированное туннелирование. Эффективность механизмов зависит от температуры измерений и плотности прорастающих дислокаций.

4. Составной метаморфный буферный слой, состоящий из дислокационного фильтра и ступенчатой многослойной структуры обеспечивает снижение плотности прорастающих дислокаций при росте рассогласованных A^3B^5 структур на подложке Ge/Si, что позволяет сформировать активную область лазерной структуры.

5. При выращивании структур A^3B^5 на подложке Ge/Si методом МОС-гидридной эпитаксии соотношение скоростей роста антифазных доменов A^3B^5 немонотонно зависит от состава дислокационного фильтра. При составе, который соответствует минимуму соотношения скоростей, формирование одного из антифазных доменов подавляется.

Достоверность результатов

Достоверность результатов в экспериментальной части работы обеспечена использованием взаимодополняющих методов анализа, воспроизводимостью характеристик исследуемых объектов, многократной экспериментальной проверкой результатов измерений, использованием метрологически аттестованного измерительного оборудования. Комплексный подход к изучению полученных структур и приборов на их основе обеспечивает надежность проведенных исследований.

Апробация работы

Основные результаты работы докладывались на международных симпозиумах «Нанопизика и наноэлектроника» (Нижний Новгород, 2016-2022 гг.); международной научно-технической конференции «Квантовая электроника» (Минск, 2017 г.); XVI Международной школе-конференции "Проблемы физики твердого тела и высоких давлений" (Сочи, 2017 г.); международных школах и конференциях по оптоэлектронике, фотонике и наноструктурам "SPBOpen"

(Санкт-Петербург, 2017-2024 гг.), всероссийских молодежных конференциях по физике полупроводников и наноструктур, полупроводниковой опто- и наноэлектронике (Санкт-Петербург, 2016-2023 гг.); всероссийской научной конференции молодых ученых “Наноэлектроника, нанофотоника и нелинейная физика” (Саратов, 2018); 12-ом Белорусско-Российском семинаре (Минск, 2019 г.); а также на семинарах физического факультета и НИФТИ ННГУ им. Н.И. Лобачевского.

Публикации

По материалам диссертации опубликовано 46 научных работ, включая 9 статей, входящих в перечень ВАК.

Личный вклад автора

Автором внесен определяющий вклад в получение основных экспериментальных результатов. Основные исследования функциональных характеристик, а именно фото- и электролюминесценции, а также вольтамперных характеристик, проведены автором самостоятельно. Постановка экспериментов и обсуждение результатов выполнены совместно с зав. лаб. 2.4 Некоркиным С.М. и научным руководителем работы. Подбор технологических параметров формирования структур происходил совместно с Б. Н. Звонковым и Н.В. Байдусем (ННГУ). Выращивание структур проводилось Б. Н. Звонковым и Н.В. Байдусем при участии автора работы. Исследования структур методом атомно-силовой микроскопии выполнены Р. Н. Крюковым (ННГУ). Структурные исследования методом просвечивающей электронной микроскопии проведены И.В. Ходосом и В.А. Ковальским (ИПТМ РАН). Исследование поверхности структур методом интерференции белого света выполнены автором самостоятельно. Исследование структур методом комбинационного рассеяния света выполнены А. В. Неждановым и С. М. Планкиной (ННГУ) при участии автора работы. «Виртуальные» подложки Ge/Si были представлены А.В. Новиковым (ИФМ РАН), В.Г. Шенгуровым (ННГУ) и С.А. Денисовым (ННГУ).

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, списка литературы. Общий объем диссертации составляет 162 страницы, включая 69 рисунков, 14 таблиц, список цитируемой литературы содержит 149 наименований и список публикаций по теме диссертации.

Глава 1. Выращивание метаморфных буферных слоев A^3B^5 на подложках GaAs и Si

Наиболее распространенным и изученным вариантом роста кристаллических слоев на монокристаллической подложке является гетероэпитаксия. Под этим термином понимается ориентированный рост монокристаллического материала, отличающегося от материала подложки. Подложка в этом случае является ориентирующей платформой, задающей кристаллографическую ориентацию и параметр решетки [24].

Гетероэпитаксия возможна только в ограниченном количестве случаев, когда параметры кристаллической решетки подложки и растущего кристалла различаются незначительно, а толщина слоев сравнительно невелика (как правило, речь идет о субмикронных слоях).

При сильном рассогласовании параметров решетки даже для сравнительно небольшой толщины слоев бездефектный ориентированный рост монокристалла невозможен. Однако возможно применение технологического подхода, заключающегося в использовании согласующего слоя. В этом случае реализуется один из нескольких сценариев роста, что зависит от термодинамики осаждения частиц растущего слоя, от конкретного вида кристаллической решетки подложки и пленки, а также от потоков вещества растущего материала, переносимого от внешнего источника.

Значительный практический интерес представляют механизмы, обеспечивающие формирование метаморфных слоев на поверхности подложки. Метаморфным слоем называется промежуточный слой, который выращивается между подложкой и активной областью структуры, состав метаморфного слоя плавно изменяется по мере роста для того, чтобы обеспечить переход от кристаллической решетки подложки к кристаллической решетке функционального материала.

Метаморфные слои материала – это его особая разновидность, которая отличается морфологией, структурой дефектов, кристаллографической симметрией. Модуляция кристаллической структуры в результате роста на

рассогласованной подложке изменяет свойства материала [25, 26]. Понимание физических механизмов роста метаморфных слоев и методов управления этими механизмами позволяет формировать материал с принципиально новыми функциональными свойствами, которыми можно управлять, настраивать под конкретную практическую задачу. Именно поэтому исследования механизмов роста метаморфных буферных слоев считается крайне актуальной задачей в технологии электроники [27, 28].

Так, одним из важнейших практических функциональных применений метаморфных слоев является создание основы для дальнейшего эпитаксиального роста слоев с высоким кристаллическим совершенством, согласованных по параметру решетки с материалом метаморфного слоя [29, 30, 31]. В этом случае метаморфные слои играют роль согласующего буфера между подложкой и функциональным материалом, поэтому такой вид слоев носит название «метаморфный буферный слой».

В настоящей главе представлен литературный обзор современного состояния в области ориентированного роста слоев гетероструктур с сильным рассогласованием параметра кристаллической решетки (метаморфных слоев) и в области технологий получения таких слоев. Рассмотрены физические принципы, лежащие в основе метаморфной технологии. Приведены различные конструкции и характерные дефекты, возникающие в метаморфных буферных слоях A^3B^5 при выращивании их на подложках A^3B^5 и Si.

1.1. Механизмы гетероэпитаксиального роста

При гетероэпитаксиальном росте полупроводниковых структур, если материалы выращиваемого слоя и подложки отличаются, то рост материала функционального слоя на поверхности подложки, которая задает кристаллографическую ориентацию, может быть реализован по нескольким механизмам зависящих от параметров этих материалов. Основные механизмы роста схематично представлены на рисунке 1.1. Если параметры кристаллических решеток подложки и осаждаемого материала одинаковы, то в выращиваемом слое

не возникает механических напряжений, при этом механизм эпитаксиального роста будет зависеть от поверхностных энергий подложки (γ_1), осаждаемого материала (γ_2) и энергии гетерограницы (γ_{12}), которые связаны следующим соотношением:

$$\gamma_2 + \gamma_{12} < \gamma_1, \quad (1.1)$$

При таких условиях происходит послойный – двумерный рост слоя (механизм Франка-ван дер Мерве). При росте по данному механизму уменьшение суммарной энергии слоя происходит за счет уменьшения поверхностной энергии, а выращиваемый материал смачивает подложку. Подобный вид роста реализуется также и при гомоэпитаксии [32].

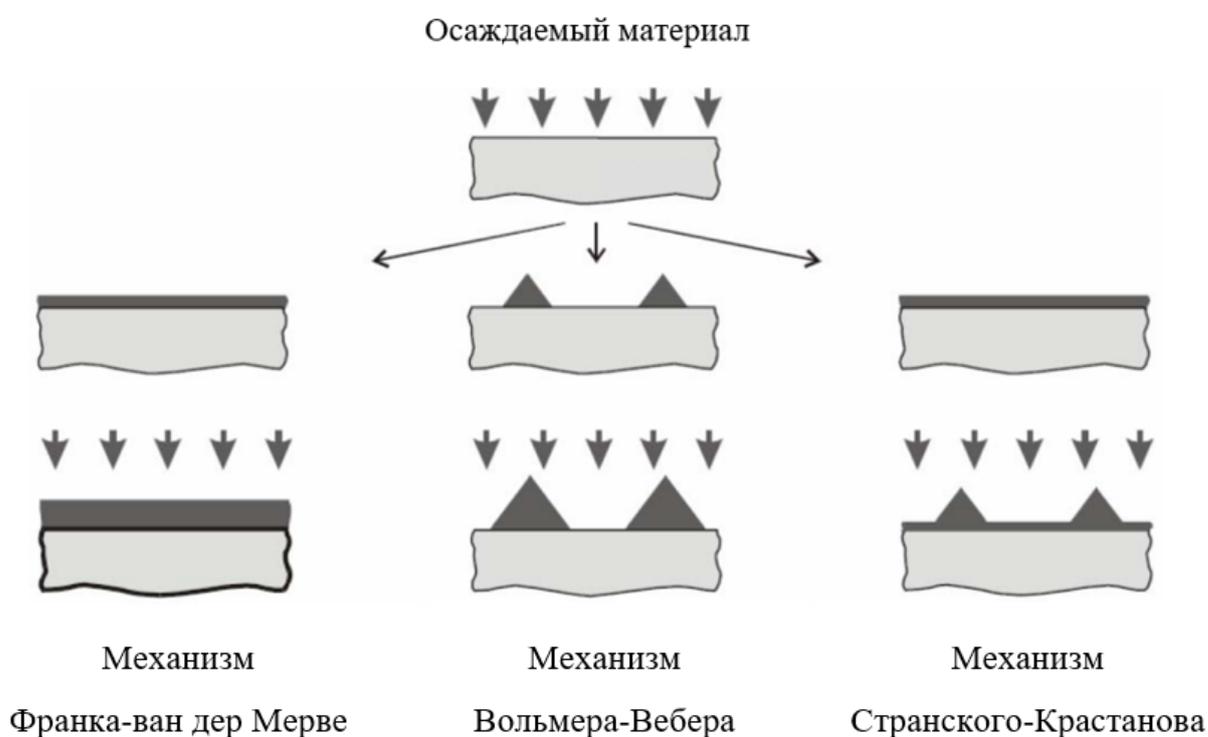


Рисунок 1.1 – Схематичное изображение основных механизмов гетероэпитаксиального роста [32]

При выполнении обратного соотношения поверхностных энергий:

$$\gamma_2 + \gamma_{12} > \gamma_1, \quad (1.2)$$

будет происходить островковый рост – трехмерный рост слоя (механизм Вольмера-Вебера). При таких условиях поверхность подложки «не смачивается» осаждаемым материалом. В слоях, формирующихся по механизму Странского-Крастанова, для поверхностных энергий выполняется соотношение (1.1), но параметры

кристаллических решеток растущего материала и подложки отличаются на величину более 1%. На начальной стадии роста по механизму Странского-Крастанова уменьшение суммарной энергии выращиваемого слоя (рисунок 1.2) происходит за счет образования осаждаемым материалом однородного смачивающего слоя [32].

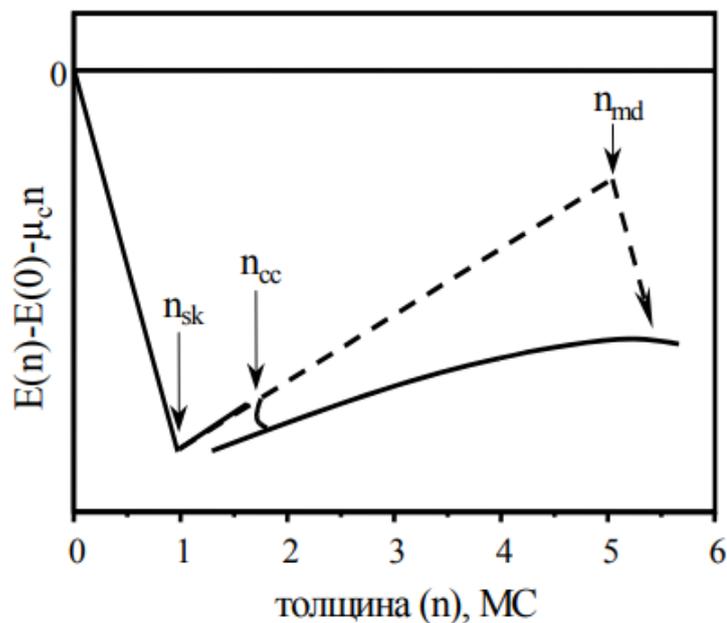


Рисунок 1.2 – Схематичное изображение зависимости энергии напряженного эпитаксиального слоя от его толщины, выраженной числом монослоев. Энергия слоя $E(n)$ скорректирована на величину энергии подложки $E(0)$ и энергию системы, в которой осажденный материал формирует отдельный объем (произведение химического потенциала μ_c на число монослоев n) [32]

При увеличении толщины выращиваемого слоя происходит рост полной энергии системы (E). При этом величину E можно задать следующей формулой:

$$E = E_{el} + E_{sur}, \quad (1.3)$$

где E_{el} – упругая энергия, накопленная в напряженном слое,

E_{sur} – поверхностная энергия пленки.

Увеличение полной энергии слоя для большей толщины происходит за счет увеличения слагаемого E_{el} , которое определяется упругими напряжениями, вызванными рассогласованием кристаллических решеток слоя и подложки.

Слагаемое E_{el} – упругая энергия, накопленная в напряженном слое, в расчете на единицу площади. Данную величину можно вычислить по следующей формуле:

$$E_{el} = 2G \frac{1+\nu}{1-\nu} \varepsilon^2 d, \quad (1.4)$$

где G – модуль сдвига,

ν – коэффициент Пуассона,

ε – xx или yy компонента тензора деформаций,

d – толщина растущего слоя.

ε связана с параметрами решеток слоя и подложки следующим выражением:

$$\varepsilon = \frac{a_n - a_c}{a_n}, \quad (1.5)$$

где a_n и a_c – параметры решетки подложки и растущего слоя, соответственно.

При достижении критической толщины слоя, т.е. толщины слоя при которой двумерной бездефектной рост становится энергетически невыгоден и дальнейший рост сопровождается релаксацией упругих напряжений. Поскольку повышение энергии слоя за счет слагаемого E_{el} превосходит выигрыш за счет формирования слоя, дальнейший рост возможен при уменьшении этого слагаемого, что осуществляется при релаксации упругих напряжений.

При релаксации в растущем слое упругих напряжений можно выделить два основных механизма. При реализации первого механизма, при росте по механизму Странского-Крастанова, формирование бездефектного, однородного слоя происходит до толщины n_{md} (рисунок 1.2). При такой толщине упругой энергии достаточно для преодоления энергетического барьера формирования дислокаций несоответствия. При этом образование дислокаций несоответствия приводит к уменьшению упругих напряжений и уменьшению суммарной энергии слоя. В области образования дислокации несоответствия происходит уменьшение химического потенциала, что приводит к диффузии осаждаемого материала в эту область и образованию трехмерного кластера (островка) над дислокацией [32].

Энергия образования дислокации на единицу площади может быть приближенно выражена через соотношение:

$$E = \frac{2\lambda}{D} + Wc\left(\frac{a_f}{a_0} - 1 + \frac{b}{D}\right), \quad (1.6)$$

где λ – энергия дислокации на единицу длины,

D – расстояние между дислокациями,

W – толщина пленки,

a_f – параметр решетки пленки,

a_0 – параметр решетки подложки,

b – вектор Бюргерса,

c – соответствующая упругая константа для двухосной деформации.

Дислокации несоответствия обуславливают формирование неровностей поверхности величиной в единицы нанометров. При высокой плотности дислокаций формируется перекрестно-штриховая морфология поверхности, которую можно наблюдать на поверхности образца как линии, пересекающиеся под углом 90° (рисунок 1.3) [33, 34].

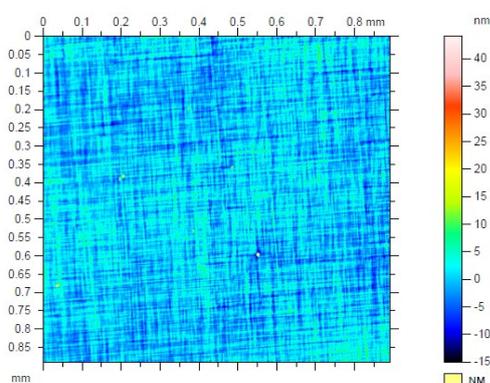


Рисунок 1.3 – Типичное изображение сетки дислокаций, полученное с помощью интерференционного микроскопа

При реализации второго механизма («когерентный» рост по механизму Странского-Крастанова), когда достигается толщина слоя n_{cc} (рисунок 1.2), меньшая, чем толщина, при которой происходит образование дислокаций несоответствия, релаксация упругих напряжений может происходить за счет

формирования морфологии поверхности. При этом механизме происходит частичная релаксация упругих напряжений. Образование шероховатости поверхности приводит к уменьшению энергии системы за счет уменьшения слагаемого E_{el} . При этом в случае появления шероховатости поверхности слоя будет увеличиваться поверхностная энергия этого слоя (E_{sur}). При релаксации упругих напряжений (ΔE_{el}) с помощью образования неровностей поверхности происходит компенсация увеличения поверхностной энергии слоя (ΔE_{sur}). Таким образом, образование шероховатостей энергетически выгодно, т.к. приводит к уменьшению общей энергии системы (E) [32]:

$$\Delta E = \Delta E_{el} + \Delta E_{sur} < 0. \quad (1.7)$$

При росте по механизму Странского-Крастанова и частичной релаксации упругих напряжений на шероховатостях эффект повышения суммарной энергии пленки с увеличением ее толщины частично компенсируется, что делает такой рост более выгодным по сравнению с ростом по «классическому» механизму. При росте по механизму Странского-Крастанова образование шероховатостей не приводит к появлению дефектов кристаллической решетки, однако, это выполняется только для определенной весьма ограниченной области толщин слоя. Изменению энергии слоя, растущего по когерентному механизму Странского-Крастанова, соответствуют сплошные линии на рисунке 1.2.

При большой толщине слоя рост неизбежно сопровождается релаксацией упругих напряжений, а конкретный механизм релаксации зависит от величины рассогласования кристаллических решеток слоя и подложки и от условий роста. В работе [35] было продемонстрировано, что при увеличении температуры роста и/или рассогласования кристаллических решеток увеличивается вероятность релаксации напряжений за счет повышения шероховатости поверхности.

В ряде экспериментальных работ [36, 37, 38] было продемонстрировано, что этапом релаксации упругих напряжений в полупроводниковых слоях, растущих по когерентному механизму Странского-Крастанова, является формирование на поверхности трехмерных бездефектных нанобъектов. В зависимости от размеров такие нанобразования принято называть самоорганизующимися nanoостровками

[39] или квантовыми точками (КТ) [38, 32]. В квантовых точках уменьшение упругих напряжений может происходить за счет двух процессов: релаксация на свободной, не связанной на прямую с подложкой, поверхности квантовых точек и локального изгиба подложки (рисунок 1.4). При соответствующих размерах и составе КТ уменьшение упругих напряжений компенсирует увеличение поверхностной энергии, что, в целом, приводит к уменьшению суммарной энергии системы при формировании КТ [32]. Например, при рассогласовании параметров решеток КТ и подложки около 7% такой эффект проявляется при размере КТ порядка 10 нм.

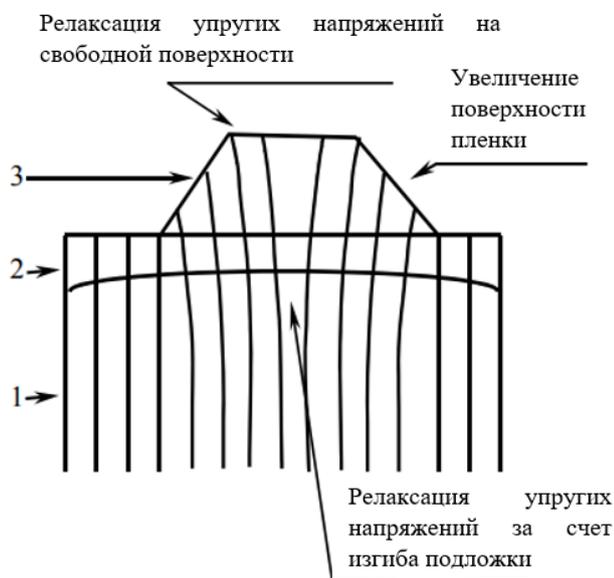


Рисунок 1.4 – Схематическое изображение механизма релаксации упругих напряжений в когерентных островках. Цифрами отмечены подложка (1), смачивающий слой (2) островок (3) [32]

Таким образом, при эпитаксиальном росте рассогласованного по параметру решетки слоя формирование пленки сопровождается релаксацией механических напряжений, которая может происходить двумя способами: через образование дислокаций несоответствия и образование неровностей поверхности. Неровности поверхности являются источником больших локальных напряжений, которые продолжают расти при увеличении количества материала, переносимого к растущей поверхности. Что приводит к практически безбарьерному зарождению

дислокаций при превышении критической толщины [35]. Релаксация через образование шероховатости является нежелательной при формировании полупроводниковых структур, т.к. сопровождается непредсказуемым зарождением дислокаций, которые могут распространяться в различных направлениях, в том числе прорасти в активную область структуры [40]. Дислокации, прорастающие в активные слои структуры, являются центрами безызлучательной рекомбинации и захвата заряда, что приводит к ухудшению оптических и электрических свойств структуры.

Для ряда практических задач при росте метаморфных слоев необходимо обеспечить такие условия роста, чтобы релаксация напряжений происходила за счет образования дислокаций несоответствия, которые лежат в плоскости роста структуры и не оказывают негативного влияния на приборные характеристики, выращиваемых структур.

Следует подчеркнуть, что для любого из названных механизмов на поверхности подложки формируется слой с особыми свойствами, отличающимися от свойств монокристаллической пленки. Наличие высокой плотности дислокаций оказывает влияние на зонную структуру, электронные и оптические свойства. При этом, несмотря на сложность эпитаксиального роста метаморфных слоев они находят широкое практическое применение при создании полупроводниковых приборов. Одним из примеров является повышение эффективности метаморфных многопереходных солнечных элементов, где отклонение от единой постоянной решетки позволяет разработчику устройства выбирать материалы-поглотители с более широким диапазоном значений ширины запрещенной зоны для более оптимального разделения солнечного спектра [41]. Другим примером может служить возможность достижения больших рабочих длин волн полупроводниковых лазеров и фотодиодов за счет уменьшения ширины запрещенной зоны активных материалов, которые не достижимы при применении стандартных методов роста и согласованных слоев [42]. Также, применение метаморфных слоев лежит в основе создания монолитно интегрированных гибридных элементов оптоэлектроники, где на одной подложке Si выращиваются

излучатели, волноводы и фотоприемники телекоммуникационного диапазона длин волн. Применение таких гибридных элементов значительно увеличит эффективность передачи данных и ляжет в основу создания фотонных процессоров [43]. Поэтому управление образованием и распространением дислокаций, возникающих при росте метаморфных слоев дает возможность создания приборных структур высокого кристаллического качества.

В целом, для метаморфного роста можно выделить два основных типа образующихся дислокаций: дислокации несоответствия и прорастающие дислокации. Дислокации несоответствия образуют микрорельеф поверхности, состоящий из взаимоперпендикулярных полос, лежащих в латеральной плоскости (перекрестно-штриховая морфология). При этом, такие дислокации не оказывают влияния на приборные свойства структур, т.к. не проникают в активные слои [44].

Помимо дислокаций несоответствия в ходе эпитаксиального роста могут образовываться и прорастающие дислокации. Прорастающие дислокации образуются при скольжении дислокаций несоответствия вдоль плоскости скольжения и переходе в другую плоскость скольжения [44]. Частота перехода дислокации в другую плоскость увеличивается в случае взаимодействия с другими дефектами (точечными или другими дислокациями). Поэтому прорастающие дислокации образуются при наличии большого количества дислокаций несоответствия и/или иных дефектов, препятствующих скольжению дислокаций. В случае формирования прорастающих дислокаций, они имеют тенденцию перехода из метаморфного слоя в активную область, что приводит к деградации ряда функциональных характеристик структуры. Механизм перехода дислокаций в другие плоскости и прорастания на поверхность структуры в случае высокой и низкой плотности дислокации продемонстрирован на рисунке 1.5.

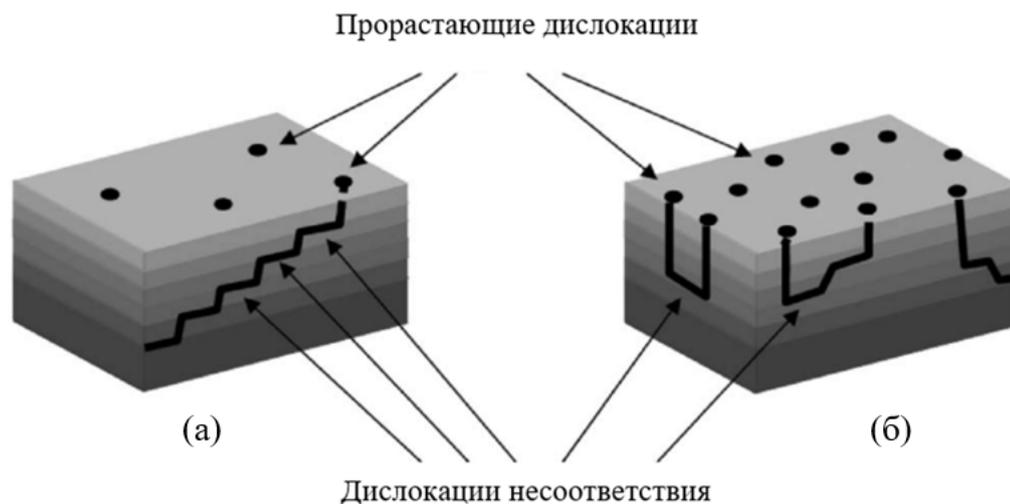


Рисунок 1.5 – Схематическое изображение метаморфного буферного слоя с низкой (а) и высокой (б) плотностью прорастающих дислокаций [44]

Так, дислокации и точечные дефекты являются центрами безызлучательной рекомбинации, что приводит к уменьшению интенсивности фотолюминесценции, величины фотоэдс, фототока. В результате уменьшается фоточувствительность фотодиодов, мощность свето- и лазерных диодов, сформированных на метаморфном буферном слое [44, 45, 46, 47]. Дислокации вносят дополнительные энергетические уровни в запрещенную зону полупроводника. Это приводит к захвату заряда и увеличению темнового тока фотодиодов за счет механизма с участием уровней в запрещенной зоне. Приемлемой плотностью прорастающих дислокаций, которая позволяет создать приборы с удовлетворительными характеристиками является 10^6 см^{-2} . Типичное электронно-микроскопическое изображение массива прорастающих дислокаций в метаморфном слое представлено на рисунке 1.6.

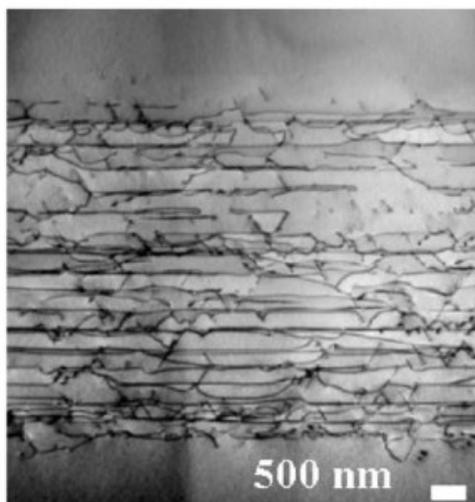


Рисунок 1.6 – Типичное изображения массива прорастающих дислокаций в метаморфном буферном слое, полученное с помощью просвечивающего электронного микроскопа [44]

В силу того, что прорастающие дислокации крайне негативно сказываются на большинстве характеристик приборных структур, необходимо понижение их плотности в функциональных слоях структуры. Эта задача решается путем выбора условий роста, а также дизайна метаморфного буферного слоя. Подбор технологических параметров позволяет управлять поведением дислокаций, возникающих при росте, получить переходный слой с частичной релаксацией упругих напряжений и ориентировать дислокации несоответствия, преимущественно, в плоскости структуры (перпендикулярно направлению роста) [48]. В этом случае дислокация распространяется внутри буферного слоя, а в активном слое плотность дислокаций снижается [48, 49].

Одним из распространенных подобных технологических подходов является управление структурой и свойствами переходного метаморфного слоя материала. Как правило, используется твердый раствор, параметр решетки которого меняется от значения, близкого к параметру решетки подложки до значения, близкого к параметру решетки активного слоя. Рассмотрим несколько подходов, использующихся при формировании метаморфного буферного слоя, схематично показанных на рисунке 1.7:

- 1) метаморфный слой с плавным изменением постоянной решетки [49, 50];
- 2) метаморфный слой со ступенчатым изменением постоянной решетки [50, 51];
- 3) метаморфные слои с плавным изменением постоянной решетки, разделенные «залечивающими» областями, в границах которых постоянная решетки не изменяется [50, 51];
- 4) метаморфные слои с плавным изменением постоянной решетки, разделенные «инверсными» областями [50].

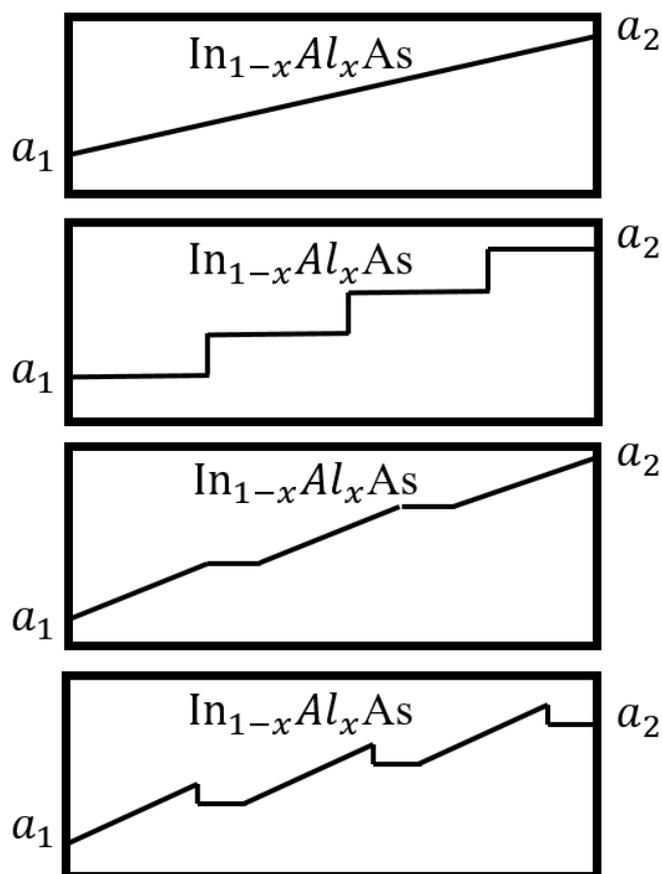


Рисунок 1.7 – Схематическое изображение способов изменения состава метаморфных слоев на примере твердого раствора $\text{In}_{1-y}\text{Al}_y\text{As}$ [52]

Обычно в качестве переходного слоя используется слой твердого раствора AlInAs , содержание индия в котором, как правило, линейно или ступенчато изменяется от 10 до 52-60% [53, 54].

Наконец отметим, что базовая конструкция излучающей или фоточувствительной гетероструктуры, полученной на основе метаморфного

буферного слоя, обычно не отличается от конструкции гетероструктуры, выращиваемой непосредственно на поверхности согласованных по параметру решетки слоев (например, при росте фоточувствительных структур на длину волны 1,55 мкм на подложке InP). Однако практическая реализация метаморфных гетероструктур на GaAs с конкурентоспособными транспортными и структурными характеристиками затруднена неполным подавлением прорастания дислокаций в активные слои структуры и возникновением микрорельефа поверхности. Повышение характеристик таких структур до уровня согласованных эпитаксиальных слоев требует проведения тщательной оптимизации процесса роста.

1.2. Получение метаморфных буферных слоев A^3B^5 на подложках GaAs

Наиболее распространенные коммерчески доступные оптоэлектронные приборы на длину волны более 1 мкм выращены на подложках фосфида индия и имеют активную область, основанную на системе материалов InGaAs [3, 55]. В силу близости параметров решеток InP и InGaAs с высоким содержанием индия данная система применяется в области ближнего ИК диапазона, в том числе, на длинах волн, близких к 1,55 мкм.

Однако подложки InP, по сравнению с GaAs, обладают существенными недостатками: меньший размер коммерчески доступных пластин, высокая хрупкость и значительно более высокая стоимость. Высокая стоимость подложки существенно повышает себестоимость изготовления приборных структур. Более высокая хрупкость InP затрудняет производство приборов на их основе и снижает выход годных приборов по причине раскалывания пластин в ходе их обработки.

Подложки арсенида галлия в настоящее время представляют собой привлекательную альтернативу подложкам на основе InP, как один из основных материалов для производства приборов оптоэлектроники. Для него освоена промышленность, для него освоены ростовые и постростовые технологии. В то же время значительное различие постоянных решетки InP и GaAs (рисунок 1.8) приводит к невозможности прямого эпитаксиального выращивания совершенных

приборных структур на подложках GaAs, постоянная решетки которых совпадала бы с постоянной решетки или даже превышала бы постоянную решетки InP. В этом случае релаксация возникающих упругих напряжений сопровождается формированием дислокаций, которые проникают в активный слой [56].

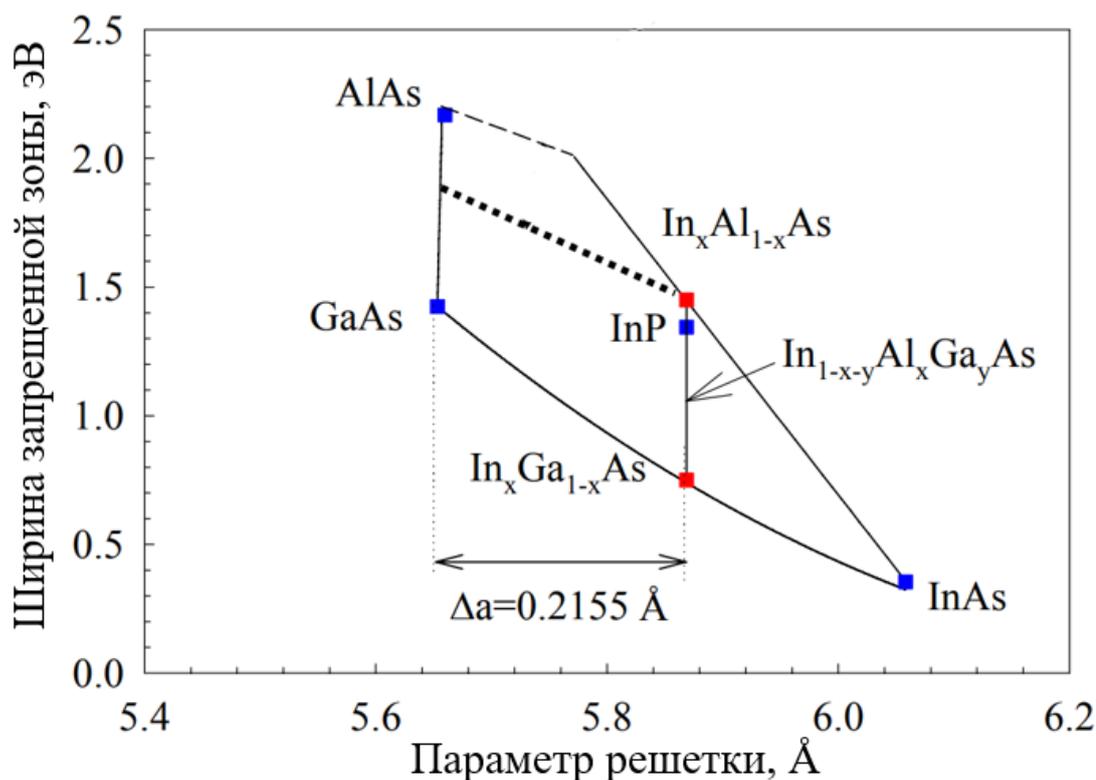


Рисунок 1.8 – Ширина запрещенной зоны и параметр решетки для различных A^3B^5 твердых растворов

В силу вышеизложенного, рост структур на метаморфных буферных слоях, сформированных на GaAs, считается одним из наиболее перспективных подходов, позволяющих реализовать «длинноволновые» (более 1 мкм) свето- и фотодиоды. В мировой литературе активно обсуждается задача создания гетероструктур на подложках GaAs (рисунок 1.9), приборные характеристики которых не уступали бы характеристикам гетероструктур на подложках InP. Как отмечалось выше, в метаморфном буферном слое происходит частичная релаксация упругих напряжений. Это приводит к формированию вблизи поверхности метаморфного буферного слоя напряженной области с низкой плотностью линейных дефектов, а

в остальной части МБС происходит полная релаксация упругих напряжений за счет образования дислокаций несоответствия.

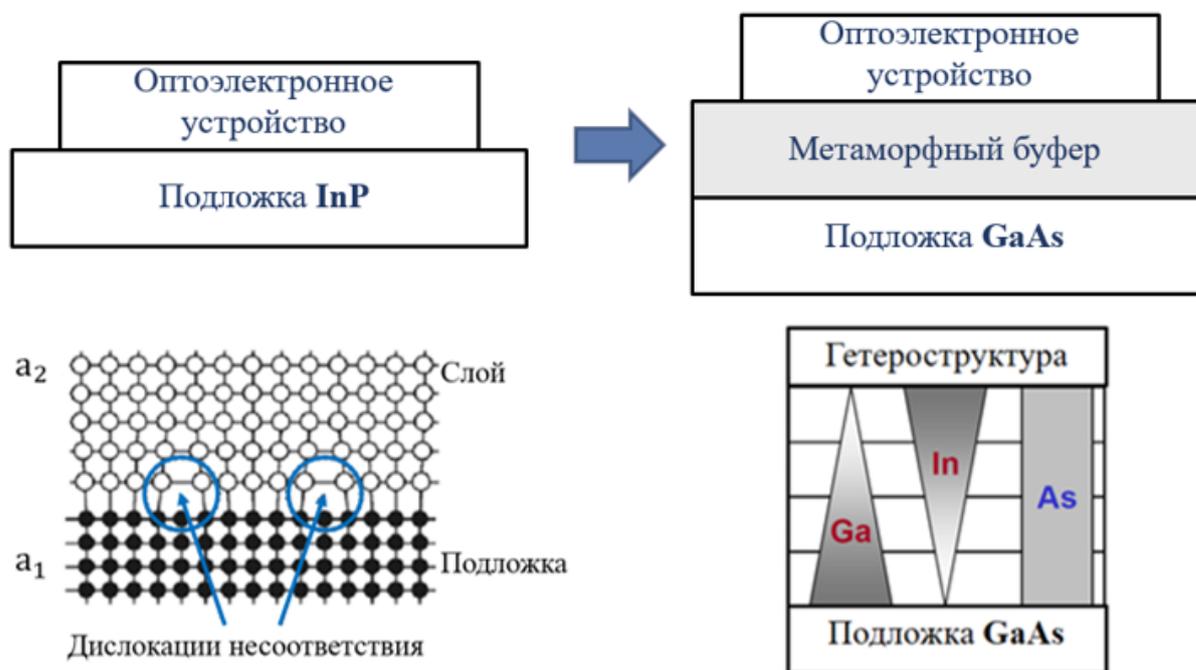


Рисунок 1.9 – Суть метаморфной технологии

Задачей, которая на данный момент еще не решена для системы GaAs/InGaAs, является подбор структуры и режимов роста метаморфных буферных слоев, обеспечивающих снижение плотности прорастающих дислокаций до приемлемого уровня. При этом научным сообществом предпринимаются большие усилия, направленные на теоретическое и экспериментальное исследование процессов, протекающих при выращивании МБС [45-58]. Так, при росте рассогласованных материалов с целью ограничения поверхностных напряжений в пределах режима послойного роста используются метаморфные буферные слои с пошаговым изменением толщин слоев или их состава, чтобы нарастание напряжений было постепенным. В работе [57] моделировалась релаксация напряжений в системах с линейным изменением состава. Продемонстрировано, что критическая толщина зависит от толщины слоя. Также показано, что независимо от места возникновения дислокации, они двигаются по направлению к основанию и краям слоя.

В работах [58, 59] математически показана прямая взаимосвязь силы, действующей на винтовые дислокации, и эффективности скольжения дислокаций вдоль границы раздела. Это препятствует образованию новых дислокаций несоответствия. Также было показано, что закрепление существующих дислокаций внутри градиентного слоя менее вероятно, что также формирует барьер для образования новых дислокаций.

Другим направлением исследований стал выбор материала метаморфного буферного слоя, который бы обеспечил наиболее эффективное снижение плотности прорастающих дислокаций. Авторами работы [60] произведено сравнение слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ и $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$. Более высокая релаксация и более гладкая поверхность были достигнуты в метаморфной структуре $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. Таким образом, установлено, что слои $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ являются предпочтительными для практического применения в сравнении с системой $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$.

В работе [61] произведено сравнение метаморфных буферных слоев $\text{InP}_{1-x}\text{As}_x$ и $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$, выращенных на подложке InP . Обнаружено, что $\text{InP}_{1-x}\text{As}_x$ имеет меньшую шероховатость поверхности, чем $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$. Были сформированы термофотовольтаические устройства на основе этих двух метаморфных структур. Установлено, что более высокую производительность имеют устройства с $\text{InP}_{1-x}\text{As}_x$.

В работе [62] была продемонстрирована возможность роста низкотемпературных слоев InP приборного качества для системы InAsP/InP . Было показано, что остаточной деформацией конечного слоя можно управлять путем выращивания дополнительно слоя, объемная постоянная решетки которого выше, чем у конечного слоя метаморфного буфера. Так, например, если буферный слой выращен до состава $\text{In}_z\text{Ga}_{1-z}\text{As}$, тогда дополнительный слой может быть выращен с составом $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, где $z > x$. Путем подбора толщины дополнительного слоя можно управлять деформацией конечного слоя МБС, т.е. можно сделать его как растянутым, так и сжатым.

В работе [63] представлены результаты исследований метаморфных буферных слоев $\text{GaAs}_y\text{P}_{1-y}$ с градиентным изменением состава, выращенных на подложке GaAs . В последующих работах было показано, что метаморфные слои

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ с градиентным изменением состава имеют более низкую плотность прорастающих дислокаций, чем при росте с постоянным составом. В серии работ [64, 65, 66] были исследованы градиентные буферные слои с комбинациями таких материалов $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$, $\text{GaAs}_y\text{Sb}_{1-y}/\text{InP}$, $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{Sb}/\text{GaSb}$, $\text{InAs}_y\text{P}_{1-y}/\text{InP}$. Успех подходов, использованных в цитированных работах, объясняется увеличением скорости образования дислокаций в латеральной плоскости. По этой причине наиболее вероятным становится движение дислокаций к краям образца вместо прорастания в направлении роста структуры [110]. Дальнейшие исследования были направлены на оптимизацию роста этих градиентных структур [51, 67, 68, 69]. В основном, применялось ступенчатое и линейное изменение состава. Однако сообщений об использовании данных конструкций в серийном производстве полупроводниковых приборов нами найдено не было.

В работе [70] для InGaAs метаморфного буферного слоя с переменным составом проведены исследования зависимости качества слоя от температуры подложки. Авторы данной работы показали, что, как высокие, так и низкие значения температуры приводят к деградации свойств буферного слоя. Было показано, что структуры, выращенные на неотклоненных подложках, обладают меньшей плотностью дислокаций, что связано с релаксацией напряжений через плоскости скольжения.

В работе [49] проводились исследования зависимости качества метаморфных буферных слоев от способа изменения состава. Установлено, что при непрерывном изменении состава может быть достигнута меньшая плотность дислокаций. Увеличение скорости изменения состава приводит к увеличению шероховатости поверхности. Полученный эффект связывался с увеличением силы взаимодействия дислокация-дислокация и поверхность-дислокация, что приводит к снижению скорости скольжения дислокаций и, следовательно, к повышению плотности дислокаций. С целью практического ограничения в таком случае можно использовать подход, при котором на первых этапах роста метаморфного слоя применяется быстрое изменение состава, а при последующим росте скорость изменения состава снижается. Подобный подход обеспечивает повышение

кристаллического качества метаморфных слоев по сравнению с режимами, использующими постоянную скорость изменения состава в буферных слоях одинаковой толщины. Также в работе обсуждается возможность подавления фаз за счет снижения температуры роста, однако скорость скольжения дислокаций при этом также уменьшается.

В работе [51] предложена конструкция метаморфного слоя InGaAs с высокой степенью несоответствия, которая обеспечивается путем введения градиентной границы раздела между ступенчатыми буферными слоями InAsP (рисунок 1.10), выращенными методом газофазной эпитаксии. Произведено сравнение качества кристаллов с градиентной границей и без нее. Согласно результатам исследований, применение градиентной границы раздела между ступенчатыми буферными слоями InAsP вдвое уменьшает шероховатость поверхности и удваивает интенсивность фотолюминесценции эпитаксиальных слоев. Это доказывает, что введение градиентной границы раздела может улучшить качество кристаллов и увеличить слияние дислокаций при росте материалов с большим рассогласованием решеток.

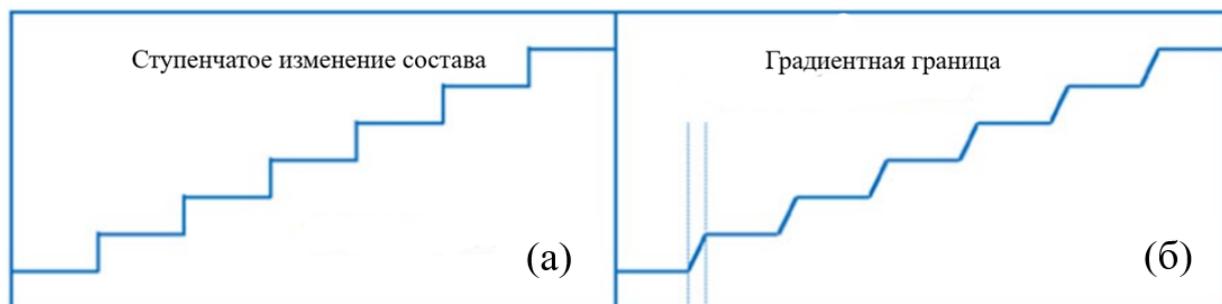


Рисунок 1.10 – Изменение состава ступенчатым образом (а) и ступенчато-градиентным (б) [51]

В работе [71] сообщалось о формировании дискретных метаморфных буферных слоев $\text{In}_{0,83}\text{Al}_{0,17}\text{As}/\text{In}_{0,52}\text{Al}_{0,48}\text{As}$ для фотодиодов на длину волны 2,6 мкм и исследовании влияния числа периодов в них на кристаллическое качество фоточувствительной области $\text{In}_{0,83}\text{Ga}_{0,17}\text{As}$. Увеличение общего числа периодов от 19 до 38 для гетероструктуры $\text{In}_{0,83}\text{Al}_{0,17}\text{As}/\text{In}_{0,52}\text{Al}_{0,48}\text{As}$ той же толщины

продемонстрировало улучшение кристаллического качества для фоточувствительного слоя, выращенного на поверхности данного метаморфного буферного слоя. Структуры, исследованные в цитированной работе, показали повышенную степень релаксации деформации до 99,8%, уменьшенную шероховатость поверхности, увеличенную интенсивность фотолуминесценции. Продемонстрировано повышение фоточувствительности и снижение темновых токов фотодиодов при повышении числа периодов с 19 до 38. Полученные авторами [71] результаты свидетельствуют о том, что путем увеличения количества периодов в буферных слоях с дискретной конфигурацией, можно добиться более эффективного ограничения распространения винтовых дислокаций и снижения плотности остаточных дефектов.

Отметим, что наибольшее количество исследований физических принципов роста метаморфных буферных слоев была проведена для тройных твердых растворов A^3B^5 , выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии. В то же время, опубликовано значительно меньше работ по исследованию четверных твердых растворов. При этом публикуются сведения, что шероховатость поверхности буферного слоя $In_{0,485}Ga_{0,515}P_ySb_{1-y}$, выращенного на подложке GaAs, меньше, чем у буферных слоев InGaAs [72]. Также была обнаружена более низкая степень релаксации упругих напряжений в МБС на основе четверных растворов. К недостаткам четверных растворов можно отнести сложность контроля состава, т.к. адгезия элементов V группы неоднозначна и зависит от температуры роста и конкретного вещества (As или P).

Традиционное применение материала GaInAsSb – это выращивание на согласованных подложках GaSb с целью создания приборных структур. В работе [9] GaInAsSb был выращен на GaAs подложке методом молекулярно-пучковой эпитаксии. Была предложена новая конструкция метаморфического буферного слоя, эффективно подавляющая прорастающие дислокации. Конструкция включала массивы дислокаций на границе раздела GaSb/GaAs и напряженные квантовые ямы GaInSb/GaSb, действующие как дислокационные фильтры. Изображения поперечного среза, полученные с помощью просвечивающей

электронной микроскопии, показали, что большая часть дефектов в таких структурах локализована на границе раздела GaAs/GaSb, а сами дефекты представляли собой массивы дислокаций несоответствия. Показано, что несколько повторений областей с дислокационными фильтрами могут блокировать проникновение в активную область большинства оставшихся дислокаций. Исследования плотности дислокаций на поверхности метаморфного буферного слоя с помощью травления показали, что плотность дислокаций была снижена до значения 10^6 см^{-2} , такое значение является одним из самых низких для рассогласованных материалов, выращенных на подложке GaAs. Изготовленные светодиоды на основе гетероструктур GaInAsSb/GaAs демонстрировали стабильную электролюминесценцию в диапазоне 2,0-2,5 мкм.

Успех в развитии технологии метаморфного роста материалов A^3B^5 на подложках GaAs, связанный с получением низкой плотности дислокаций проложит путь к интеграции различных светоизлучающих устройств на длину волны более 1 мкм с более экономичной подложкой GaAs. В частности, в литературе высказывается мнение о возможности формирования излучающих структур, оперирующих на длинах волн, которые не достижимы при согласованном росте. Так, выращивая квантовые ямы или квантовые точки на поверхности метаморфного буферного слоя, полученного на подложке GaAs, может быть достигнут диапазон длин волн 1,45 – 1,55 мкм [73, 74, 75, 76]. Были продемонстрированы гетероструктуры с квантовыми ямами, выращенные на подложке GaAs с метаморфным буферным слоем InGaAs, и излучающие на длине волны 1,25 – 1,29 мкм [77]. Для получения хорошего качества квантовых ям использовались метаморфные буферные слои. Для улучшения кристаллического качества метаморфных слоев с градиентом состава использовалось легирование буфера бериллием. Использование легирования бериллием как метода улучшения качества буферного слоя продемонстрировано также в работах [78, 79]. Еще один способ улучшения качества поверхности метаморфного слоя и, как следствие, улучшения кристаллического качества излучающей структуры – это использование Sb в качестве поверхностно-активного вещества во время роста буферного слоя [9].

Более того, включение Sb в квантовые ямы позволяет сдвинуть пик фотолюминесценции в более длинноволновую область. Следовательно, в цитированной серии исследований была продемонстрирована возможность получения длинноволновых излучающих гетероструктур для создания приборов оптоэлектроники, выращенных на подложках GaAs, при соответствующей оптимизации метаморфной технологии.

Таким образом, технологии получения метаморфных буферных слоев в настоящее время активно развиваются. Постоянно исследуются различные способы выращивания слоев. Однако все еще остается актуальной задача поиска новых конструкций и материалов с целью получения метаморфных буферных слоев более высокого кристаллического качества и разработки технологии получения буферных слоев.

1.3. Получение гибридных гетероструктур с метаморфными буферными слоями A^3B^5 на подложках Si

В настоящее время степень развития эпитаксиальных технологий позволяет разрабатывать структуру слоев, которая связывает ранее несовместимые системы. В первую очередь следует упомянуть работы по интеграции слоев A^3B^5 на кремниевую платформу. Интерес к данной задаче связан с возможностью создания в слоях A^3B^5 гибридных излучателей, которые, в принципе, могут быть совместимы с кремниевой полупроводниковой технологией. Таким образом можно создать светоизлучающий диод, сформированный эпитаксиально на поверхности кремниевой интегральной схемы [43].

Интеграция устройств A^3B^5 на Si платформу КМОП в настоящее время является весьма актуальной. Перспективным методом является использование процессов гетероэпитаксии для выращивания материалов A^3B^5 непосредственно на Si.

Однако для достижения этой цели необходимо преодолеть ряд проблем технологической и функциональной совместимости. Проблемы создания гибридных эпитаксиальных структур типа A^3B^5/Si для создания оптоэлектронных

устройств хорошо представлены в обзоре [80]. Одной из особенностей роста полярного полупроводника GaAs на неполярной подложке Si является образование антифазных доменов – областей одного и того же материала, но с обратным расположением подрешеток Ga и As. Границы между доменами - антифазные границы (АФГ) - представляют собой пары связей Ga-Ga и As-As, которые могут распространяться в слое через плоскости $\{110\}$, $\{111\}$ и более высокого индекса (рисунок 1.11) [81, 82, 83].

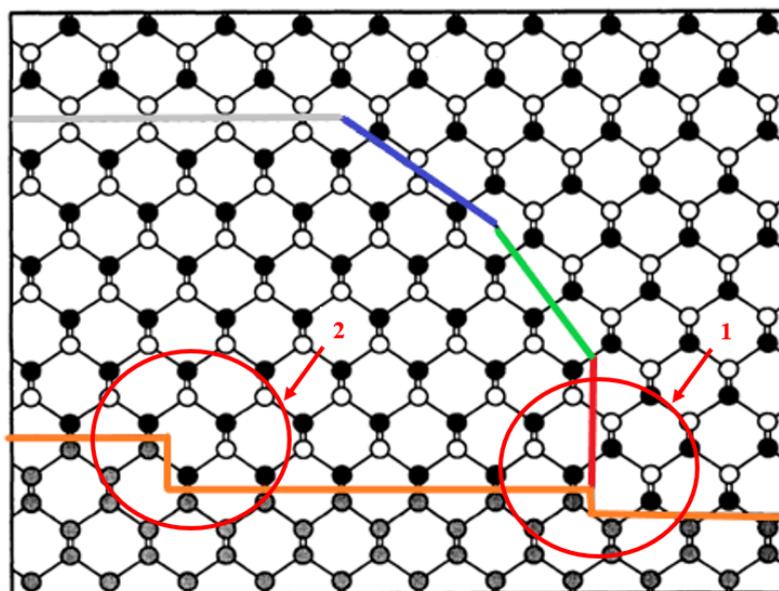


Рисунок 1.11 – Антифазные границы нескольких различных ориентаций в слое GaAs, выращенным на Ge (001) (в примере приведен Ge из-за близости значений параметров решетки Ge и GaAs). Белые, серые и темные кружки обозначают Ga, Ge и As соответственно. Красная, зеленая, синяя и серая линии обозначают АФГ (110), (111), (112) и (001) соответственно. Оранжевая линия указывает положение интерфейса. АФГ выходит из ступени высотой в один монослой (область 1 на рисунке 1.11), но не выходит из ступени высотой в два монослоя (область 2 на рисунке 1.11), поскольку при величине ступени в два монослоя не нарушается порядок расположения атомов GaAs [82]

Из-за образования антифазных границ появляется поле упругих деформаций, которое изменяет межатомные расстояния и, следовательно, электронные состояния, действует как центры диффузии носителей и/или безызлучательной

рекомбинации [83]. В большинстве случаев для роста приборных структур используют подложки с отклонением от основного кристаллографического направления порядка $4^\circ - 6^\circ$ (рисунок 1.12), что считается известным способом блокирования формирования антифазных границ [84]. Считается, что при отклонении подложки от основного кристаллографического направления, может образоваться атомная плоскость, которая задает направление роста и не имеет собственных ступеней. В таком случае основными дефектами станут дислокации несоответствия и прорастающие дислокации.

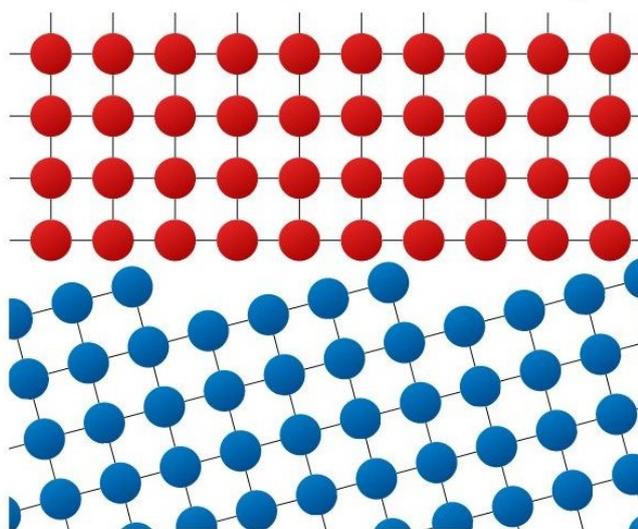


Рисунок 1.12 – Схематическое изображение использования подложки с отклонением для избегания образования антифазных границ

В работах [85, 86, 87] сообщалось об изготовлении лазеров на основе GaAs с квантовыми ямами InGaAs (КЯ), а также квантовых точек (КТ) InAs на подложках Si [88, 89]. Почти во всех случаях рост лазерных структур A^3B^5 проводился на подложках Si (001) с отклонением $4^\circ - 6^\circ$ во избежание образования антифазных границ [90].

Несмотря на успешные результаты, использование отклоненных подложек не лишено ряда недостатков. Во-первых, рост на отклоненных подложках полностью не решает проблему образования антифазных границ, а использование подложек с большими углами отклонения является чрезвычайно дорогостоящим решением и

затрудняет интеграцию компонентов, выращенных на данных подложках, в КМОП. Во-вторых, современные кремниевые технологии отработаны для неотклоненных подложек Si (001) (с углом отклонения менее $0,5^\circ$) [91]. Основная часть кремниевой индустрии рассчитана на подложки Si(001) без отклонения [92, 93]. В-третьих, использование данного метода не избавляет от необходимости выращивания буферного слоя Ge на кремнии, который формируется для компенсации рассогласования по параметру решетки между GaAs и Si. При росте на отклоненных подложках Si (001) буферные слои Ge имеют более низкое качество кристаллов по сравнению с ростом на неотклоненных подложках Si (001) [94]. Наконец, существуют технические трудности, связанные с откалыванием высококачественных зеркальных граней у образцов, выращенных на отклоненных подложках Si (001) [95]. Таким образом, структуры, которые выращены на отклоненных подложках, требуют более точной обработки после выращивания, чтобы не ухудшать характеристики лазеров с выходом излучения из торцевой грани.

Поэтому использование точно ориентированных подложек Si (001) является предпочтительным для интеграции активных элементов A^3B^5 в кремниевую технологию электроники.

Развитие технологии оптоэлектронных приборов на кремниевых подложках рассмотрено в работах [95, 96]. Так, были продемонстрированы лазерные структуры диапазона 1 – 1,1 мкм на основе гетероструктур GaAs/AlGaAs с КЯ InGaAs [92].

В работе [97] продемонстрированы полупроводниковые лазеры A^3B^5 с электрической накачкой, эпитаксиально выращенные на неотклоненных кремниевых подложках (001) без использования буферных слоев германия (вместо них использовался буферный слой GaP). Структура содержала массивы квантовых точек InAs/GaAs в качестве активной области.

В работе [99] методом молекулярно-пучковой эпитаксии выращен лазер с квантовыми ямами InGaAs на точно ориентированной подложке Si (001) с использованием буферного слоя GaP. Таким образом, авторы цитированных выше

двух работ продемонстрировали возможность использования буферных слоев GaP/GaAs_xP_{1-x} вместо буфера Ge, для перехода параметра решетки от Si к GaAs. Однако у данного метода также есть недостатки, связанные со сложностью образования гладкой пленки GaP на Si, поскольку зародышеобразование GaP часто происходит по механизму Вольмера-Вебера, что приводит к образованию большого количества дефектов во время последующего роста [91, 99]. Это является фундаментальным ограничением, и преодолеть его достаточно сложно. Кроме того, из-за довольно небольшого несоответствия параметров решетки между GaP и Si (0,37%) дислокации несоответствия главным образом будут располагаться в буфере GaAs_xP_{1-x}. В результате, для достижения приемлемой плотности дислокаций, необходимо выращивание более толстого метаморфного буферного слоя (как минимум 1 мкм) [100], что в некоторых случаях является недопустимым. В работе [98], была выращена лазерная структура, в которой для перехода от параметра решетки подложки Si к параметру решетки GaAs использовался буферный слой GaP. Однако полученный прибор имел высокую плотность порогового тока (5,6 кА/см²) и генерировал только в импульсном режиме накачки при длительности импульса 100 нс и частоте 5 кГц.

Отметим, что наибольший прогресс в области получения гибридных структур был достигнут при применении метода молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Конкурентной альтернативой технологии МЛЭ является метод МОС-гибридной эпитаксии, который в настоящее время используется для выращивания большинства промышленно выпускаемых полупроводниковых приборов. Значительный технологический интерес представляет создание гибридных компонентов оптических пар для массовой кремниевой интегральной электроники именно этим методом.

Глава 2. Получение рассогласованных слоев A^3B^5 на подложках GaAs и Si методом МОС-гидридной эпитаксии

В данной главе приведено описание базовой технологии, применяемой в настоящем исследовании – МОС-гидридной эпитаксии. Рассмотрены основные химические реакции, протекающие в реакторе при эпитаксиальном росте указанным методом. Помимо описания общих особенностей метода рассмотрены технологические особенности используемой установки, основные параметры роста, влияющие на характеристики гетероструктур, получаемых в данном технологическом процессе.

МОС-гидридная эпитаксия (МОГФЭ или газофазная эпитаксия из МОС) основана на подаче в ростовую зону исходных компонентов эпитаксиальных слоев в виде легколетучих простых веществ или соединений в потоке газа-носителя. В реакторе происходит разложение этих материалов, стимулированное термическим или иным путем, и идут химические реакции с их участием, при этом требуемые компоненты осаждаются на подложку [101].

МОС-гидридная эпитаксия получила свое название из-за веществ, металлорганических соединений (МОС) и гидридов, выступающих в роли исходных компонентов, в результате реакций которых получают эпитаксиальные слои. Металлорганические соединения – это класс веществ, содержащих металл-углеродные или металл-кислород-углеродные связи. Большинство МОС при комнатной температуре являются жидкостями, и их отличительная особенность состоит в том, что они обладают высоким давлением паров, вследствие чего могут быть легко доставлены в реактор. Гидриды при комнатной температуре являются газами и поступают в реактор разбавленными инертным газом-носителем [102, 103].

МОС-гидридная эпитаксия широко применяется для выращивания эпитаксиальных слоев полупроводниковых структур типа A^3B^5 . Основными соединениями при выращивании эпитаксиальных слоев являются триметилгаллий (TMGa), триметилиндий (TMIn), триметилалюминий (TMAI), триэтилгаллий (TEGa), диэтилцинк (DEZn) и диметилкадмий (DMCD). Типичными гидридами же

являются фосфин (PH_3), арсин (AsH_3), аммиак (NH_3), а также силан, разбавленный водородом (SiH_4/H_2). Для получения легированных углеродом слоев также применяют тетрахлорид углерода (CCl_4) [106].

Метод МОС-гидридной эпитаксии – современная технология синтеза полупроводниковых гетероструктур, которая широко применяется в промышленности. В связи с этим, актуальной задачей является разработка технологии роста метаморфных буферных слоев именно этим методом [104].

2.1. Основные конструктивные элементы установок МОС-гидридной эпитаксии

Установки МОС-гидридной эпитаксии по конструктиву могут быть разделены на две большие группы: работающие при атмосферном давлении газа-носителя и при пониженном давлении. В установках, работающих при атмосферном давлении газ-носитель на выходе из реактора выбрасывается в атмосферу, таким образом, для обеспечения потока вещества в направлении подложки в реакторе должно создаваться давление несколько выше атмосферного [105, 106]. В установках, работающих при пониженном давлении, выход реактора соединен с вакуумной системой. Ключевыми элементами установок МОС-гидридной эпитаксии, работающих при пониженном давлении, являются газораспределительная система, кварцевый реактор с системой нагрева, вакуумная система и система электронного управления. В газораспределительной системе осуществляется подготовка потоков исходных компонентов, которые подаются в реактор, где при заданных температуре и давлении происходит рост эпитаксиальных слоев. Вакуумная система обеспечивает прохождение парогазовой смеси через реактор и поддержание давления в реакторе на требуемом уровне, а система электронного управления ответственна за контроль и программируемое изменение параметров исполнительных элементов установки МОС-гидридной эпитаксии [105].

На рисунке 2.1 изображена схема горизонтального реактора и схематически показано распределение скоростей v и температуры T в газовом потоке. При

поступлении в реактор исходных продуктов под действием температуры происходит пиролиз (термическое разложение) металлоорганических соединений и гидридов. Температура роста является одним из основных ростовых параметров. Устанавливаемое значение данного параметра зависит от температуры разложения соединений, используемых в росте. Кроме того, температура роста оказывает влияние на структуру и состав формируемых слоев. При разложении соединений на поверхности подложек осаждаются продукты реакции, что и обеспечивает рост эпитаксиальных слоев.

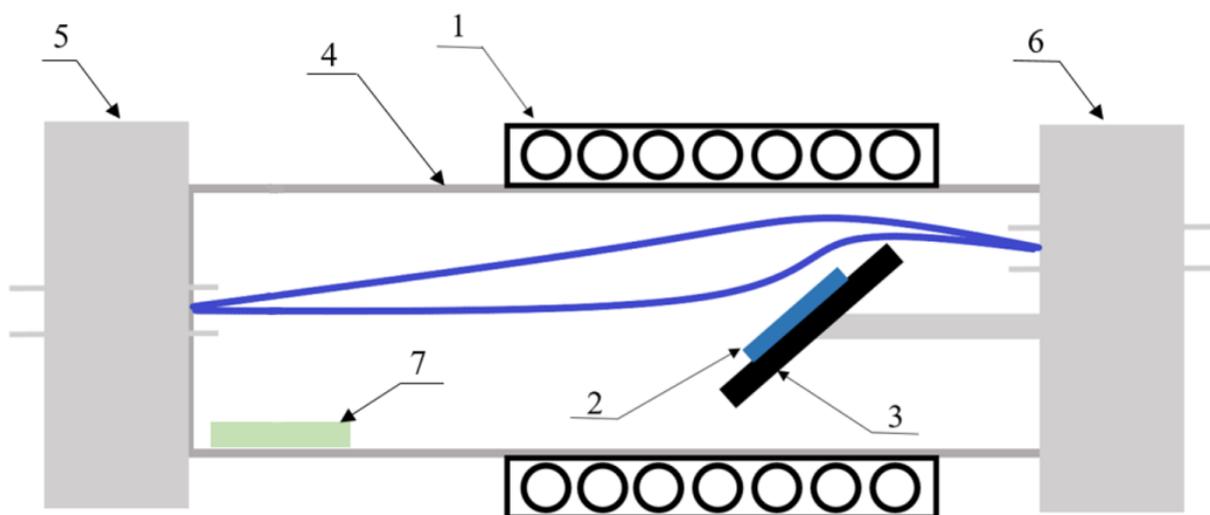


Рисунок 2.1 – Схема горизонтального реактора открытого типа:

1 – резистивный нагреватель, 2 – подложка, 3 – подложкодержатель,
4 – кварцевый корпус, 5, 6 – фланцы с водяным охлаждением, 7 – мишень для легирования из твердой фазы

Важной конструктивной особенностью реактора, используемого в настоящей работе, является наклон подложкодержателя под углом примерно 45° к направлению потока газов, что отличает используемую нами схему от горизонтального и вертикального размещения подложек [105]. Особенности роста слоев при таком расположении подложек были исследованы ранее в работах [108, 109].

Использование технологии МОС-гидридной эпитаксии дает ряд существенных преимуществ по сравнению с другими методами роста [105]:

- Чрезвычайно высокое качество выращиваемых слоев (большая скорость роста при высокой однородности легирования и воспроизводимости);
- Высокая производительность. В методе МОС-гидридной эпитаксии не требуется достижение сверхвысокого вакуума (как в технологии МПЭ), рост может осуществляться из парогазовой смеси как при атмосферном, так и при пониженном давлении (от 2 до 100 кПа);
- Гибкость технологии: различные материалы могут быть выращены на одной установке в течение одного процесса;
- Возможность формирования резких границ, что важно при получении гетероструктур.

Хотя температуры роста в методе МОС-гидридной эпитаксии, как правило, выше, чем в методе молекулярно-лучевой эпитаксии, возможность формирования гетерограниц с атомной резкостью для данного метода сохраняется, поскольку резкость границ управляется не только температурой, но и потоками реагентов, скоростью переключения между ними.

2.2. Влияние основных параметров роста на свойства твердых растворов

A^3B^5

Как отмечалось выше, одним из преимуществ метода МОС-гидридной эпитаксии по сравнению с МЛЭ является более высокая скорость роста, что позволяет формировать более толстые эпитаксиальные слои при тех же временах проведения процесса. При росте сравнительно толстых слоев, состоящих из элементов A^3B^5 (например, GaAs), необходимо выбрать оптимальный диапазон температур роста таким образом, чтобы на подложку осаждалось максимальное количество вещества, т.е. обеспечить наиболее высокую степень разложения исходных компонентов. В то же время температура должна быть не настолько высока, чтобы не активировать интенсивную десорбцию с поверхности растущего слоя.

Еще одной причиной для нахождения оптимального режима роста, в частности температуры роста, является количество остаточных примесей в

получаемых слоях. Установлено, что с увеличением температуры увеличивается вхождение как донорной, так и акцепторной примесей в процессе выращивания (рисунок 2.2) [106]. Основной примесью для полупроводников A^3B^5 является углерод, входящий в растущие слои вместо элемента пятой группы (например, As) и появляющийся вследствие пиролиза исходных реагентов и/или переразложения конечных продуктов, таких как CH_4 и его радикалов. Концентрация углерода также увеличивается при низких температурах $T < 600$ °C [106].

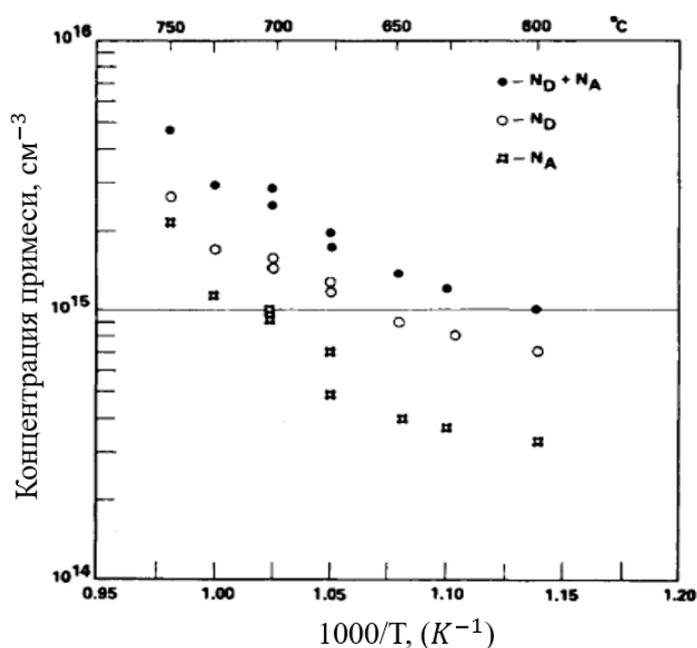


Рисунок 2.2 – Зависимость концентрации доноров (N_D), акцепторов (N_A) и полной концентрации примеси ($N_D + N_A$) от температуры роста [106]

Меняя температуру подложки, возможно управляемое изменение концентрации примесей, что, в том числе, позволяет управлять степенью чистоты формируемых эпитаксиальных слоев.

Другим важнейшим регулировочным параметром ростового процесса является отношение общего потока источника 5-й группы к общему потоку источников 3-й группы (V/III). Указанный параметр, наряду с ростовой температурой оказывает сильное влияние как на чистоту (количество остаточных примесей), так и на электрофизические свойства получаемых слоев. Например, при повышении отношения V/III концентрация углерода в растущем слое уменьшается

как вследствие взаимодействия его с радикалами AsH_x и атомарным водородом на поверхности, получаемым вследствие пиролиза [106], так и за счет уменьшения числа вакансий As в растущем слое, которые атомы углерода могут занять. При снижении отношения V/III формируется материал *p*-типа проводимости с высокими концентрациями углерода в выращенных слоях. В работе [105] такой эффект был продемонстрирован для GaAs.

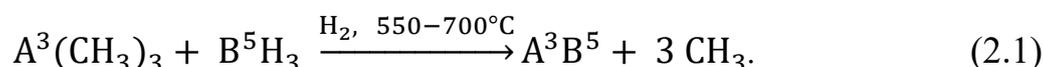
Изменение потока материалов 3 группы (TMGa, TEGa и др.) приводит к изменению скорости роста. Также, в зависимости от соотношения потоков 3 и 5 групп можно получить слои с различным типом проводимости [105]. При критическом значении отношения V/III материал становится полуизолирующим вследствие почти полной компенсации акцепторов углерода донорами с концентрацией, которая повышается с увеличением потока AsH_3 .

Наконец, еще одним «настроечным» технологическим параметром является вид металлорганического соединения, подаваемого в зону реакции. Так, для GaAs, выращенного при использовании TEGa и AsH_3 , концентрация углерода относительно невелика, и электрические свойства намного меньше зависят от отношения потоков компонент V и III групп. Этот факт связан с тем, что при использовании TEGa продуктом реакции после пиролиза является C_2H_4 , энергия разложения которого выше, чем у CH_4 .

2.3. Механизмы реакций в методе газофазной эпитаксии

Знание химических реакций, протекающих при эпитаксиальном росте материалов A^3B^5 , имеет важное значение, поскольку дает ключ к решению некоторых проблем МОС-гидридной эпитаксии (паразитные реакции, примеси, безопасность и т.д.) [105].

Общие реакции для двухкомпонентных систем можно представить в следующем виде:



Реакции для трехкомпонентной системы на примере твердого раствора $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$:



Трудности описания процессов возникают, главным образом, из-за двух особенностей метода МОС-гидридной эпитаксии:

- пиролиз МОС и гидридов, а также реакции между продуктами могут произойти и в газе (гомогенные процессы), и на поверхности стенок реактора или поверхности подложки (гетерогенные процессы);
- неоднородное распределение по составу и уровню легирования полученных слоев из-за присутствия непостоянных химических элементов (радикалы разной степени).

Качественный и, в особенности, количественный анализ разновидностей реакций является трудным и может дать расхождение результатов в зависимости от экспериментальных методов, используемых для того, чтобы осуществить забор газовой смеси и определить точные условия, происходящие в процессе роста. Местный анализ, то есть анализ, проводящийся непосредственно на конкретной установке, является более предпочтительным [105, 106]. Большое внимание исследователей было сосредоточено на следующих темах: пиролиз МОС, протекающие реакции взаимодействия с гидридами и газом-носителем, эффекты давления; углеродистые соединения, образующиеся из различных продуктов реакций; темп роста и т.д. [105, 106].

Как отмечалось выше, при эпитаксиальном росте возможны два механизма пиролиза – гомогенный и гетерогенный. При осуществлении гетерогенного механизма химические реакции, которые происходят при разложении соединений и синтезе полупроводникового материала происходят на поверхности подложки. При этом достигают поверхности подложки молекулы и радикалы галлия или индия, которые при адсорбции на поверхности подложки, вступают в гетерогенную реакцию с адсорбированными молекулами арсина:



или



В случае гомогенного механизма пиролиза все химические реакции происходят в газовой фазе: соединения ТМГ и AsH_3 образуют комплексы, которые при нагреве, вследствие перемешивания газа при движении вдоль реактора, образуют кластеры GaAs, которые диффундируют к поверхности подложки, адсорбируются и встраиваются в кристаллическую решетку [106, 107]. Доминирование одного из механизмов пиролиза зависит от условий роста: конструкции реактора, скорости газового потока, концентрации исходных веществ и материала подложки.

При описании процессов гетерогенных химических реакций весь процесс разделяют на две стадии: перенос вещества в газовой фазе (диффузионная стадия) и процессы на растущей поверхности (кинетическая стадия). Первая стадия заключается в доставке реагирующих веществ к растущему полупроводниковому материалу и удаление продуктов реакции в газовую фазу. Вторая стадия – это процессы на поверхности. К ним относятся адсорбция реагирующих веществ, их химическое взаимодействие на поверхности, т.е. реакция и десорбция продуктов реакции. При относительно низких (~ 500 °C) температурах, когда скорость химических реакций невысока, скорость роста ограничивается термическим разложением химических соединений, которые происходят на поверхности подложки, т.е. процесс протекает в кинетическом режиме. При более высоких температурах (> 600 °C) происходит переход к диффузионному режиму, в котором скорость реакции ограничена скоростью доставки разлагаемых соединений к подложке [106, 107].

В качестве практически важного примера рассмотрим разложение ТМGa на подложке GaAs в окружении H_2 [106]. Указанный процесс, главным образом, является гомогенным. В присутствии H_2 главным продуктом, образовавшимся после реакции разложения, является CH_4 . При тепловом разложении ТМGa происходят гомогенные реакции, вовлекающие свободные радикалы (хотя вклад от

гетерогенных реакций не может быть исключен) и вещества, находящиеся в газовой фазе, которые могут описываться следующей последовательностью:



Параметры разложения ТМGa сильно изменяются в присутствии AsH_3 . В этом случае:

- снижается температура 50 % разложения (температура, при которой разлагается половина вещества);
- главным продуктом реакции является CH_4 , в то время как остальные присутствуют только в следах реакции [106].

Присутствие твердого GaAs в зоне реакции значительно влияет на взаимодействие между ТМGa и AsH_3 .

Тепловое разложение ТЕGa в атмосфере H_2 осуществляется аналогично процессу разложения триметилгаллия. Главный газообразный продукт разложения C_2H_4 сопровождается также формированием следующих веществ: C_4H_{10} и C_2H_6 . Разложение триэтилгаллия в присутствии AsH_3 приводит к увеличению отношения этан/этен в продуктах.

Хотя газ-носитель активно участвует в тепловом разложении одних только металлоорганических соединений, его роль резко снижается в условиях роста в методе МОС-гидридной эпитаксии. Множество проведенных разными группами исследований показывают существенные различия в механизмах роста, наблюдаемые при использовании ТМGa, с одной стороны, а также ТЕGa и трибутилгаллия (ТВGa), с другой, хотя свидетельства прямого взаимодействия с AsH_3 были найдены для всех Ga-органических составов [110, 111, 112]. Значительно большее влияние на рост соединений A^3B^5 оказывают свойства

подложек, на которые они осаждаются. Именно это влияние и является предметом рассмотрения настоящей диссертационной работы.

2.4. Методы выращивания метаморфных буферных слоев

Детальное рассмотрение физики роста эпитаксиальных слоев в условиях сильного рассогласования параметров решетки выполнено в главе 1. В данной главе рассмотрим практические подходы к выращиванию такого вида слоев. Как отмечалось выше, основным видом дефектов, формирующихся при росте A^3B^5 метаморфных структур на A^3B^5 подложках, являются прорастающие дислокации. Дислокации несоответствия образуются в случае, когда имеет место рассогласование кристаллических решеток и по мере роста слоя достигается критическая толщина, при которой происходит релаксация механических напряжений за счет образования дислокаций несоответствия. В данном процессе при большом рассогласовании могут, также образовываться и прорастающие дислокации.

Основная задача при росте метаморфных слоев – обеспечить условия для преимущественного образования дислокаций несоответствия, которые лежат в плоскости роста структуры и не оказывают негативного влияния на приборные характеристики, выращиваемых структур, а также условия для подавления прорастающих дислокаций, которые крайне негативно сказываются на приборных характеристиках.

Методы борьбы с прорастающими дислокациями зависят от степени рассогласования кристаллических решеток подложки и активного слоя структуры. В главе 1 были показаны различные варианты формирования метаморфного буферного слоя, известные из научных публикаций и патентов, при переходе от постоянной решетки 1 к постоянной решетки 2 (рисунок 1.7):

- 1) метаморфный слой с плавным изменением постоянной решетки;
- 2) метаморфный слой со ступенчатым изменением постоянной решетки;

- 3) метаморфные слои с плавным изменением постоянной решетки, разделенные «залечивающими» областями, в границах которых постоянная решетки не изменяется;
- 4) метаморфные слои с плавным изменением постоянной решетки, разделенные «инверсными» областями.

Рассмотрим эффективность применения данных вариантов роста метаморфных буферных слоев. При этом в зависимости от величины рассогласования кристаллических решеток подложки и активного слоя выделяют три группы материалов: с малым рассогласованием ($< 2\%$), с рассогласованием ($2...4\%$) и с сильным рассогласованием ($> 4\%$). Эффективность различных методов роста МБ зависит от степени рассогласования кристаллических решеток.

2.4.1. Рост в условиях малого рассогласования параметров решетки ($< 2\%$)

1. Увеличение толщины метаморфного буферного слоя.

Данный метод заключается в увеличении толщины метаморфного слоя вплоть до нескольких микрометров [113, 114]. В результате большая доля прорастающих дислокаций, зародившихся на начальном этапе формирования метаморфного слоя, достигает краев структуры и не выходит на поверхность МБС. Основное преимущество данного метода – это простота реализации, поскольку при небольшом рассогласовании кристаллических решеток для подавления прорастающих дислокаций достаточно увеличить толщину градиентного слоя или слоя с постоянным составом. К недостаткам данного метода можно отнести чрезмерное повышение толщины структуры, что обуславливает повышение длительности эксперимента, избыточный расход реагентов и, в конечном итоге, повышает себестоимость. Поэтому данный метод в настоящей работе не рассматривался.

2. Применение ступенчатого изменения состава метаморфного буферного слоя.

Данный метод заключается в формировании метаморфного буферного слоя, состав которого изменяется ступенчатым образом. Таким образом, МБС состоит из нескольких тонких слоев (толщиной около 100 нм) постоянного состава, а состав этих слоев отличается на небольшую величину. В результате применения данного метода происходит плавное изменение параметра решетки, что приводит к неполной релаксации механических напряжений и уменьшению числа дислокаций несоответствия [50, 51]. Множественные гетерограницы, формирующиеся при переходе от слоя к слою, могут являться препятствиями при движении дислокаций в направлении перпендикулярном плоскости роста структуры. При использовании данного метода увеличивается скорость образования дислокаций в латеральной плоскости, что приводит к движению дислокаций к краям образца и уменьшению количества прорастающих дислокаций [71]. Данный метод применялся в настоящей работе при формировании структур с малым рассогласованием. Описание структур с метаморфными слоями, выращенными этим методом, представлено в пункте 2.5.1 настоящей главы.

2.4.2. Рост в условиях рассогласования параметров решетки от 2 % до 4 %

1. Применение ступенчатого изменения состава метаморфного буферного слоя [50, 51].

Описание метода приведено в п.2.4.1. Основным преимуществом данного метода применительно к росту слоев с рассогласованием (2...4) % является относительная простота реализации, однако при рассогласовании около 3 % для снижения плотности прорастающих дислокаций необходимо использовать метаморфный слой крайне большой толщины, недостатки которого отмечались выше.

2. Комбинация ступенчатого и линейного изменения состава метаморфного буферного слоя [50, 51].

Данный метод заключается в последовательном чередовании областей метаморфного буферного слоя с линейным изменением состава и областей с постоянным составом, так называемых «залечивающих» областей. В результате изменение параметра решетки и зарождение дислокаций происходят в областях с линейным изменением состава, а в областях с постоянным составом происходит релаксация механических напряжений и блокировка распространения дислокаций на гетерограницах [50, 51]. Применение указанного метода обеспечивает достаточно высокую скорость образования дислокаций в латеральном направлении, при этом не приводит к большому увеличению толщины метаморфного буферного слоя. Высокая плотность «латеральных» дислокаций позволяет снизить упругие напряжения без существенного влияния на характеристики функционального слоя. Данный способ в настоящей работе не рассматривался. В виду невозможности линейного изменения состава материалов применяемой в настоящей работе эпитаксиальной установке.

3. Создание инверсионных ступеней [50].

Данный метод заключается в последовательном чередовании в МБС областей с плавно меняющимся составом (как правило линейным образом) и областей с постоянным составом, при этом, в конце области с переменным составом происходит уменьшение содержания материала (плавно или скачком) таким образом, чтобы параметр решетки слоя немного уменьшился. Это позволяет ликвидировать механические напряжения к концу инверсного слоя и получить ненапряженный слой. Кроме того, инверсные слои, создавая локальные поля механической деформации, препятствуют прорастанию дислокаций в вышележащие слои, заставляя их изгибаться и замыкаться на гетерогранице [51]. Этот способ обеспечивает высокую скорость образования дислокаций в латеральном направлении, при этом инверсионные ступени препятствуют распространению дислокаций в объем структуры. К минусам метода можно

отнести сложность реализации, поскольку требуется расчет высоты и ширины инверсионной ступени. Данный способ в настоящей работе не рассматривался.

2.4.3. Рост в условиях сильного рассогласования параметров решетки (> 4 %)

1. Комбинация ступенчатого и линейного изменения состава метаморфного буферного слоя.

Данный способ был рассмотрен в предыдущем разделе. Как отмечалось выше, он обеспечивает высокую скорость образования дислокаций в латеральном направлении, что приводит к быстрой релаксации упругих напряжений. Это делает указанный метод пригодным и для роста слоев с сильным рассогласованием. Недостатком представленного подхода при данном рассогласовании является необходимость формирования слоя большой толщины.

2. «Дислокационные фильтры».

Данный метод заключается в выращивании нескольких пар чередующихся напряженных, тонких слоев (около 10 нм) [115]. В результате формируются области с локальным напряжением вблизи гетерограниц, которые препятствуют распространению дислокаций в объем структуры за счет изгиба и замыкания дислокаций на напряженной границе. Указанный метод обычно применяется в комбинации с другим способом формирования метаморфного слоя. В таком случае переход к новому параметру решетки осуществляется за счет изменения состава, а множество гетерограниц дислокационного фильтра эффективно препятствует распространению дислокаций в объем структуры за счет образования механических напряжений на гетерограницах, не приводя при этом к большому увеличению толщины МБС. Данный способ применялся в настоящей работе при формировании структур на подложках кремния. Описание структур с такими буферными слоями представлено в п.2.5.3 настоящей главы.

3. Параболическое изменение состава метаморфного буферного слоя.

Суть такого подхода заключается в том, что на начальной стадии роста изменение состава происходит достаточно резко, а далее по мере увеличения толщины слоя скорость изменения состава уменьшается [116]. В результате

применения данной схемы образование основной доли дислокаций несоответствия происходит на начальной стадии роста. При дальнейшем росте МБС дислокации могут аннигилировать. Указанный метод обеспечивает высокую скорость образования дислокаций в латеральном направлении, при этом также, как и в предыдущем случае, он не приводит к большому увеличению толщины метаморфного буфера. Данный способ в настоящей работе не рассматривался.

4. Дискретное изменение состава метаморфного буферного слоя.

Процесс формирования дискретного МБС заключается в изменении толщин чередующихся попарно материалов в противоположных направлениях по мере роста буферного слоя, при этом состав слоев остается прежним [71]. В результате, дискретный МБС состоит из множества пар различных материалов различной толщины, в которых происходит блокировка распространения дислокаций на гетероинтерфейсах.

Такой способ изменения состава метаморфного буферного слоя применялся в данной работе при формировании фоточувствительных структур на длину волны 1,3 мкм. Описание таких структур представлено в п. 2.5.2.

2.4.4. Рост в условиях сильного рассогласования и разнородных материалов

При создании гибридных эпитаксиальных структур типа A^3B^5/Si помимо рассогласования параметров кристаллической решетки различается валентность элементов подложки и буфера. Это приводит к особенности роста полярного полупроводника GaAs на неполярной подложке Si, а именно – к образованию антифазных границ. Антифазные границы – это тип плоского кристаллографического дефекта, при котором атомы внутри области кристалла расположены в порядке, противоположном порядку атомов в совершенной системе решетки [82, 117]. Рассматриваемый вид дефекта оказывает существенное влияние на свойства слоев A^3B^5 : из-за образования АФГ появляется поле упругих деформаций, которое изменяет межатомные расстояния и, следовательно, электронные состояния, действует как центры диффузии носителей и/или безызлучательной рекомбинации [80, 81, 82, 83].

Существует два основных технологических приема для предотвращения прорастания антифазных границ вглубь структуры.

Использование отклоненных подложек для роста [84].

Метод заключается в использовании для эпитаксии подложек, нормаль которых отклонена от основного кристаллографического направления на величину от 0,5 до 6 градусов. В таком случае образуется латеральная плоскость, которая задает направление роста и ступени, имеющиеся на поверхности, практически не влияют на характеристики растущего слоя [85, 88, 89, 90].

Применение «дислокационных фильтров» [93, 94, 95].

Детали подхода, связанного с применением дислокационных фильтров, обсуждались в п.2.4.3. В настоящей диссертации данный метод применялся для роста структур типа A^3B^5/Si , поскольку кремниевая индустрия рассчитана на использование подложек Si (001) без отклонения и первый способ роста плохо совместим с основным технологическим процессом кремниевых структур.

2.5. Метаморфные структуры, исследуемые в настоящей работе

2.5.1. Структуры с малым рассогласованием

Серия А, структуры А1-А10

Практическим основанием для исследования роста слоев с малым рассогласованием параметров решетки (<2 %) является разработка лабораторной технологии изготовления светодиодов, излучающих на длине волны 1,3 мкм. С этой целью рассмотрена система на основе гетероструктур GaAsSb/GaAs, где твердый раствор $GaAs_ySb_{1-y}$ выполняет функцию метаморфного буферного слоя со ступенчатым изменением состава. При создании лабораторных образцов светодиодов решалась задача определения взаимосвязи скорости роста слоя и кристаллического качества метаморфного буферного слоя. Для этого была выращена серия из 4-х структур с различными скоростями роста: 2, 4, 6, 8 Å/с (структуры А1, А2, А3 и А4, соответственно). Структуры имели одинаковую конструкцию и отличались только скоростью роста метаморфного слоя. Скорость

роста задавалась изменением потока Ga. Дизайн структур представлен в таблице 2.1.

Использовалась следующая схема роста: на подложке GaAs выращивался буферный слой GaAs при температуре 650 °С толщиной 600 нм, затем метаморфный буферный слой $\text{GaAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ толщиной 500 нм со ступенчатым изменением состава от $x = 0$ на границе с подложкой до $x = 20$ на границе с функциональными слоями.

Другим важнейшим параметром, влияющим на качество буферного слоя, является температура роста. Для определения значения температуры роста метаморфного слоя GaAsSb, для которого характерна наименьшая концентрация дефектов, выращивались структуры А5, А6, А7. Конструкция данных структур аналогична конструкции, представленной в таблице 2.1, рост метаморфного слоя выполнялся при скорости 2 Å/с, а температура варьировалась в диапазоне 540 – 600 °С.

Таблица 2.1 – Дизайн структур А1 – А7

№ слоя	Слой	Толщина слоя, нм	Функциональное назначение слоя	Варьируемый параметр
	Подложка <i>n</i> - GaAs			
1	<i>n</i> - GaAs	600	Буферный слой для пассивации дефектов подложки	
2	МБС <i>n</i> - $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ со ступенчатым изменением состава n - GaAs \rightarrow $\text{GaAs}_{0,8}\text{Sb}_{0,2}$	500	Метаморфный слой как основа дальнейшего роста	Скорость и температура роста: А1 – 2 Å/с (600 °С) А2 – 4 Å/с (600 °С) А3 – 6 Å/с (600 °С) А4 – 8 Å/с (600 °С) А5 – 2 Å/с (540 °С) А6 – 2 Å/с (570 °С) А7 – 2 Å/с (600 °С)
3	<i>n</i> - $\text{GaAs}_{0,8}\text{Sb}_{0,2}$	100	Покровный слой для оценки кристаллического качества	

Поскольку конечной целью работы являлось создание лабораторного образца светодиода, нами была предложена конструкция светоизлучающей структуры А8. Данная конструкция является дополнением конструкции, представленной в таблице 2.1, где в середине слоя GaAsSb была сформирована квантовая яма InGaAs с содержанием In около 40%. Дизайн структуры представлен в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Дизайн светоизлучающих структур А8 и А9

№ слоя	Слой	Толщина слоя, нм	Функциональное назначение слоя	Варьируемый параметр
	Подложка n - GaAs			
1	n - GaAs	600	Буферный слой для пассивации дефектов подложки	
2	МБ n - GaAs $_{1-x}$ Sb $_x$ со ступенчатым изменением состава, n - GaAs \rightarrow n - GaAs $_{0,8}$ Sb $_{0,2}$	500	Метаморфный слой как основа дальнейшего роста	Скорость роста А8 – 2 Å/с (540 °С) А9 – от 2 Å/с до 0 Å/с дискретно (прерывание роста) (540 °С)
3	КЯ i -In $_{0,4}$ Ga $_{0,6}$ As	8	Квантовая яма	
4	p - GaAs $_{0,8}$ Sb $_{0,2}$	500	Слой p -типа проводимости для создания p - n -перехода	

Для улучшения излучающих характеристик структуры А8 был предложен технологический подход, который заключался в том, что в процессе роста метаморфного слоя GaAsSb каждые 100 нм прекращалась подача Ga на 10 секунд. В результате была получена структур А9, дизайн которой аналогичен структуре А8 (таблица 2.2).

С целью сравнения метаморфных слоев на основе материалов GaAsSb и InGaAs (материал, для которого технология выращивания метаморфных слоев

хорошо отработана) были получены структуры типа А10. Структуры имели дизайн как у серии А1-А7 и скорость роста 2 А/с, однако, метаморфный слой и покровный слой выращивались на основе материала InGaAs. Дизайн структур А10 представлен в таблице 2.3.

Таблица 2.3 – Дизайн тестовых структур А10

№ слоя	Слой	Толщина слоя, нм	Функциональное назначение слоя
	Подложка <i>n</i> - GaAs		
1	<i>n</i> - GaAs	600	Буферный слой для пассивации дефектов подложки
2	МБ <i>n</i> - In _{<i>x</i>} Ga _{1-<i>x</i>} As со ступенчатым изменением состава, <i>n</i> - GaAs → In _{0,2} Ga _{0,8} As	500	Метаморфный слой как основа дальнейшего роста
3	<i>n</i> - In _{0,2} Ga _{0,8} As	100	Покровный слой для оценки кристаллического качества

Серия Б, структуры Б1, Б2

Вторым практическим основанием для роста структур с малым рассогласованием параметров кристаллической решетки является создание лабораторных образцов фотодиодов на подложках GaAs с низким темновым током, функционирующих на длине волны более 1 мкм. С этой целью были выращены структуры с InGaP метаморфным буферным слоем со ступенчатым изменением состава. На данном виде структур исследовался метод роста, заключающийся в формировании ступенчатого буферного слоя. Для выявления влияния количества ступеней в метаморфном слое на структурные и функциональные свойства слоев получены структуры с двумя вариантами метаморфных слоев, которые содержали 6 или 8 ступеней в буферном слое (структуры Б1 и Б2, соответственно). Структуры получены методом МОС-гидридной эпитаксии при атмосферном давлении в горизонтальном кварцевом реакторе. На их основе были сформированы лабораторные образцы фотоприемников, дизайн которых приведен в таблице 2.4.

Таблица 2.4 – Конструкция фоточувствительных структур Б1, Б2

№ слоя	Слой	Толщина слоя, нм		Функциональное назначение слоя	Варьируемый параметр
		Б1	Б2		
	Подложка n^+ - GaAs				
1	n - GaAs	150	150	Буферный слой для пассивации дефектов подложки	
2	$\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P} \rightarrow \text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$ (состоит из 6/8 слоев)	1200	1000	Метаморфный слой как основа дальнейшего роста	Количество ступеней в МБС
3	n - InGaAs	150	150	Катодный слой	
4	i - InGaAs	450	900	Фоточувствительная область	
5	p - InGaAs	300	300	Анодный слой	

2.5.2. Структуры с рассогласованием от 2% до 4%

Серия В, структуры В1, В2

Одним из примеров слоев со средним рассогласованием решеток являются слои InGaAs с содержанием In около 30%, сформированные на подложках GaAs. Практическим основанием для исследования роста данного вида слоев является разработка лабораторной технологии фотодиодов для спектрального диапазона (1,0...1,3) мкм. С этой целью был рассмотрен модифицированный способ формирования дискретного метаморфного слоя InGaAs на подложке GaAs методом МОС-гидридной эпитаксии.

Процесс формирования дискретного метаморфного буфера заключался в изменении толщин чередующихся материалов GaAs и InGaAs в противоположных направлениях по мере роста буферного слоя, при этом состав слоев оставался прежним. Так на начальном этапе роста толщины GaAs и $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ составляли 62 нм и 3 нм соответственно. При росте буферного слоя происходило уменьшение

толщины GaAs и увеличение толщины $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$. На завершающей стадии роста МБС толщина слоя GaAs составляла 3 нм, а $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ – 62 нм. Таким образом, дискретный МБС состоит из множества периодов GaAs/ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ различной толщины, в которых происходит блокировка распространения дислокаций на гетероинтерфейсах. С целью исследования влияния количества периодов на структурные и приборные характеристики, получаемых таким образом гетероструктур, исследованы гетероструктуры и фотодиоды, изготовленные на их основе, содержащие 16 и 23 периода в дискретном МБС (структуры В1, В2, соответственно). На поверхности метаморфного слоя формировались *p-i-n*-структуры, состоящие из слоев: *n*- $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}:\text{Si}$ ($n \sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$), *i*- $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ и *p*- $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}:\text{Zn}$ ($p \sim 7 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$). Подробный дизайн структур представлен в таблице 2.5.

Таблица 2.5 – Конструкция структур с дискретным МБС (структуры В1, В2)

№ слоя	Слой	Толщина слоя, нм		Функциональное назначение слоя	Варьируемый параметр
		В1	В2		
	Подложка <i>n</i> -GaAs				
1	Дискретный метаморфный буфер GaAs/ InGaAs	1330 16 пар	1330 23 пары	Метаморфный слой как основа дальнейшего роста	Количество пар чередующихся материалов
2	<i>n</i> - $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$	1260	1680	Катодный слой	
3	<i>i</i> - $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$	15	15	Квантовая яма	
4	<i>p</i> - $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$	1260	1400	Анодный слой	

Серия Г, структуры Г1, Г2

Практическим основанием для исследования роста слоев с указанным рассогласованием параметров решетки является разработка лабораторной технологии низкобарьерных диодов на подложках GaAs для применения в СВЧ-технике. С этой целью были выращены слои InP на подложках GaAs с применением метаморфных буферных слоев. Структуры выращивались методом МОС-гидридной эпитаксии на подложках из полуизолирующего арсенида галлия *i*-GaAs.

Для выявления влияния конструкции метаморфного буферного слоя на функциональные характеристики диодов были сформированы структуры Г1 и Г2. В структуре Г1 – буферный слой представлял собой $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}:\text{Si}$ со ступенчатым изменением состава, содержащий 8 ступеней, где изменялся x от 0,49 (первый слой) до 0,98 (8-й слой). Общая толщина слоев ступенчатого МБС составила 864 нм. После буферного слоя выращивался контактный слой $n\text{-InP}$ толщиной 1800 нм. Уровень легирования буферного и контактного слоев, составил около 10^{18} см^{-3} . Последним выращивался функциональный слой $n\text{-InP}$ толщиной 140 нм, легированный кремнием до концентрации 10^{17} см^{-3} . Конструкция структуры типа Г1 представлена в таблице 2.6.

Таблица 2.6 – Конструкция структуры Г1

№ слоя	Слой	Толщина слоя, нм	Уровень легирования, см^{-3}	Функциональное назначение слоя
	Подложка $i\text{-GaAs}$			
1	$n\text{-GaAs}$	540	10^{18}	Буферный слой для пассивации дефектов подложки
2...9	$n\text{-In}_{0,49}\text{Ga}_{0,51}\text{P}$ $n\text{-In}_{0,58}\text{Ga}_{0,42}\text{P}$ $n\text{-In}_{0,66}\text{Ga}_{0,34}\text{P}$ $n\text{-In}_{0,74}\text{Ga}_{0,26}\text{P}$ $n\text{-In}_{0,81}\text{Ga}_{0,19}\text{P}$ $n\text{-In}_{0,88}\text{Ga}_{0,12}\text{P}$ $n\text{-In}_{0,93}\text{Ga}_{0,07}\text{P}$ $n\text{-In}_{0,98}\text{Ga}_{0,02}\text{P}$	360 72 72 72 72 72 72 72	10^{18} 10^{18} 10^{18} 10^{18} 10^{18} 10^{18} 10^{18} 10^{18}	Метаморфный слой как основа дальнейшего роста
10	$n\text{-InP}$	1800	10^{18}	Контактный слой
11	$n\text{-InP}$	140	10^{17}	Функциональный слой

Структура Г2 представляла собой дискретный МБС, в котором чередовались слои, согласованные по параметру решетки с подложкой и с конечным приборным слоем. В рассматриваемом случае была использована пара слоев $\text{In}_{0,49}\text{Ga}_{0,51}\text{P}$ и InP . Выращивание дискретного МБС заключалось в последовательном пошаговом изменении толщины слоев в паре в противоположных направлениях. Первая пара представляла собой слой InP толщиной 3 нм и слой $\text{In}_{0,49}\text{Ga}_{0,51}\text{P}$ толщиной 57 нм. В

последующих парах слоев толщина InP дискретно увеличивалась на каждом шаге, а толщина $\text{In}_{0,49}\text{Ga}_{0,51}\text{P}$ соответственно уменьшалась на ту же величину. Таким образом, последней парой были слои InP толщиной 57 нм и $\text{In}_{0,49}\text{Ga}_{0,51}\text{P}$ толщиной 3 нм. Всего было выращено 19 пар слоев общей толщиной 1140 нм. После буферного слоя выращивался контактный слой n-InP толщиной 1440 нм. Уровень легирования всех буферных и контактного слоев составил около 10^{18} см^{-3} . Последним выращивался функциональный слой n-InP толщиной 150 нм, легированный кремнием до концентрации 10^{17} см^{-3} . Конструкция структуры типа Г2 представлена в таблице 2.7. Толщины слоев для структур обоих типов рассчитывались, исходя из средней скорости роста 0,6 нм/сек.

Таблица 2.7 – Конструкция структуры Г2

№ слоя	Слой	Толщина слоя, нм	Уровень легирования, см^{-3}	Функциональное назначение слоя
	Подложка i-GaAs			
1	i-GaAs	180		Буферный слой для пассивации дефектов подложки
2	n- $\text{In}_{0,49}\text{Ga}_{0,51}\text{P}$	120	10^{18}	Согласованный буферный слой для перехода к материалу InGaP
3	Дискретный метаморфный буфер n- $\text{In}_{0,49}\text{Ga}_{0,51}\text{P}$ /n-InP повтор 19 раз	1140	10^{18}	Метаморфный слой как основа дальнейшего роста
4	n-InP	1440	10^{18}	Контактный слой
5	n-InP	150	10^{17}	Функциональный слой

2.5.3. Структуры с разнородными материалами и рассогласованием от 2% до 4%

Серия Д, структуры Д1, Д2, Д3, Д4

На первой стадии технологических экспериментов была сформирована серия тестовых структур Д1-Д4, содержащих дислокационные фильтры. Серия

формировалась с целью выявления влияния состава слоев дислокационного фильтра на плотность и размеры АФГ. На первой стадии из сублимационного источника был выращен буферный слой Si при температуре подложки 700°C. Затем при температуре подложки 325°C выращивался слой Ge. Рост Ge осуществлялся из газообразного источника – германа GeH₄, который разлагался в области танталовой проволоки, нагретой до 1400°C и расположенной вблизи подложки [118].

Слои A³B⁵ выращивались методом МОС-гидридной эпитаксии. Образцы в серии отличались зародышевыми слоями Al_xGa_{1-x}As, где *x* (относительное содержание Al в твердом растворе) имел значения 0; 0,3; 0,6 и 1 (структуры Д1, Д2, Д3 и Д4, соответственно). Подложка предварительно отжигалась в атмосфере водорода с арсином при 750°C. Затем температура снижалась до 710°C и выращивалась пара слоев Al_xGa_{1-x}As толщиной 20 нм, разделенных 50 нм слоем GaAs (для образца с *x* = 0 выращен сплошной слой GaAs толщиной 90 нм). Затем выращивался слой GaAs, легированный Si, толщиной 1100 нм. Конструкция структур Д1-Д4 представлен в таблице 2.8.

Таблица 2.8 – Конструкция структур Д1, Д2, Д3 и Д4

№ слоя	Слой	Толщина слоя, нм	Функциональное назначение слоя	Варьируемый параметр
	Подложка Ge/Si			
1 2 3	Al _x Ga _{1-x} As GaAs Al _x Ga _{1-x} As	20 50 (90 нм для образца с <i>x</i> = 0) 20	Дислокационный фильтр	Состав зародышевого слоя дислокационного фильтра Al _x Ga _{1-x} As <i>x</i> =0 –Д1 <i>x</i> =0,3 –Д2 <i>x</i> =0,6 –Д3 <i>x</i> =1 –Д4
4	n-GaAs	1100	Покровный слой для оценки кристаллического качества	

Структура E

Практическим основанием для исследования роста структуры типа E является разработка лабораторной технологии изготовления A^3B^5 фоточувствительных структур на рабочую длину волны более 1 мкм. С этой целью на подложке Si была выращена структура E. Конструкция выращенной структуры показан в таблице 2.9.

Таблица 2.9 – Конструкция структуры E

№ слоя	Слой	Толщина слоя, нм	Функциональное назначение слоя
	Подложка n-Ge/Si		Подложка
1	n-AlAs	10	Дислокационный фильтр
2	n-GaAs	50	
3	n-AlAs	10	
4	n-GaAs	50	
5	n-AlAs	10	
6	n-GaAs	1000	«Виртуальная» подложка GaAs как основа для роста A^3B^5 материалов
7	n- $In_{0,49}Ga_{0,51}P$	150	Согласованный буферный слой для перехода к материалу InGaP
8	МБС n- $In_{0,49}Ga_{0,51}P \rightarrow InGaAsP$ со ступенчатом изменением состава (состоит из 8 слоев)	450	Метаморфный слой как основа дальнейшего роста. Также выполняет функцию катодного слоя
9	i- $In_{0,43}Ga_{0,57}As$	900	Фоточувствительная область
10	p- $In_{0,43}Ga_{0,57}As$	300	Анодный слой

Рост осуществлялся в три этапа. 1) Сначала методом горячей проволоки выращивалась «виртуальная» подложка Ge/Si [118]. 2) Затем, в установке МОС-

гидридной эпитаксии при пониженном давлении выращивался дислокационный фильтр, состоящий из чередующихся слоев AlAs (10 нм)/GaAs (50 нм) и слой GaAs (1000 нм). 3) После выращивания буферной структуры методом МОС-гидридной эпитаксии при атмосферном давлении выращивался метаморфный буферный слой InGaAsP и *p-i-n*-структура. Состав четверного раствора изменялся ступенчатым образом при изменении потоков In и As. Такой буферный слой позволяет изменить постоянную решетки от GaAs до величины, согласованной с постоянной решетки твердого раствора $\text{In}_{0,43}\text{Ga}_{0,57}\text{As}$ *p-i-n*-структуры.

Структура Ж

Другим видом рабочей структуры на основе рассогласованных слоев является лазерная структура с метаморфным слоем InGaAsP и квантовыми ямами InGaAs на неотклоненной подложке Si (001) с релаксированным буфером Ge (структура Ж).

Лазерная структура была выращена на неотклоненной (разориентация менее $0,50^\circ$) подложке Si (001) в три этапа. На первом этапе в установке молекулярно-лучевой эпитаксии Riber SIVA - 21 формировалась «виртуальная» подложка Ge/Si (001): выращивался слой релаксированного германия толщиной ~ 1 мкм. Далее, на полученной «виртуальной подложке» в установке МОС-гидридной эпитаксии AIX 200RF при пониженном давлении выращивались буферные и функциональные слои A^3B^5 . В данной структуре была предложена конструкция двойного дислокационного фильтра. На первом этапе выращивался дислокационный фильтр вида GaAs/InAs аналогичный структуре E с рассогласованием чередующихся материалов около 7 %. К слоям с таким высоким рассогласованием предъявляются высокие требования относительно их кристаллического качества, т.к. они сами могут являться источником дислокаций. Поэтому, после дислокационного фильтра GaAs/AlAs выращивался фильтр с малым рассогласованием (менее 1 %) из чередующихся слоев - $\text{In}_{0,1}\text{Ga}_{0,9}\text{As}/\text{GaAs}$. Таким образом, распространение основной доли дефектов блокировалось первым фильтром, а остаточные дефекты – вторым, который не создавал высокого механического напряжения вблизи своих

гетерограниц. После дислокационных фильтров выращивалась «виртуальная» подложка GaAs, которая представляла собой слой GaAs толщиной 2000 нм.

Наконец, на третьем этапе в установке МОС-гидридной эпитаксии формировались буферные слои со ступенчатым изменением состава $\text{In}_{0,49}\text{Ga}_{0,51}\text{P} \rightarrow \text{InGaAsP}$ и непосредственно лазерная структура. Ступенчатый метаморфный слой InGaAsP выращивался при увеличении потоков In и As; постоянная решетки в этом слое менялась от соответствующей GaAs до величины, согласованной с постоянной решетки твердого раствора $\text{In}_{0,28}\text{Ga}_{0,72}\text{As}$. На завершающей стадии формировалась лазерная структура с барьерными слоями $\text{In}_{0,28}\text{Ga}_{0,72}\text{As}$ и КЯ InGaAs с большей долей In. Конструкция структуры Ж представлена в таблице 2.10.

Таблица 2.10 – Конструкция гибридной структуры Ж

№ слоя	Слой	Толщина слоя, нм	Функциональное назначение слоя
	Подложка Ge/Si		
1	AlAs	25	Первый дислокационный фильтр
2	GaAs	50	
3	AlAs	25	
4	GaAs	50	
5...14	$\text{In}_{0,1}\text{Ga}_{0,9}\text{As}/\text{GaAs}$ ×повтор 5 раз	10 80	Второй дислокационный фильтр
15	GaAs	2000	«Виртуальная» подложка GaAs как основа для роста A^3B^5 материалов
16	GaAs	550	Буферный слой для пассивации дефектов подложки
17	$\text{In}_{0,49}\text{Ga}_{0,51}\text{P}$	180	Согласованный буферный слой для перехода к материалу InGaP
18	МБС $\text{In}_{0,49}\text{Ga}_{0,51}\text{P} \rightarrow \text{InGaAsP}$ со ступенчатым изменением состава (содержит 8 ступеней)	630	Метаморфный слой как основа дальнейшего роста
19	$\text{In}_{0,28}\text{Ga}_{0,72}\text{As}$	1600	Волноводный слой
20...25	InGaAs КЯ $\text{In}_{0,28}\text{Ga}_{0,72}\text{As}$ ×повтор 3 раза	12 120	Активная среда с квантовыми ямами
26	$\text{In}_{0,28}\text{Ga}_{0,72}\text{As}$	720	Волноводный слой

Глава 3. Свойства полученных гетероструктур с метаморфными буферными слоями на подложках GaAs

В данной главе описаны результаты экспериментального исследования процессов роста метаморфных буферных слоев на GaAs подложке в условиях слабого, промежуточного и сильного рассогласования параметров кристаллической решетки. Исследование проведено путем выращивания слоев материалов GaAsSb, InGaP, InGaAs, на подложках GaAs методом МОС-гидридной эпитаксии с функцией лазерного распыления для введения легирующей примеси [108]. Результаты включают в себя данные экспериментальных исследований кристаллической структуры в зависимости от условий роста, а также функциональных характеристик объемных буферных слоев, фоточувствительных и излучающих гетероструктур, изготовленных на их основе. Результаты данной главы опубликованы в работах [A3, A4, A5, A7].

3.1. Свойства объемного метаморфного буферного слоя GaAsSb

Как отмечалось в главе 1, $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ – перспективный материал для создания оптоэлектронных приборов. В литературе была продемонстрирована перспективность использования $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ в качестве материала активного слоя для полевых транзисторов, для транзисторов с высокой подвижностью электронов и сверхнизким уровнем шума [119] и для фотодетекторов ближнего инфракрасного диапазона длин волн [120]. Также в работах [121, 122, 123] была продемонстрирована возможность использования $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ в качестве волноводных слоев в лазерных структурах с длиной волны излучения 1,3 мкм с квантовой ямой InGaAs на подложке GaAs. Отметим, что, в большинстве исследований для выращивания $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ использовался метод молекулярно-пучковой эпитаксии.

Метаморфный буферный слой GaAsSb рассмотрен как наиболее простая система эпитаксиального слоя с малым рассогласованием параметров решетки. На его основе сформирован один из наиболее простых с точки зрения конструкции элементов, а именно – светоизлучающий диод на длину волны 1,3 мкм. Вместе с

тем, параметры работы диода (интенсивность, диапазон рабочих токов) однозначно взаимосвязаны с качеством кристаллической структуры. Поэтому анализ функциональных характеристик светодиодов позволяет судить о свойствах метаморфного слоя.

3.1.1. Рост структур со ступенчатым изменением состава

В настоящем разделе показана возможность использования $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ в качестве метаморфного буферного слоя для роста функциональных слоев на подложке GaAs методом МОС-гидридной эпитаксии. Описаны технология получения гетероструктур с метаморфным буферным слоем GaAsSb со ступенчатым изменением состава, выращенным на подложке GaAs, а также оптические и электрофизические свойства полученных структур.

Результаты данного раздела базируются на результатах работы [123], выполненной в коллективе, к которому принадлежит и автор настоящей диссертации. В цитированной статье была получена структура с метаморфным буферным слоем GaAsSb с постоянным составом, которая была выращена следующим образом. На подложке GaAs выращивался буферный слой GaAs при температуре 650 °С толщиной 600 нм, затем метаморфный буферный слой $\text{GaAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ с содержанием Sb около 10% толщиной 370 нм. Затем, выращивался тонкий слой GaAs толщиной 100 нм. Конструкция структуры, исследуемой в работе [123], представлена на рисунке 3.1 а).

С помощью метода высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии было показано, что слои $\text{GaAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ являются релаксированными со степенью релаксации 0,48. При этом подтверждено приборное качество слоя GaAs и относительно небольшая величина шероховатости (5 нм) [123]. Таким образом, была показана перспективность применения GaAsSb в качестве метаморфного слоя на подложках GaAs.

Дальнейшим направлением исследований, рассмотренным в настоящей работе, является создание светоизлучающих приборов с электрической накачкой, работающих на длине волны более 1 мкм. С этой целью были выполнены

детальные исследования влияния ростовых параметров на свойства получаемых метаморфных GaAsSb слоев, показаны способы улучшения их кристаллического качества.

Одним из результатов исследования в ранней работе [123] являлось заключение о невысоком кристаллическом совершенстве гетероструктур GaAsSb/GaAs, влияющем на их функциональные характеристики. Для улучшения кристаллического качества слоев и получения излучения с длиной волны 1,3 мкм были предложены структуры на основе GaAsSb метаморфного буферного слоя со ступенчатым изменением состава (структуры A1, A2, A3, A4). Подробное описание ростового процесса и конструкции структур представлено в главе 2 настоящей работы. Конструкция слоев схематически показана на рисунке 3.1 б).

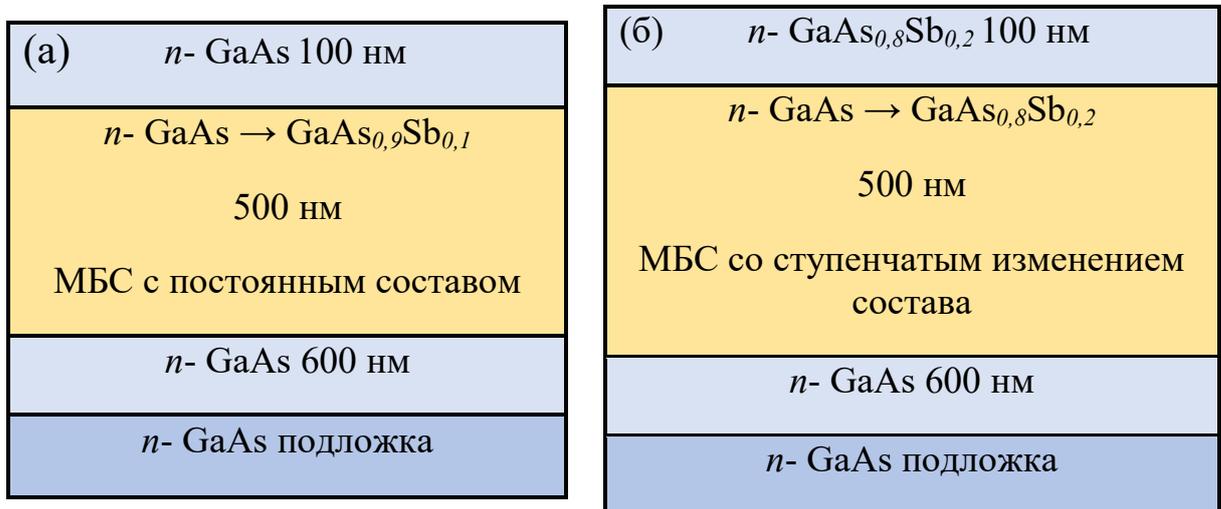


Рисунок 3.1 – а) конструкция структуры с МБС $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$, исследуемой в работе [123]; б) конструкция структур с МБС со ступенчатым изменением состава $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ (структуры A1 – A7)

Для определения влияния скорости роста на кристаллическое качество МБС выращена серия из 4-х структур с различными скоростями роста 2, 4, 6, 8 Å/с (структуры A1, A2, A3 и A4, соответственно). Детальные схемы структур приведены в главе 2 настоящей работы (таблица 2.1).

На следующем этапе, на структурах аналогичной конструкции проводились исследования влияния температуры роста слоя GaAsSb на его кристаллическое качество. Рост этого слоя происходил при скорости 2 Å/с, для которой характерна

наименьшая концентрация дефектов, а температура варьировалась в диапазоне (540...600) °С (структуры А5, А6, А7, соответственно). На основании полученных экспериментальных результатов был предложен дизайн светоизлучающей структуры с InGaAs квантовой ямой (рисунок 3.2). Предложенная конструкция, по существу, является дополнением конструкции, представленной на рисунке 3.1 б), но в середине слоя GaAsSb формировалась квантовая яма InGaAs с содержанием In около 40%. Подробное описание конструкции представлено в главе 2 (таблица 2.2).



Рисунок 3.2 – Дизайн светоизлучающей структуры А8

3.1.2. Методы исследования светоизлучающих структур

Структурные исследования метаморфных слоев GaAsSb, выращенных на подложках GaAs, проводились в работах [123, 124], где была продемонстрирована прямая взаимосвязь между кристаллическим совершенством слоев и их люминесцентными характеристиками. Метод спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ), таким образом, позволяет однозначно судить о степени кристаллического совершенства слоев. Поэтому, в настоящей работе основным методом оценки качества слоя GaAsSb являлось измерение спектрального положения и интенсивности пиков в его спектре фотолюминесценции. В качестве примера на рисунке 3.3 представлены нормированные значения интенсивности пиков ФЛ для слоя GaAsSb при различных скоростях выращивания. Из графика видно, что

максимальное значение интенсивности ФЛ достигается при минимальной скорости роста из серии, а именно $2 \text{ \AA}/\text{с}$ (рисунок 3.3). При увеличении скорости роста происходит быстрое снижение интенсивности ФЛ, что, видимо, связано с повышением концентрации дефектов и их скоплений в слое.

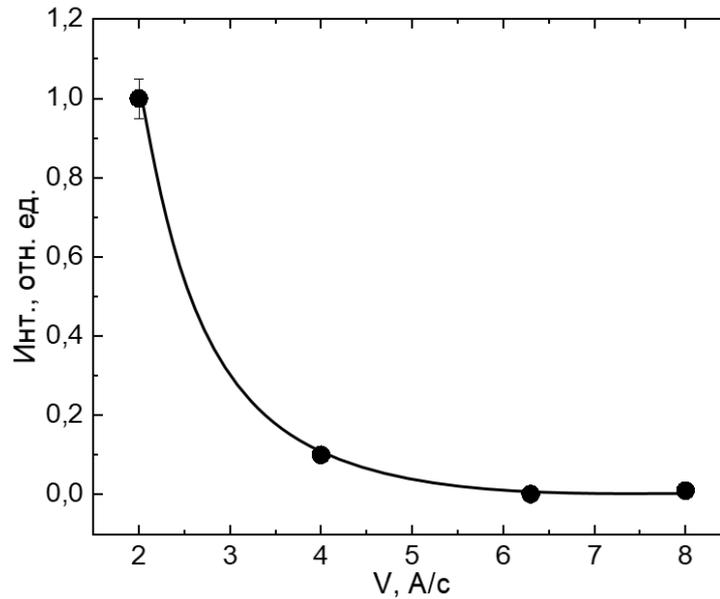


Рисунок 3.3 – Зависимость интенсивности фотолюминесценции слоя GaAsSb от скорости роста метаморфного буферного слоя (точки соответствуют структурам А1, А2, А3, А4)

Схема измерения ФЛ представлена на рисунке 3.4. Для возбуждения фотолюминесценции использовался He-Ne лазер с длиной волны 632 нм (2). После отражения от зеркала (3) и прохождения механического модулятора (4) излучение лазера попадало на образец (1). Далее, отраженное излучение лазера и фотолюминесцентное излучение фокусировались на входной щели монохроматора МДР-3 (6) с помощью фокусирующей линзы (5). Для отсечки излучения лазера на входной щели монохроматора располагался соответствующий светофильтр. На выходе монохроматора излучение регистрировалось с помощью ФЭУ или германиевого детектора (7), сигнал которого попадает на селективный усилитель (8), который, в свою очередь, регистрирует сигнал на частоте механического модулятора. Сигнал из селективного усилителя попадает в компьютер (9), который записывает величину интенсивности сигнала в зависимости от длины волны

монохроматора. Образцы облучались с лицевой стороны. Регистрация излучение также производилась с лицевой стороны образца.

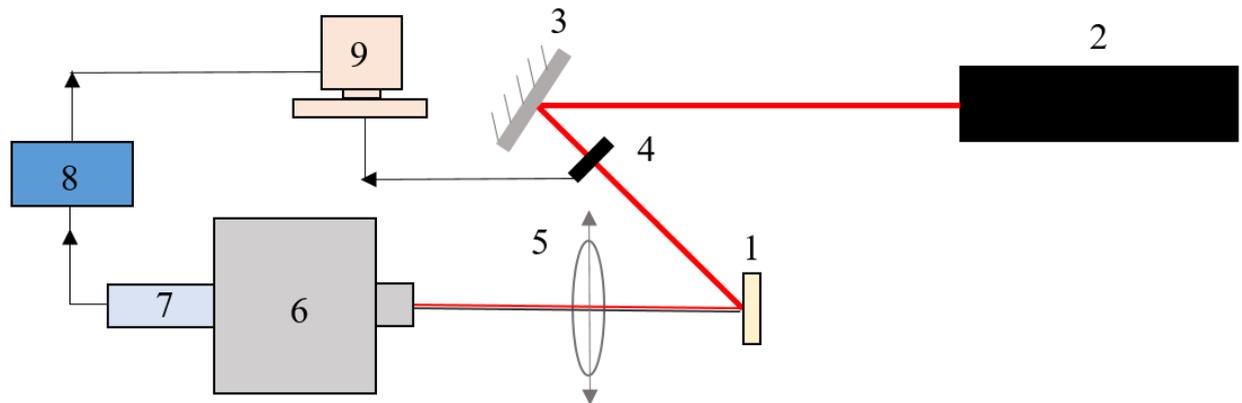


Рисунок 3.4 – Схема измерения фотолюминесценции. 1 – образец; 2 – He-Ne лазер; 3 – зеркало; 4 – механический модулятор; 5 – фокусирующая линза; 6 – монохроматор; 7 – фотодетектор; 8 – селективный усилитель; 9 – компьютер

В качестве дополнительной методики измерения, а также метода оценки функциональных характеристик, были выполнены измерения спектров электролюминесценции (ЭЛ) диодов на основе слоев GaAsSb. Измерения ЭЛ проводились при температурах 77 и 300 К. Схема измерения представлена на рисунке 3.5. На исследуемый образец (1) подается импульсный ток с помощью источника питания (2). Излучение образца с помощью собирающей линзы (3) фокусируется на входной щели монохроматора МДР-3 (4). Схема детектирования излучения аналогична схеме ФЛ, но в качестве источника переменного сигнала использовался импульсный источник тока, подаваемого на образец.

Дополнительно для исследования шероховатости поверхности проводились измерения среднеквадратичного отклонения поверхности (RMS) с помощью интерференционного микроскопа Talysurf CCI 2000. Который позволяет достигать разрешения по глубине порядка 0,2 нм и латерального разрешения порядка 1 мкм. Выходными данными является карта поверхности образца (топограмма поверхности), по которой с помощью встроенного программного обеспечения

рассчитывалась величина (среднеквадратичное отклонение рельефа поверхности) RMS.

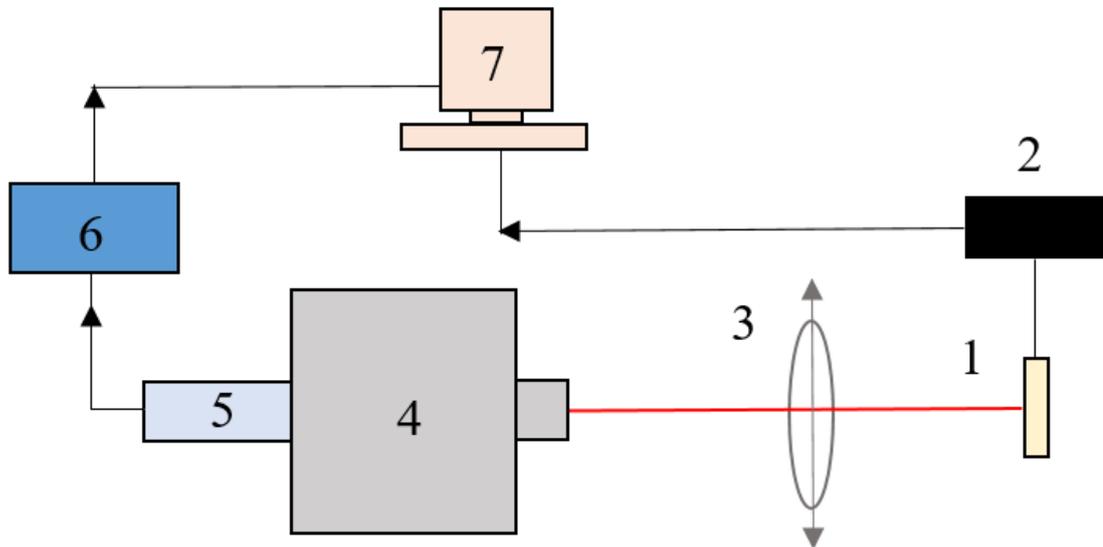


Рисунок 3.5 – Схема измерения спектров электролюминесценции. 1 – образец; 2 – источник питания; 3 – фокусирующая линза; 4 – монохроматор; 5 – фотодетектор; 6 – селективный усилитель; 7 – компьютер

3.1.3. Функциональные характеристики светоизлучающих структур

Анализ, выполненный для тестовых структур, позволил установить условия для получения материала с наименьшей концентрацией дефектов. Так, согласно данным, показанным на рисунке 3.3, наилучшее качество достигается при небольшой скорости роста (2 А/с). Подобный эффект может объясняться тем, что при чрезмерно высокой скорости роста адсорбированные на поверхности подложки атомы покрываются последующими слоями раньше, чем достигается их термическое равновесие с подложкой. В этих условиях атомы осаждаемого вещества не занимают равновесных позиций, в результате чего формируется значительное число вакансий. Отметим, что вакансии препятствуют движению дислокаций несоответствия к краям структуры.

В таблице 3.1 приведены нормированные значения интенсивности сигнала ФЛ в максимуме спектра для структур А5 – А7. Видно, что оптимальная температура роста (температура, при которой достигается наибольшее значение интенсивности ФЛ) для слоя GaAsSb составляет 540 °С.

Таблица 3.1 – Интенсивность сигнала ФЛ для структур А5 – А7

№ структуры	А5	А6	А7
Температура роста, °С	540	570	600
Относительная интенсивность фотолюминесценции	1	0,79	0,6

Данный эффект может быть связан с тем, что при понижении температуры роста увеличивается степень относительного пересыщения – отношение количества молекул, падающих на подложку, к количеству молекул, покидающих ее. Чем выше степень пересыщения, тем больше количество атомов, адсорбирующихся на подложку, тем ниже вероятность формирования вакансий в растущем слое.

На следующем этапе нами были исследованы приборные светоизлучающие структуры. На рисунке 3.6 представлены спектры фотолюминесценции сформированных структур (структура А8) при комнатной температуре и температуре жидкого азота. На спектрах ФЛ при комнатной температуре наблюдается два пика, первый - с длиной волны 1,18 мкм соответствует излучению буферного слоя GaAsSb, второй пик с длиной волны 1,35 мкм соответствует излучению квантовой ямы InGaAs. Из рисунка 3.6 видно, что интенсивность ФЛ от квантовой ямы практически не изменяется при повышении температуры от 77 К до 300 К. Согласно [124], процесс температурного гашения ФЛ можно описать с помощью классической теории Шокли-Рида, в этом случае можно записать уравнение равновесия:

$$\frac{dn}{dt} = g - \frac{n_{QW}}{t_{QW}} - \frac{n_M}{t_{nr}}, \quad (3.1)$$

где $n = n_M + n_{QW}$, n_M , n_{QW} - концентрация электронов в объемном слое и квантовой яме, соответственно,

g – скорость образования электронно-дырочных пар.

Время излучательной рекомбинации в квантовой яме (t_{QW}) описывается выражением:

$$t_{QW} = t_r^{(0)} \frac{1}{K_{QW}^2} \exp\left[\frac{E_F + E_g - E_{QW}^{(h)}}{kT}\right], \quad (3.2)$$

а время безызлучательной рекомбинации (t_{nr}) в объемном слое описывается уравнением Шокли-Рида (3):

$$t_{nr} = t_{nr}^{(0)} \left(1 + \frac{n_1}{p_0}\right), \quad (3.3)$$

$$n_1 = N_C \exp\left(-\frac{E_t}{kT}\right), \quad (3.4)$$

где $E_C - E_t$ – энергетический уровень ловушек,

p_0 – равновесная концентрация дырок в объемном слое,

$t_r^{(0)}$, $t_{nr}^{(0)}$ – константы, определяющиеся параметрами материала,

E_g – ширина запрещенной зоны,

E_F – уровень Ферми,

$E_{QW}^{(h)}$ – энергетический уровень дырок в квантовой яме,

k – постоянная Больцмана,

T – температура,

K_{QW} – интеграл перекрытия волновых функций электронной и дырочной оболочек в КЯ,

N_C – концентрация носителей в зоне проводимости.

Из уравнения (3.3) видно, что с ростом температуры при заданной концентрации дефектов время безызлучательной рекомбинации t_{nr} увеличивается, следовательно, эффективность данного процесса понижается. При этом вероятность термического выброса носителей, напротив, с ростом температуры повышается. В силу высокой концентрации дефектов в квантовой яме

эффективность двух указанных процессов сопоставима, а при изменении температуры они компенсируют друг друга. Это объясняет слабое изменение интенсивности ФЛ квантовой ямы при повышении температуры от 77 до 300 К для структуры А8.

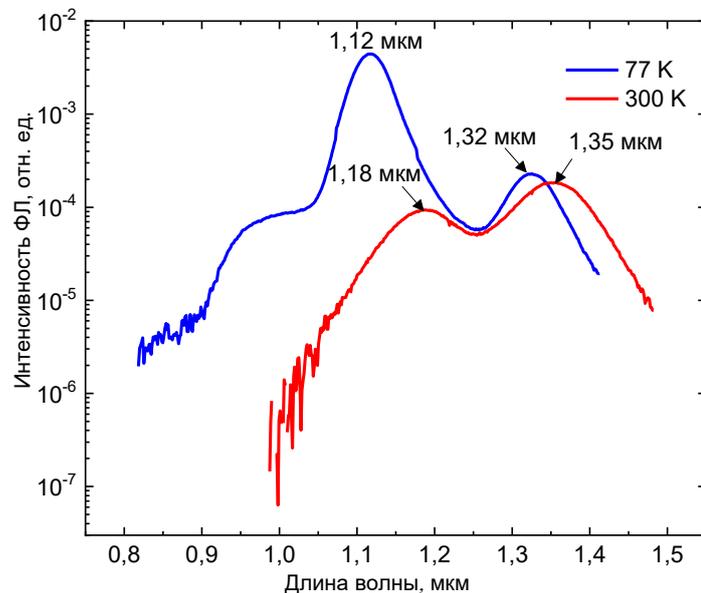


Рисунок 3.6 – Спектр фотолюминесценции структуры с метаморфным буферным слоем GaAsSb и квантовой ямой InGaAs при температуре жидкого азота (77 К) и комнатной температуре (300 К) для структур серии А8

Электролюминесцентного излучения в исследованных структурах типа А8 зарегистрировано не было в исследованном диапазоне температур при значении рабочего тока диода до 100 мА.

С целью улучшения кристаллического качества буферного слоя и квантовой ямы был предложен технологический подход, который заключался в следующем: в процессе роста метаморфного слоя GaAsSb каждые 100 нм прекращалась подача Ga на 10 секунд (структуры типа А9). Спектры ФЛ при температуре 77 К и 300 К для данных образцов представлены на рисунке 3.7. На спектрах ФЛ при комнатной температуре наблюдается два пика (рисунок 3.7), первый - с длиной волны 1,1 мкм соответствует излучению буферного слоя GaAsSb, второй пик с длиной волны 1,32 мкм соответствует излучению квантовой ямы InGaAs. Видно, что пик, соответствующий КЯ, имеет более высокую интенсивность, как при комнатной

температуре, так и при температуре жидкого азота, что говорит о более высоком кристаллическом совершенстве по сравнению с предыдущей серией структур. Поэтому доминирующим безызлучательным процессом является термический выброс носителей, для которого характерно снижение интенсивности ФЛ с ростом температуры. Таким образом, наличие температурного гашения ФЛ в структуре А9 подтверждает ее более высокое кристаллическое качество.

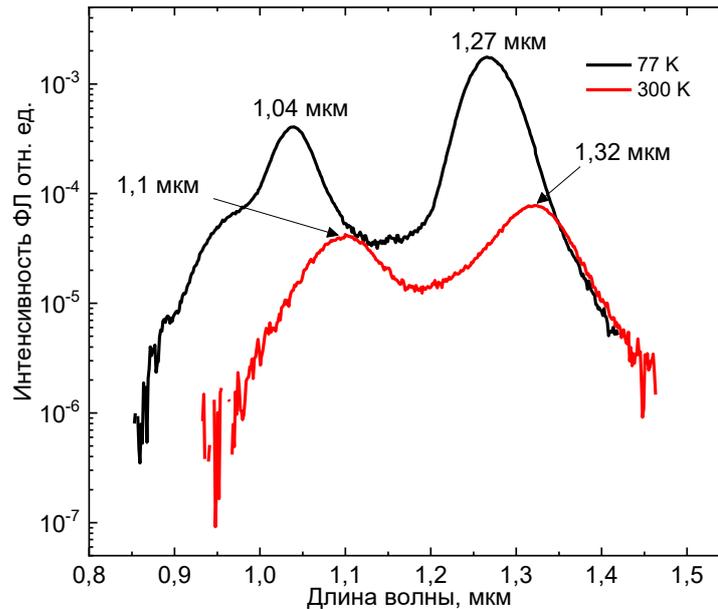


Рисунок 3.7 – Спектр фотолюминесценции структур с метаморфным буферным слоем GaAsSb, полученным с прерыванием роста, и квантовой ямой InGaAs при температуре жидкого азота (77 К) и комнатной температуре (300 К) для структур серии А9

В структурах серии А9 зафиксирована стабильная электролюминесценция, спектр при комнатной температуре, которой показан на рисунке 3.8. На спектре виден пик на длине волны 1,31 мкм, связанный с излучательной рекомбинацией носителей в квантовой яме. Пик с длиной волны 1,09 мкм соответствует излучению от буферного слоя GaAsSb. Наличие электролюминесценции у полученных образцов также подтверждает высокое кристаллическое совершенство сформированных образцов.

На основе полученных данных можно предположить, что прерывание роста действует на кристаллическое качество структуры аналогично уменьшению

скорости роста. При прерывании роста большая доля адсорбированных на поверхности подложки атомов достигает термического равновесия с подложкой, что приводит к уменьшению числа вакансий в слое.

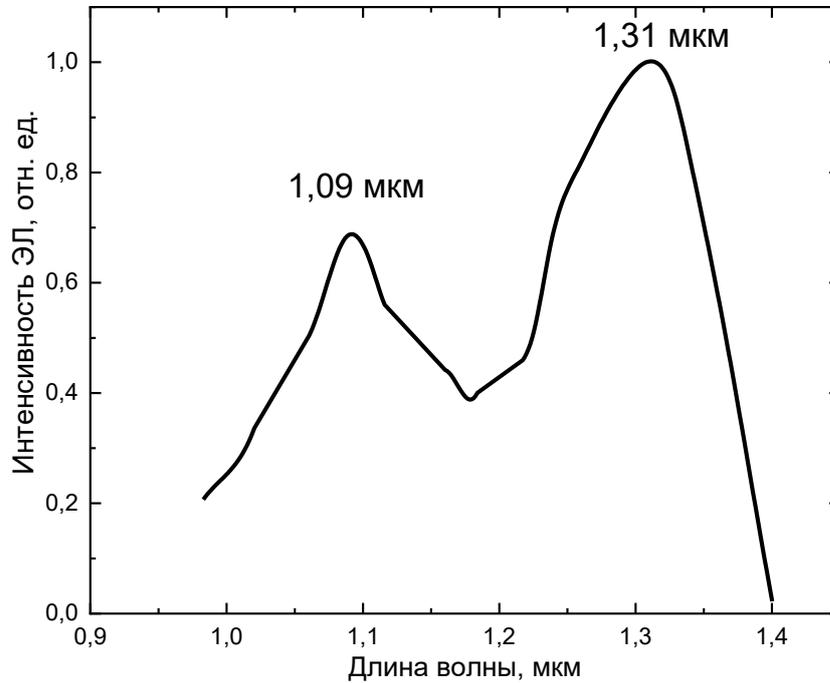


Рисунок 3.8 – Спектр электролюминесценции структур с метаморфным буферным слоем GaAsSb и квантовой ямой InGaAs при комнатной температуре (структуры А9)

Наконец, для оценки качества поверхности буферных слоев на основе GaAsSb было произведено сопоставление результатов их исследования с результатами, полученными нами для буферного слоя InGaAs (технология получения которого уже хорошо отработана). С этой целью была рассмотрена структура аналогичной конструкции, но на буферном слое InGaAs (структура А10). Методами интерференционной микроскопии установлено, что поверхности рассмотренных в настоящей главе образцов серии А9 имеют более гладкую структуру, чем у образцов с буферными слоями InGaAs с долей индия равной доле сурьмы в GaAsSb (20%). Среднеквадратичное отклонение рельефа поверхности (RMS) для метаморфного слоя GaAsSb составила 4,8 нм (рисунок 3.9 а)), а для слоя InGaAs – 6,7 нм (рисунок 3.9 б)).

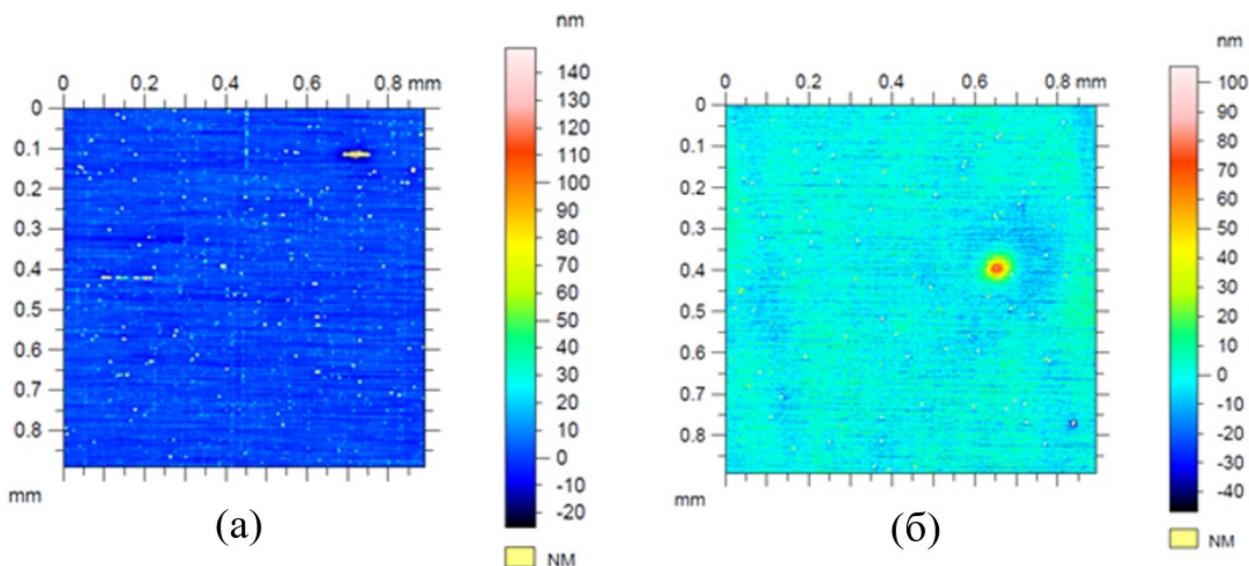


Рисунок 3.9 – Среднеквадратичное отклонение поверхности для структур серии А9 и аналогичной структуры с метаморфным InGaAs буферным слоем (А10).

Точка высокой интенсивности на поверхности рисунка (б) является топографическим артефактом

Результат исследований свидетельствует о том, что твердые растворы GaAsSb являются перспективным материалом для выращивания метаморфных слоев и создания излучающих структур на длину волны более 1,3 мкм на подложках GaAs. Установлено, что снижение скорости роста метаморфных буферных слоев GaAsSb со ступенчатым изменением состава до 2 Å/с при температуре роста 540 °С, а также применение методики прерывания роста позволяют получить шероховатость поверхности буферного слоя 4,8 нм. Изготовлены излучающие структуры с квантовой ямой $\text{In}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}\text{As}$ и зафиксирована стабильная ЭЛ на длине волны 1,31 мкм при комнатной температуре.

3.2. Свойства метаморфных буферных слоев InGaP со ступенчатым изменением состава

В настоящем разделе рассмотрены результаты технологических экспериментов по формированию метаморфных буферных слоев InGaP на

поверхности GaAs. Основной мотивацией исследования являлась практическая задача создания активных фотоприемников на длины волн 1,06 и 1,55 мкм, использующихся в схемах фотоники, в волоконно-оптических линиях связи. Важным с точки зрения элементной базы фотоники является наличие узкой спектральной полосы чувствительности. Наиболее подходящим материалом для создания фоточувствительной области фотоприемников в диапазоне 1-1,55 мкм является InGaAs. В настоящий момент широко применяется технология выращивания фотоприемников InGaAs на достаточно хрупких и дорогостоящих подложках InP. Для снижения себестоимости фотоприемников решается задача разработки технологии выращивания фотоприемников InGaAs на подложках GaAs, отличающихся от InP значительно меньшей себестоимостью. С точки зрения научных задач, решаемых в настоящей работе, было необходимо обеспечить рост слоев с высоким кристаллическим совершенством на существенно рассогласованных по параметру решетки подложках. Решение данной задачи требует понимания физики эпитаксиального процесса и исследования взаимосвязи функциональных характеристик и ростовых особенностей.

Данная задача рассматривалась ранее в литературе, в частности, в работе [125], где была предложена структура фотоприемника с фоточувствительной областью InGaAs, в которой излучение на длине волны 1,06 мкм вводится через прозрачную для искомого диапазона подложку GaAs (т.н. структуры с вводом излучения через подложку). В случае освещения через подложку полоса спектральной фоточувствительности таких фотоприемников определяется с длинноволновой стороны шириной запрещенной зоны твердого раствора, а с коротковолновой – шириной запрещенной зоны подложки [126]. Схема фотоприемника с освещением через подложку имеет ряд преимуществ перед обычной схемой. Во-первых, сплошной металлический контакт со стороны фоточувствительной области обеспечивает более низкое последовательное сопротивление прибора, что положительно сказывается на его инерционности, характерной для приборов с большой рабочей площадью [126]. Во-вторых, подобные решения характеризуются повышенной радиационной стойкостью: в

условиях работы при облучении быстрыми заряженными частицами (например, протонами с энергией несколько МэВ) активная область защищена с одной стороны подложкой, а с другой – слоем металла, который может быть сделан достаточно толстым.

Однако получение на подложке GaAs фоточувствительного слоя InGaAs на длину волны 1,06 мкм высокого кристаллического качества требует предварительного выращивания метаморфного буферного слоя, предохраняющего активную область прибора от проникновения дислокаций несоответствия, возникающих из-за различия параметров кристаллической решетки подложки и твердого раствора в активном слое. В работе [125] таким буферным слоем являлся сильно легированный донорной примесью слой InGaAs с содержанием индия, немного меньшим, чем в фоточувствительной области. Поглощение излучения в данном пассивном слое позволяет уменьшить спектральную полосу фоточувствительности, но значительно уменьшает эффективность. В работе [126] было предложено более эффективное с точки зрения фоточувствительности решение, а именно - структура фотоприемника на длину волны 1 мкм с фоточувствительной областью InGaAs, выращенная на подложке GaAs с метаморфным буферным слоем InGaP, который формировался посредством роста нескольких десятков тонких слоев. Каждый слой имел постоянный состав, при этом от слоя к слою состав изменялся, чтобы осуществить переход от параметра решетки GaAs к параметру решетки твердого раствора $\text{In}_{0,2}\text{Ga}_{0,8}\text{As}$. В настоящей главе подробно изучены предложенные в работе [126] подходы к формированию слоев InGaP и структур на их основе.

3.2.1. Методы исследования фоточувствительных структур и фотодиодов на их основе

Структурные исследования были проведены методом комбинационного рассеяния света (КРС). Получение спектров КРС от поперечного скола (плоскости (110)) гетероструктуры проводились на установке NTEGRA SPECTRA производства NT-MDT при комнатной температуре с использованием лазера с

длиной волны 473 нм. Излучение фокусировалось 100× объективом с апертурой $N_A = 0,9$ в пятно диаметром ~ 1 мкм, мощность пучка составляла $\sim 0,5$ мВт, ширина пучка на половине распределения интенсивности, определяющая пространственное разрешение метода, составила около 300 нм. Латеральное сканирование проводилось с шагом 40 нм вдоль направления роста структуры ($\langle 001 \rangle$) [141]. Принципиальная схема измерения КРС представлена на рисунке 3.10. Излучение лазера (1) проходит через систему сканирования (2) и фокусируется на образце (4) с помощью объектива (3). Отраженное от образца излучение и излучение комбинационного рассеяния света попадают обратно в систему сканирования и после него проходят через светофильтр (5), который отсекает излучение с длиной волны возбуждающего лазера. После отражения от зеркала (6) излучение попадает в спектрометр (7), на выходе которого располагается фотодетектор (8). Сигнал с фотодетектора поступает на компьютер (9), который записывает интенсивность сигнала в зависимости от длины волны спектрометра.

Основанием для выбора КРС в качестве методики исследования структурных свойств являются ярко выраженные особенности комбинационного рассеяния света слоев InGaP по сравнению с подложкой GaAs [127]. Согласно работам [128, 129], метод КРС может быть использован для выявления механических напряжений и исследования кристаллического качества напряженных слоев активной области, таких, например, как GaAs/InGaP/InGaAs с метаморфным буферным слоем InGaP градиентного состава. Сопоставление параметров спектров КРС для разных структур позволяет сделать выводы о взаимосвязи технологических режимов и кристаллической структуры.

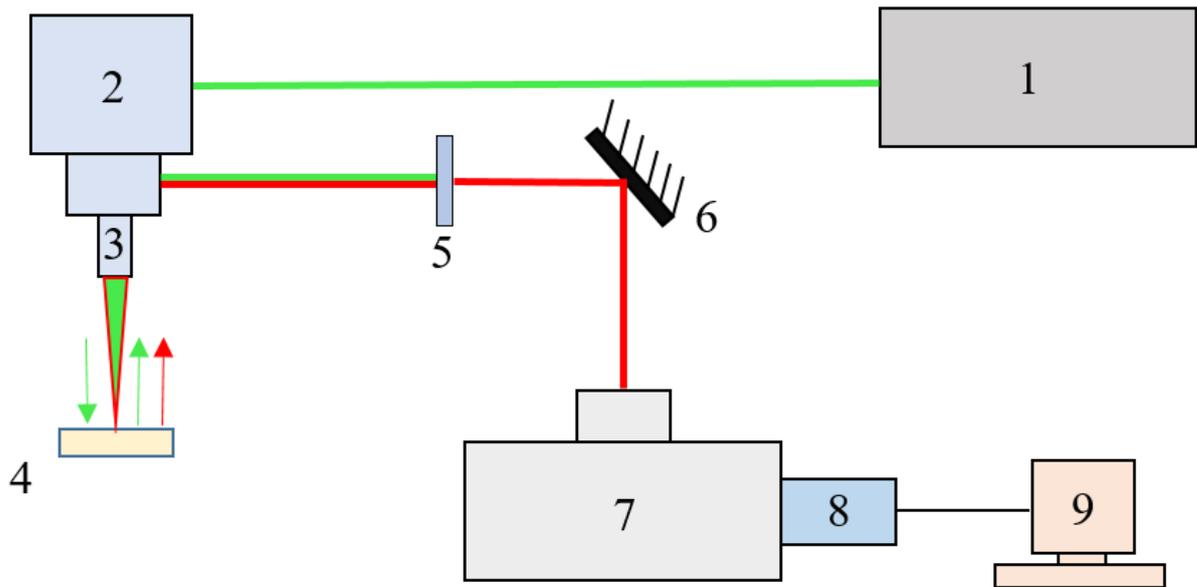


Рисунок 3.10 – Схема измерения комбинационного рассеяния света. 1– лазер; 2 – система сканирования; 3 – объектив; 4 – исследуемый образец; 5 – светофильтр; 6 – зеркало; 7 – спектрометр; 8 – фотодетектор; 9 – компьютер

Для приборных структур серии Б1 были исследованы функциональные характеристики, а именно, спектральные характеристики фототока. Измерения были выполнены при комнатной температуре. Схема измерения фототока представлена на рисунке 3.11. В качестве источника светового излучения используется ксеноновая лампа (1), свет с которой собирается и фокусируется конденсорной линзой (2). Сфокусированный пучок света проходит через модулятор (3), где частота световых импульсов синхронизируется с частотой работы цифрового вольтметра (7), и через светофильтр (4) попадает на входную щель монохроматора (5). С выходной щели излучение попадает на окно исследуемого фотодиода, закрепленного в держателе (6). С фотодиода сигнал попадает на цифровой вольтметр (7), после чего оцифрованные данные поступают на персональный компьютер (8), который записывает зависимость интенсивности сигнала с фотодиода от длины волны монохроматора. Для подачи обратного смещения на фотодиод использовался источник питания (9).

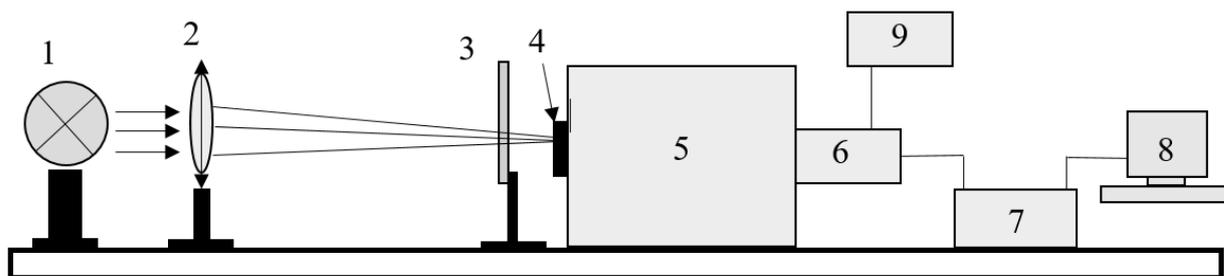


Рисунок 3.11 – Схема измерений фототока. 1 – ксеноновая лампа; 2 – конденсорная линза; 3 – механический модулятор; 4 – светофильтр; 5 – монохроматор; 6 – исследуемый фотодетектор; 7 – цифровой вольтметр; 8 – компьютер; 9 – источник питания

Для изучения механизмов токопереноса в диодных гетероструктурах были проведены измерения вольтамперных характеристик (ВАХ). Измерения проводились при температурах 77 К и 300 К. Для измерений ВАХ использовалась встроенная программа источника-измерителя токов и напряжений Keithley-2440, в которой возможно подавать напряжение в заданном интервале и с заданным шагом, и при каждом значении напряжения измерять величину тока. Для более полной характеристики ряда диодных структур дополнительно проводились измерения температурной зависимости ВАХ в диапазоне от 9 до 300 К в криостате замкнутого цикла Janis CCS 300S/202.

На рисунке 3.12 представлена схема исследования спектров фоточувствительности полученных фотодиодов. Излучение лазера с выходом через оптическое волокно (1) подается на исследуемый фотодиод (2). С помощью источника-измерителя Keithley-2440 (3) выполняется измерение ВАХ фотодиода при освещении лазером и в темноте. Результат измерений автоматически заносится в компьютер (4).

Токовая чувствительность фотодиода S рассчитывается по формуле:

$$S = \frac{I - I_d}{P}, \quad (3.5)$$

где I – ток, протекающий через фотодиод при облучении его лазером (при приложении обратного смещения), I_d – темновой ток, P – мощность излучения.

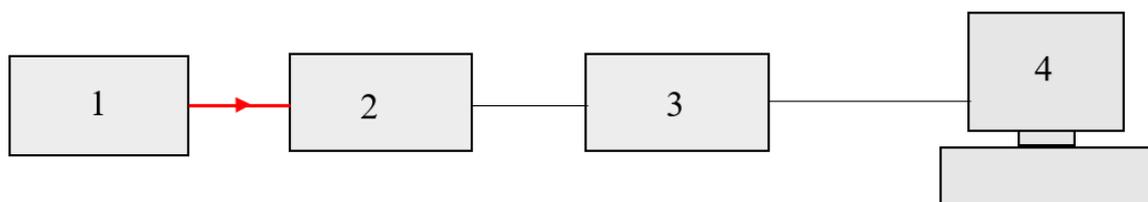


Рисунок 3.12 – Схема исследования фоточувствительности. 1 – лазер с выходом излучения через оптическое волокно; 2 – исследуемый фотодиод; 3 – источник-измеритель Keithley-2440; 4 – компьютер

Исследование структурно-морфологических свойств и качества поверхности, выращенных структур осуществлялось с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ) на установке NT-MDT Solver HV.

Плотность дислокаций в поверхностном слое оценивалась по плотности ямок, выявленных методами селективного химического жидкостного травления и АСМ. Селективное травление заключалось в кратковременном травлении поверхности образца до появления на поверхности образца ямок (или бугорков) размерами 0,4–2 мкм, которые соответствуют местам выхода дислокаций на поверхность. Поскольку в месте выхода дислокации кристаллическая структура материала нарушена, то локальная скорость травления будет отличаться от скорости травления бездефектной части поверхности. Селективное травление применялось для избегания объединения двух или нескольких ямок в одну. Диапазон времени травления составлял от 30 сек до 60 сек. По полученной методом АСМ топограмме поверхности считалось количество выявленных ямок и делилось на площадь области сканирования.

3.2.2. Рост метаморфных буферных слоев InGaP со ступенчатым изменением состава

В настоящем разделе приведены результаты технологических экспериментов по формированию фотоприемников InGaAs с метаморфным буферным слоем InGaP. Показано, что применение метаморфного буферного слоя InGaP, выращенного на подложке GaAs, способствует получению более высокого

качества фоточувствительной области InGaAs, по сравнению с метаморфным буферным слоем InGaAs, исследованным ранее в работах [125, 126]. Кроме того, в фотоприемниках с вводом излучения через подложку использование буферного слоя InGaP позволяет повысить долю излучения, поглощаемого активной областью, поскольку слои InGaP являются прозрачными для излучения с длиной волны в области 1 мкм.

Исследуемые фоточувствительные структуры были получены методом МОС-гидридной эпитаксии при атмосферном давлении в горизонтальном кварцевом реакторе. Выращены структуры с InGaP метаморфным буферным слоем со ступенчатым изменением состава с двумя вариантами метаморфных слоев, которые содержали 6 или 8 ступеней в буферном слое (структуры Б1 и Б2, соответственно – рисунок 3.13). Подробное описание структур было представлено в главе 2.

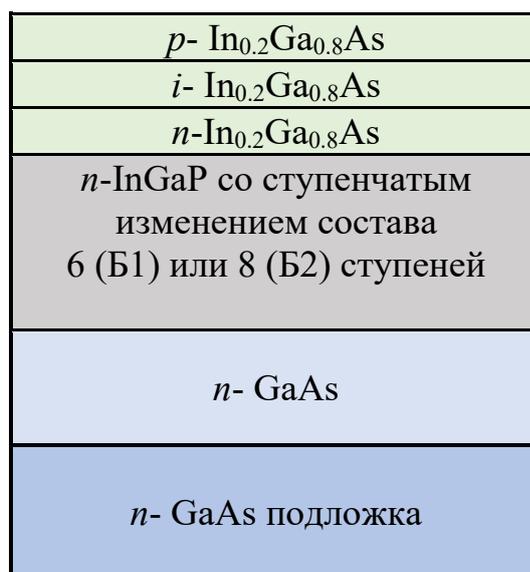


Рисунок 3.13 – Конструкция исследуемых структур Б1 и Б2

Для создания фотоприемников со стороны эпитаксиальных слоев были нанесены омические контакты AuGe методом термического испарения в вакууме. Методами фотолитографии и химического травления была сформирована мезаструктура с диаметром 560 мкм. Со стороны подложки наносились точечные омические контакты методом электроискрового вжигания оловянной фольги. С целью уменьшения влияния поверхностных темновых токов перед нанесением

точечных металлических контактов была проведена очистка и пассивация поверхности образцов методами реактивного ионного травления длительностью 20 минут и последующим термическим окислением в атмосфере кислорода при температуре 300 °С длительностью 30 минут.

3.2.3. Результаты структурных исследований сформированных слоев

Спектры комбинационного рассеяния света твердых растворов InGaAs и InGaP фоточувствительной структуры Б1 представлены на рисунке 3.14. Спектры КРС демонстрируют двухмодовый характер: для твердого раствора InGaAs присутствуют GaAs-подобные и InAs-подобные моды, а для InGaP – GaP-подобные и InP-подобные моды.

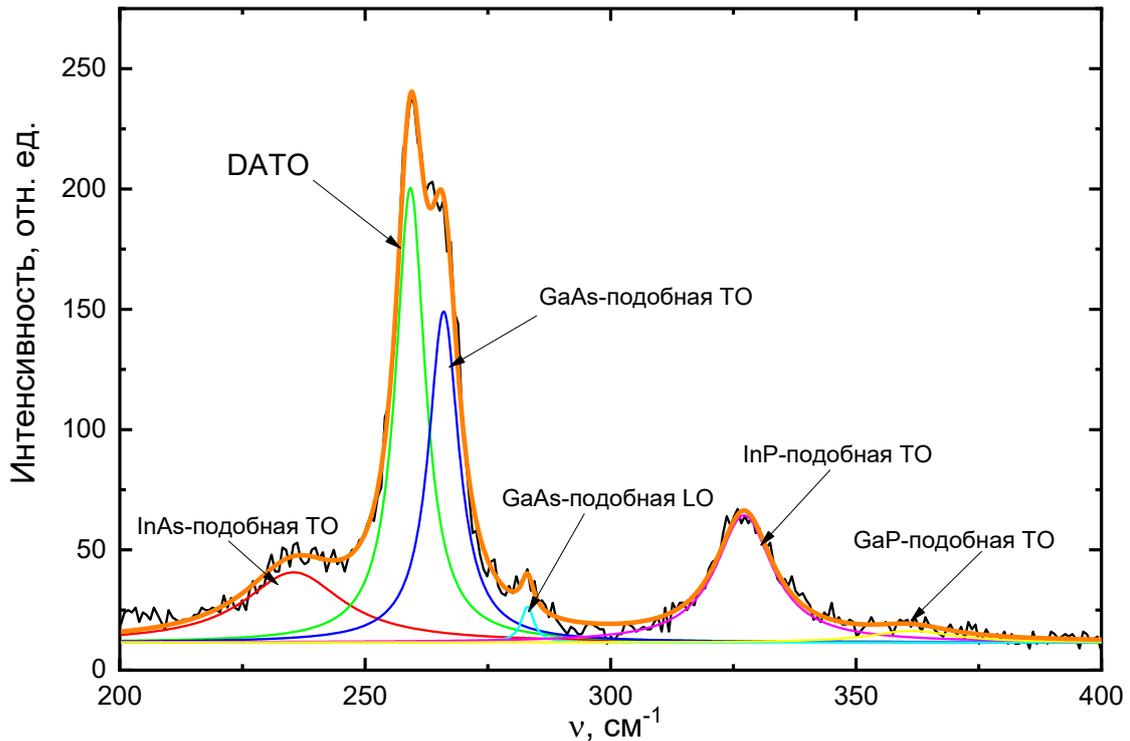


Рисунок 3.14 – Аппроксимированный функциями Лоренца спектр КРС структуры, полученный вблизи гетерограницы твердых растворов InGaAs и InGaP

В спектре твердого раствора InGaAs кроме GaAs-подобной ТО-моды присутствует близко расположенная мода DATO (disorder-activated transverse-

optical), что значительно усложняет интерпретацию. В связи с близостью частот колебаний DATO- и GaAs-подобной TO-моды возникают дополнительные погрешности определения их частотных положений.

Тем не менее, для качественного определения наличия механических напряжений было использовано распределение по координате сканирования частотного положения GaAs-подобной TO-моды твердого раствора InGaAs (рисунок 3.15), поскольку она является разрешенной в данной геометрии и имеет высокую интенсивность.

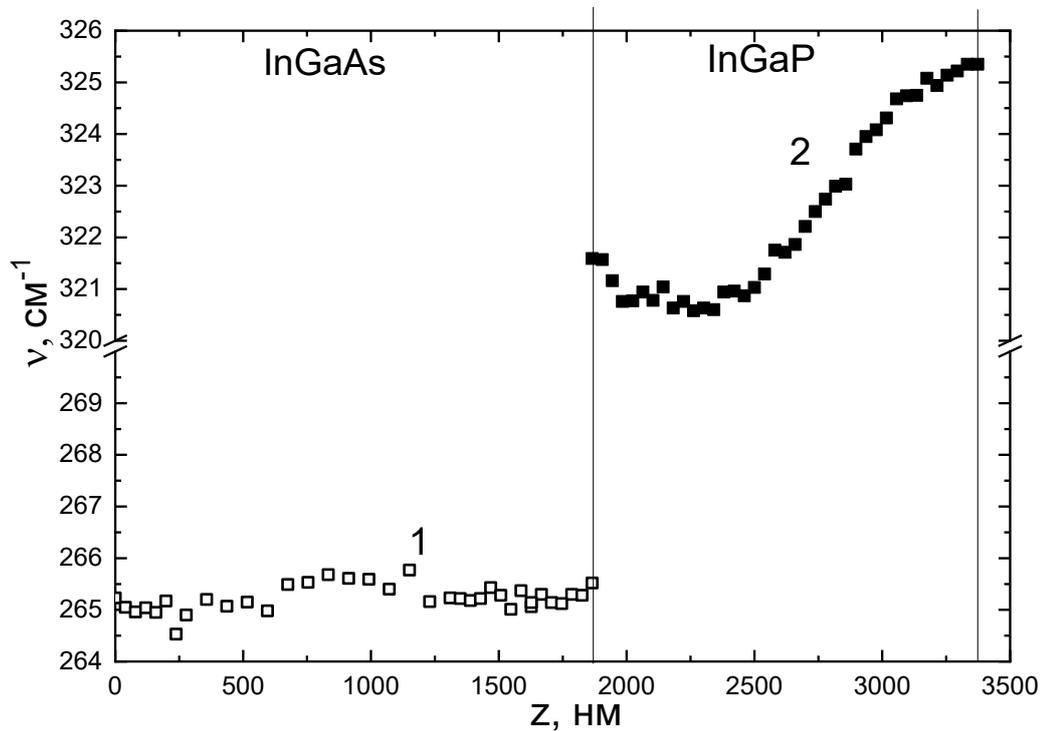


Рисунок 3.15 – Распределение по координате сканирования частотного положения пиков КРС: 1 – GaAs-подобной TO-моды твердого раствора InGaAs; 2 – InP-подобной TO-моды твердого раствора InGaP

Частотное положение GaAs-подобной TO-моды твердого раствора InGaAs слабо изменяется при приближении координаты сканирования к гетерогранице с метаморфным буферным слоем, что свидетельствует об отсутствии механических напряжений в активной области структуры [128].

Распределение по координате частоты InP-подобной TO-моды твердого раствора InGaP отражает изменение его состава и деформации. Как видно из

рисунка 3.15, вблизи гетерограницы частота сначала становится постоянной, а около самой границы немного увеличивается, что свидетельствует о наличии небольших напряжений сжатия верхнего переходного слоя МБС вблизи границы. Данный вывод согласуется с технологическим режимом формирования структур, поскольку в процессе роста метаморфного слоя происходило увеличение доли In в ступенях InGaP, что и должно приводить к уменьшению частоты InP-подобной ТО-моды твердого раствора InGaP. Заключительная ступень, при этом, имела вдвое большую толщину слоя при неизменном составе (согласно параметрам роста). Следовательно, увеличение частоты моды может быть связано с наличием механических напряжений сжатия вблизи гетерограницы.

Отметим, что метод КРС позволяет также анализировать степень кристаллического качества активной области [130]. Для проведения такого анализа было получено распределение по координате сканирования полной ширины на половине интенсивности суперпозиции зарегистрированных пиков, а именно, пиков, относящихся к DATO- и GaAs-подобным ТО-модам твердого раствора InGaAs (рисунок 3.16).

Полная ширина суперпозиции пиков DATO- и GaAs-подобных ТО-мод твердого раствора InGaAs практически постоянна по толщине слоя. Согласно литературным данным, это может являться косвенным свидетельством неизменности его кристаллического качества [130]. Таким образом, исследования методом КРС показали, что фоточувствительная область InGaAs выращенная на основе InGaP метаморфного слоя со ступенчатым изменением состава имеет однородный состав и однородное кристаллическое качество, что говорит об эффективности применения предложенной нами конструкции метаморфного слоя при слабом рассогласовании ($\sim 1,5\%$). Данный вывод подтверждается результатами исследования плотности прорастающих дислокаций в поверхностном слое, рассчитанной с помощью метода селективного травления и АСМ. Полученное значение составило $6 \times 10^4 \text{ см}^{-2}$, что является хорошим результатом для метаморфных структур, поскольку превышает плотность дефектов

в используемых в настоящем эксперименте подложках менее чем на два порядка [71].

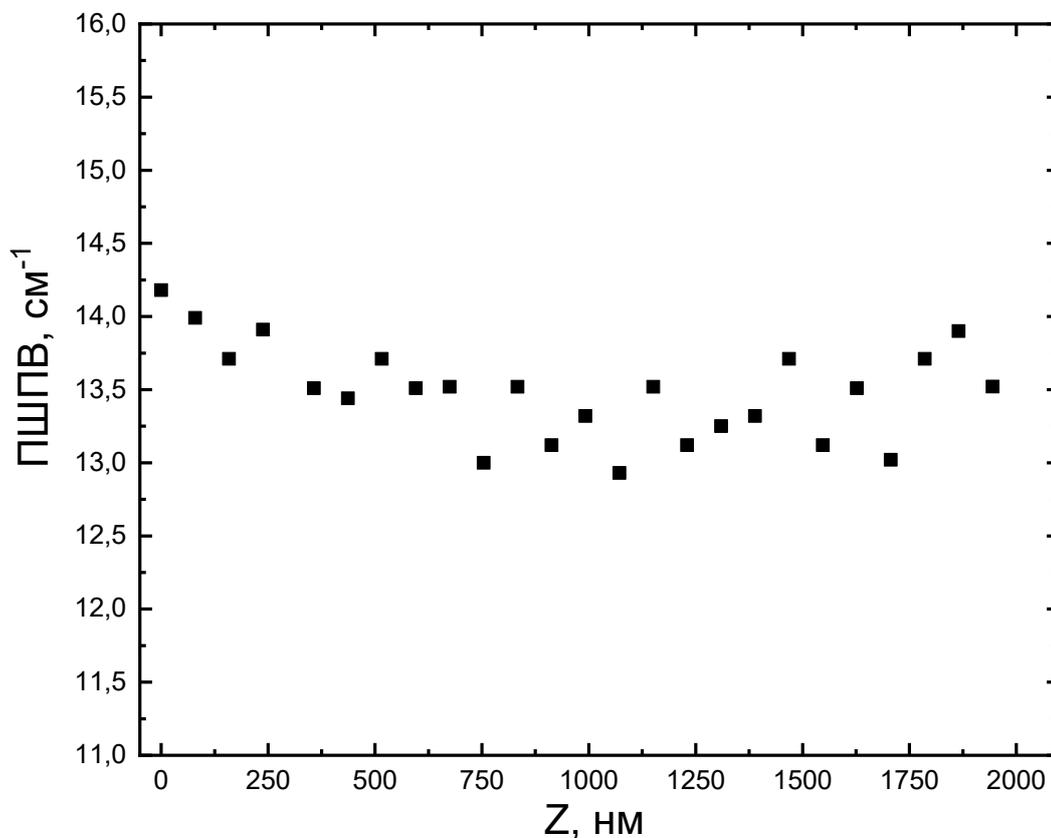


Рисунок 3.16 – Распределение по координате сканирования полной ширины на половине интенсивности суперпозиции пиков DATO- и GaAs-подобных ТО-мод твердого раствора InGaAs

Среднеквадратичное значение неровностей поверхности составило 2,7 нм, что также является признаком высокого кристаллического качества и низкой плотности прорастающих дислокаций в активном слое [34]. Наконец, на рисунке 3.17 представлена топограмма поверхности, полученная с помощью интерференционного микроскопа. На диаграмме явно выражена сетка дислокаций несоответствия, лежащих в плоскости структуры, и не выражены неоднородности поверхности, которые являются следствием прорастающих дислокаций.

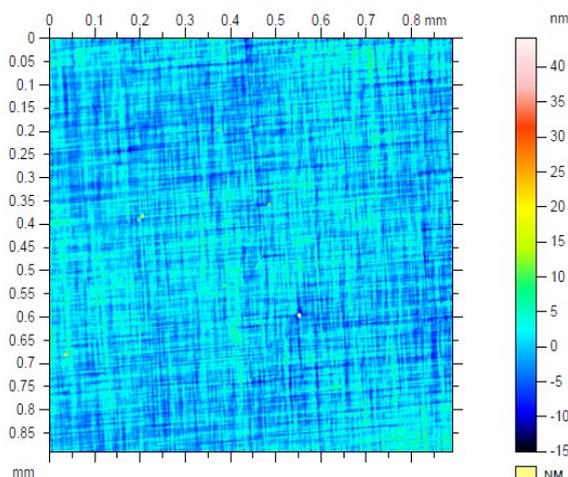


Рисунок 3.17 – Топограмма поверхности структуры Б1, полученная с помощью интерференционного микроскопа

3.2.4. Функциональные характеристики фотоприемных структур с метаморфным слоем InGaP

На рисунке 3.18 показан характерный спектр фототока структуры с метаморфными буферными слоями InGaP. Фототок наблюдается в диапазоне (0,91...1,05) мкм с максимумом на длине волны 1,03 мкм. Из рисунка 3.18 видно, что для исследованных структур характерно быстрое нарастание фототока с увеличением длины волны, что связано с оптической прозрачностью слоя InGaP в исследованном диапазоне длин волн. Поглощение излучения осуществляется только в фоточувствительной области фотодиода, для которой характерен резкий край поглощения.

Отметим, что для всех исследованных структур серии были зарегистрированы спектры поглощения, подобные показанному на рисунке 3.18. В работе они не приводятся во избежание загромождения рисунка.

Спектры фототока подобно спектрам поглощения отражают энергетические характеристики зонной структуры материала активной области. Значительно больший интерес с точки зрения функциональных характеристик представляет исследование обнаружительной способности D фотодиодов в зависимости от

параметров структур. Величина D связана с характеристиками фотоприемника следующим выражением [131]:

$$D = S_i \left(\frac{A}{qI_d\Delta f} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (3.6)$$

где S_i – токовая монохроматическая чувствительность,

A – площадь чувствительной площадки,

q – заряд электрона,

I_d – величина обратного темнового тока,

Δf – полоса пропускания фотоприемника.

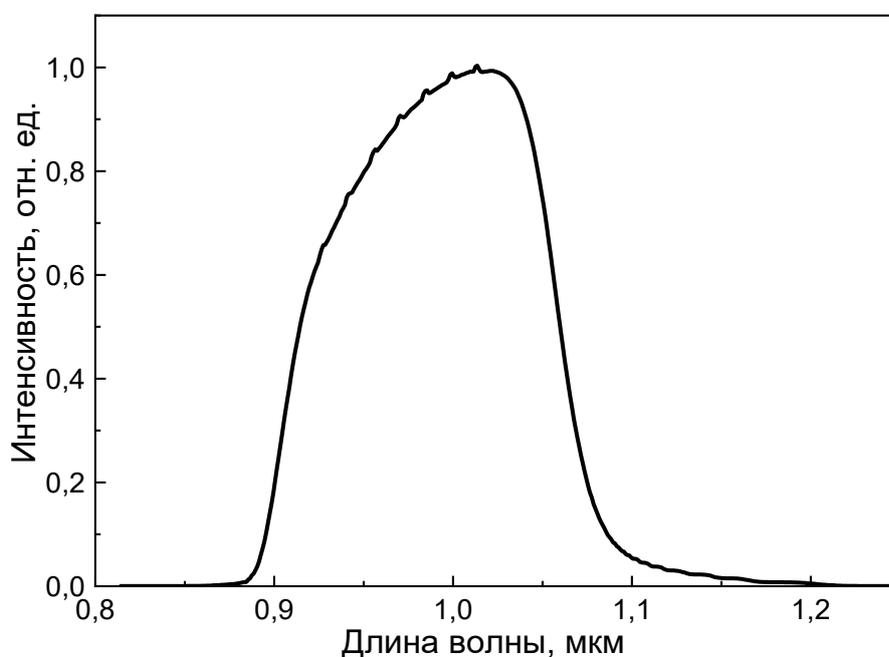


Рисунок 3.18 – Спектр фототока фотодиода, изготовленного на основе структуры с метаморфным буферным слоем InGaP

Из (3.6) видно, что для увеличения обнаружительной способности фотодиода необходимо уменьшить его обратный темновой ток. Темновой ток фотодиода является одним из важнейших параметров, величина которого тесно связана с кристаллическим совершенством структур. Значение темнового тока зависит от ширины запрещенной зоны твердого раствора, а также от множества механизмов утечек, работающих при обратном смещении диода. Известно несколько таких

механизмов: дрейфовый, генерационно-рекомбинационный, межзонное туннелирование, туннелирование через уровни ловушек [132]. Для каждого механизма характерна своя энергия активации:

$$I_d \sim \exp\left[-\frac{E_a}{kT}\right], \quad (3.7)$$

где E_a – энергия активации механизма протекания темнового тока,

T – температура,

k – постоянная Больцмана.

Таким образом, природу темнового тока можно определить из зависимости тока I_d от температуры. Для оценки вклада различных механизмов темнового тока для полученных фотодиодов GaAs/InGaP/InGaAs были проведены исследования обратной ветви вольтамперной характеристики в диапазоне температур (230...350) К (рисунок 3.19).

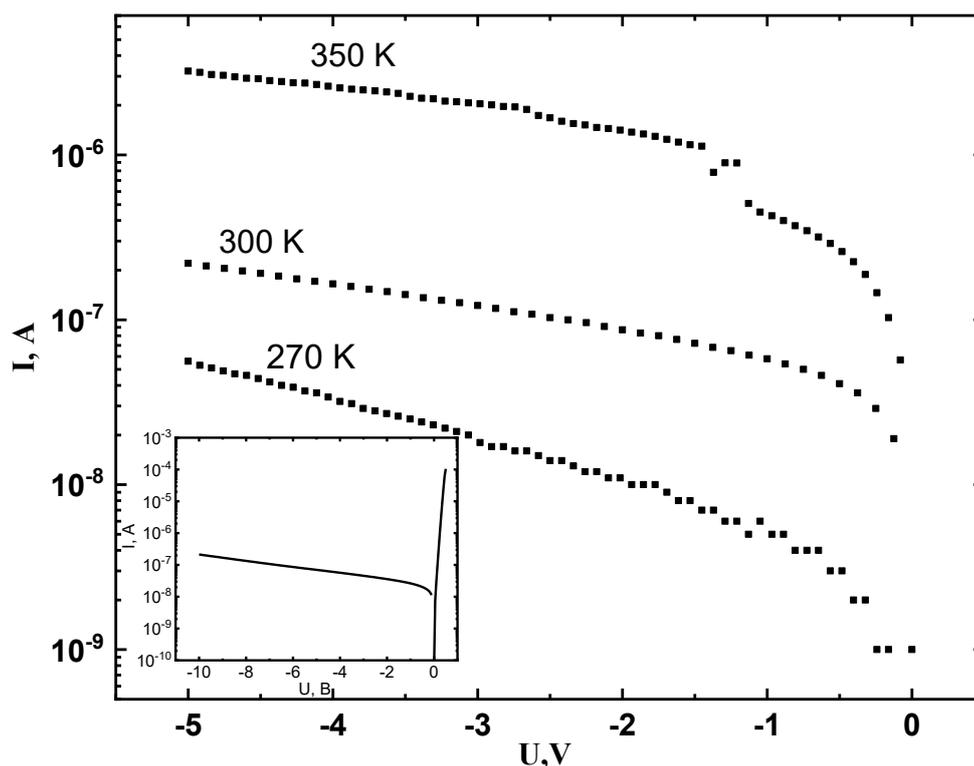


Рисунок 3.19 – Обратные ветви вольтамперных характеристик фотодиодов при различных температурах измерений. На вставке показан полный вид ВАХ, измеренный в обеих полярностях напряжения при температуре 300 К

Энергия активации процесса протекания темнового тока E_a определялась из зависимости логарифма темнового тока от температуры (рисунок 3.20) при заданном значении обратного напряжения. Линейная аппроксимация экспериментальных точек с коэффициентом корреляции $R = 0,9$ позволяет определить показатель экспоненты функции (3.7), откуда легко находится $E_a = 0,1$ эВ. Поскольку значение E_a много меньше ширины запрещенной зоны твердого раствора InGaAs ($E_g = 1,16$ eV), то наблюдаемый темновой ток, по-видимому, связан с туннелированием носителей через уровни ловушек, которые расположены в запрещенной зоне. Источниками этих уровней могут являться точечные дефекты, возникающие в процессе выращивания эпитаксиальных слоев, или неконтролируемые примеси.

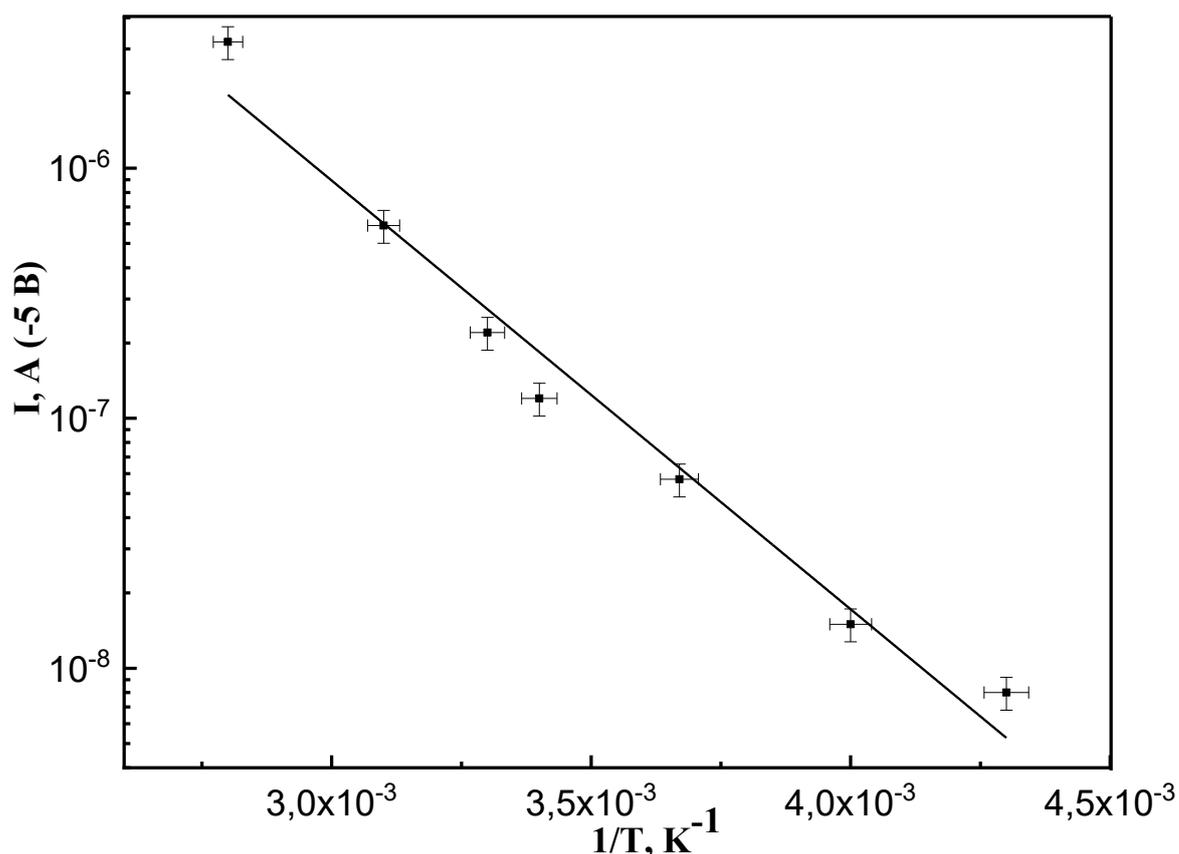


Рисунок 3.20 – Зависимость обратного тока фотодиода от температуры при фиксированном смещении

Таким образом, объемная составляющая обратного тока в фотодиодах, выращенных на подложке GaAs с применением технологии метаморфного

буферного слоя InGaP со ступенчатым изменением состава, определяется туннелированием носителей заряда через уровни ловушек, которые расположены в запрещенной зоне активной области (рисунок 3.21). Процесс протекания темнового тока можно описать следующим образом.

При обратном смещении p-n-перехода суммарное электрическое поле в области пространственного заряда (ОПЗ) увеличивается, что повышает изгиб зон. Если тепловое возбуждение приведет к забросу электрона из валентной зоны на уровень ловушки, то дырка, возникшая в валентной зоне, переносится сильным электрическим полем ОПЗ в p-область. В случае относительно большого значения характерного времени рекомбинации электрона из состояния в запрещенной зоне в валентную зону канал рекомбинации для электронов подавляется (т.к. все образующиеся в результате термического заброса дырки удаляются электрическим полем). В результате повышается вероятность туннелирования электрона в зону проводимости ОПЗ, откуда он электрическим полем переносится в n-область. Это обеспечивает сравнительно высокое значение темнового тока в диодах с высокой плотностью центров захвата.

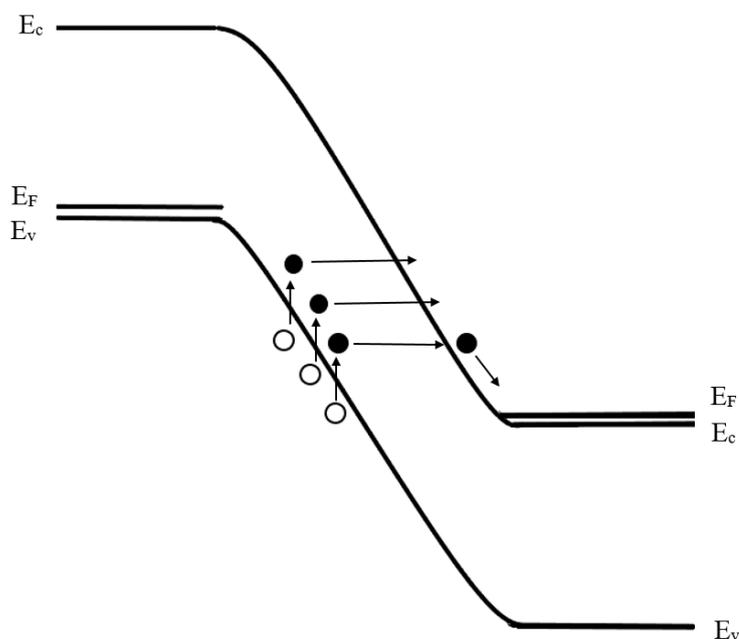


Рисунок 3.21 – Модель зонной диаграммы исследуемых диодов при обратном напряжении минус 5 В

Таким образом, исследованные в настоящей работе фотодиодные структуры GaAs/InGaP/InGaAs, сформированные методом МОС-гидридной эпитаксии, отличаются относительно высокой плотностью дефектов, что напрямую влияет на важнейшие функциональные характеристики фотодиодов на их основе.

Тем не менее, с практической точки зрения представляется важным демонстрация работоспособности фотодиодов с рабочей длиной волны 1,06 мкм, сформированных на метаморфном буферном слое.

На основе проведенных исследований и полученных экспериментальных результатов, была проведена оптимизация конструкции фоточувствительной гетероструктуры. В структурах, рассмотренных выше, метаморфный буферный слой со ступенчатым изменением состава состоял из 6 ступеней (структура Б1), в модернизированной структуре МБС имел аналогичную конструкцию, но содержал в себе 8 слоев (структура Б2). Таким образом, был уменьшен шаг по изменению состава в пределах одной ступени, что выполнено с целью формирования более плавных переходов между постоянными решетками. Кроме того, в модернизированной структуре величина активной области была увеличена от 450 нм до 900 нм, а толщина МБС уменьшена от 1200 нм до 1000 нм, что выполнено с целью уменьшения упругих напряжений на границе метаморфного слоя с функциональным слоем. Подробный дизайн структуры представлен в таблице 2.4.

Исследования, выполненные методом селективного травления, и измерения топографии на атомно-силовом микроскопе показали, что плотность дислокаций в поверхностном слое для структуры Б2 составила 10^4 см^{-2} . На основе полученной структуры были изготовлены фотодиоды в соответствии с технологией, описанной в разделе 3.2.2. На рисунке 3.22 представлена обратная ветвь вольтамперных характеристик полученных диодов. Показано, что для оптимизированной структуры Б2 значение темнового тока при обратном смещении -5 В составляет 6 нА, что соответствует плотности тока $2,5 \times 10^{-6} \text{ А/см}^2$. Это является относительно низким значением по сравнению со структурой Б1. Кроме того, данное значение всего на порядок выше, чем плотность тока фотодиодов аналогичной конструкции, выращенных на согласованных подложках [133]. Сравнительные характеристики

фотодиодов, изготовленных на основе структур Б1 и Б2 представлены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Сравнительные характеристики фотодиодов, изготовленных на основе структур Б1 и Б2

	Б1	Б2
Диаметр мезы	560 мкм	560 мкм
Темновой ток	200 нА (-5 В)	6 нА (-5 В)
Плотность темнового тока	4×10^{-5} А/см ²	$2,5 \times 10^{-6}$ А/см ²
Фоточувствительность	0,2 А/Вт	0,4 А/Вт
Плотность дислокаций	6×10^4 см ⁻²	10^4 см ⁻²

Видно, что изменение структуры слоев обеспечило снижение плотности темнового тока. Это свидетельствует о высоком кристаллическом качестве функционального слоя сформированного фотоприемника. Стоит также подчеркнуть, что абсолютное значение темнового тока соответствует значению промышленных диодов, сформированных на согласованных подложках InP. Фоточувствительность диодов, изготовленных на основе модернизированной структуры, на длине волны 1,06 мкм составила 0,4 А/Вт, что также подтверждает высокое качество функциональных слоев структур (значение фоточувствительности промышленных диодов, выращенных на согласованных подложках, лежит в диапазоне $0,8 \div 1,1$ А/Вт).

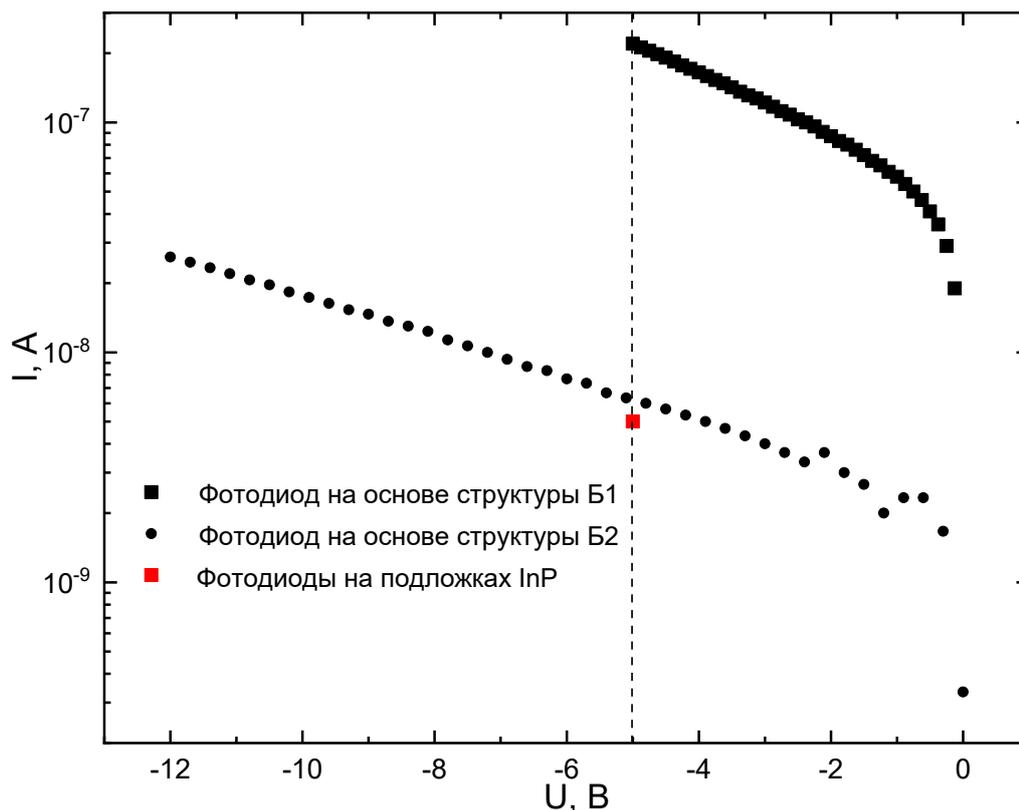


Рисунок 3.22 – Обратные ветви ВАХ фотодиодов на основе InGaP метаморфного слоя со ступенчатым изменением состава (структуры Б1 и Б2)

Таким образом, применение метаморфного буферного слоя InGaP со ступенчатым изменением состава позволяет сформировать лабораторные образцы фотоприемников с относительно низкими значениями плотности темнового тока, которые сопоставимы с таковыми для промышленных образцов фотоприемников, сформированных на основе структур, выращенных на согласованных по параметру решетки подложках InP. Сопоставимые значения функциональных характеристик, скорее всего, обусловлены формированием активного слоя с сопоставимым кристаллическим совершенством, что достигается за счет использования описанных в настоящем разделе технологических приемов.

3.3. Свойства гетероструктур, выращенных с применением дискретных метаморфных буферных слоев

В настоящем разделе рассмотрены структуры со средним рассогласованием параметров кристаллической решетки между подложкой и растущим слоем, а именно гетероструктуры $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ с содержанием In около 30%, сформированные на подложках GaAs. Основной мотивацией настоящего исследования является задача создания фотодиодов, работающих в инфракрасном диапазоне до 3 мкм, которые находят широкое применение в приборах ночного видения, системах дальнометрии и других системах детектирования излучения. В настоящий момент для создания детекторов на данный диапазон чаще всего применяются *p-i-n*-структуры, выращенные на InP-подложке на основе твердого раствора $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ с высоким содержанием In [134, 135, 136, 137, 138]. Именно такие структуры в настоящем разделе будут рассмотрены как реперный объект для сравнения функциональных характеристик.

Реализация метаморфных структур на арсениде галлия, транспортные и структурные характеристики которых не уступали бы характеристикам структур на InP, затруднена из-за неполного подавления дислокаций, прорастающих в активные слои фотоприемника, а также из-за возникновения микрорельефа поверхности [134]. Для снижения плотности прорастающих дислокаций часто используют дислокационные фильтры, представляющие собой напряженную сверхрешетку [135]. Но к слоям такого фильтра предъявляются жесткие требования высокого кристаллического совершенства и однородности. В противном случае сама сверхрешетка может являться дополнительным источником как точечных дефектов, так и прорастающих дислокаций, которые проникают в фоточувствительную область диодных структур, снижая их качество. Другим подходом в указанном направлении является создание детекторов (на длину волны более 1 мкм), на основе структур, выращенных на подложках GaAs с переходным $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ слоем, в котором задано ступенчатое изменение состава [113, 114]. Такие структуры показали высокую плотность дислокаций и значительные темновые токи, даже в тех случаях, когда толщина буферных слоев доходила до нескольких

микрометров. В связи с этим продолжается поиск новых способов подавления прорастающих дислокаций и смещения области спектральной чувствительности в сторону более высоких длин волн.

Основной технологией для выращивания фоточувствительных структур является метод МЛЭ [71, 136, 137, 138, 139]. Например, авторам [71] удалось создать этим методом структуры на основе InP с дискретным метаморфным буферным слоем и с уменьшенной плотностью дислокаций в активной области. Однако для формирования промышленно выпускаемых полупроводниковых приборов активно используется метод МОС-гидридной эпитаксии, поэтому создание фотодетекторов для массовой электроники ставит задачу по получению гетероструктур на подложках GaAs именно этим методом.

3.3.1. Рост фоточувствительных структур с дискретным метаморфным буферным слоем

В настоящем разделе рассмотрен модифицированный способ формирования дискретного метаморфного буферного слоя на подложке GaAs методом МОС-гидридной эпитаксии с целью создания фотодиодов для спектрального диапазона (1,0...1,3) мкм. Детали данного способа приведены в главе 2 настоящей работы. Исследовалось влияние количества периодов буферного слоя на структурные и приборные характеристики, получаемых таким образом гетероструктур. Исследованы гетероструктуры и фотодиоды на их основе, содержащие 16 и 23 периода в дискретном МБС (структура В1 и В2, соответственно). Схематическое изображение конструкций гетероструктур с дискретным МБ показано на рисунке 3.23.

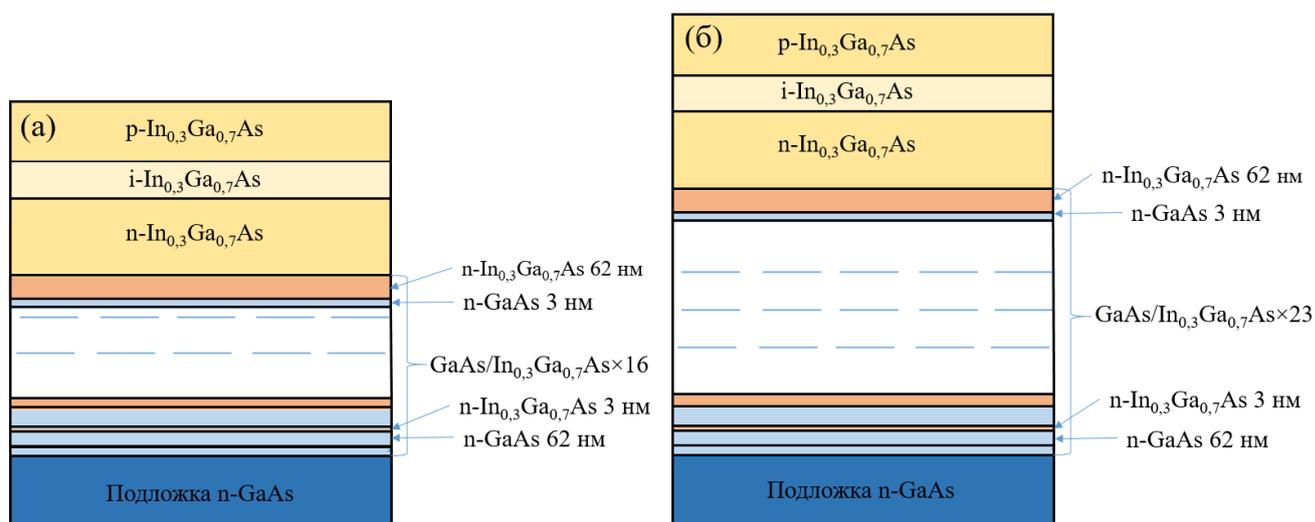


Рисунок 3.23 – Схематическое изображение фотодиодных гетероструктур на основе дискретного МБ слоя для структур типа В1 (а) и В2 (б)

3.3.2. Структурные исследования гетероструктур с дискретным метаморфным буферным слоем

Результаты измерения плотности дислокаций на сформированных гетероструктурах GaAs/МБ/InGaAs приведены в таблице 3.3. На рисунке 3.24 продемонстрирован АСМ топограмма после селективного химического травления структуры В1.

Таблица 3.3 – Измеренное значение плотности дислокаций в поверхностном слое для структур В1 и В2

	В1	В2
Плотность дислокаций в поверхностном слое	$1,25 \times 10^6 \text{ см}^{-2}$	$2,7 \times 10^5 \text{ см}^{-2}$

Значение $1,25 \times 10^6 \text{ см}^{-2}$ в структуре В1 всего на два порядка превышает плотность дислокаций подложек, используемых в эксперименте (таблица 3.3), что, согласно литературным данным [71], уже является хорошим результатом для структур с метаморфными слоями.

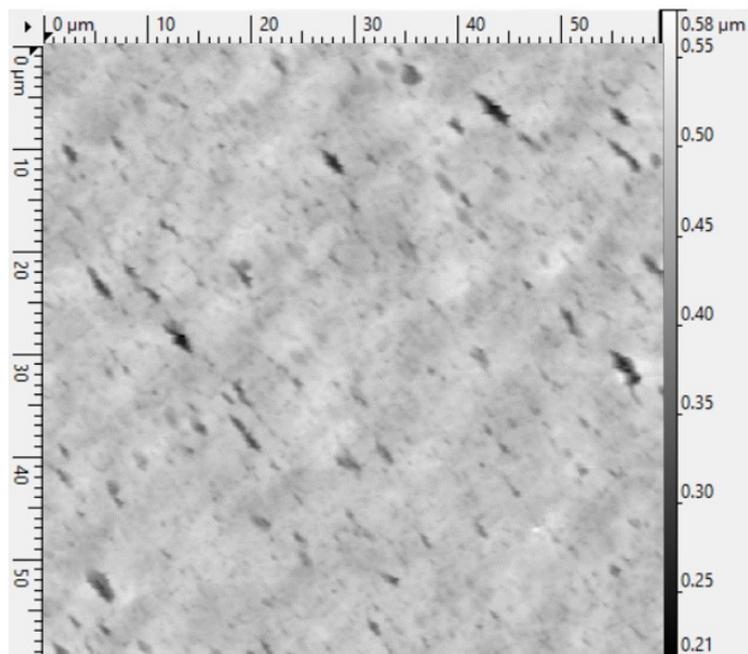


Рисунок 3.24— Топограмма поверхности структуры В1 после проведения селективного травления, полученная с помощью метода АСМ. Область сканирования составила 60×60 мкм

На рисунках 3.25 и 3.26 приведены типичные АСМ снимки нетравленных поверхностей выращенных фотодиодных структур. Размеры исследуемой площадки 12×12 мкм. Среднеквадратичное отклонение поверхности (RMS) составило 23 нм и 20 нм для структур В1 и В2, соответственно. Видно, что неровности поверхности образцов имеют плотно упакованную овальную структуру, вытянутую вдоль направления типа $\{110\}$. Такой рельеф наблюдается на поверхности всей структуры и обусловлен генерацией периодического поля механических напряжений, возникающих по мере роста дискретного МБС, и релаксацией напряжений вдоль наиболее энергетически выгодного направления $[140]$. Отметим, что структура В2 с большим количеством пар чередующихся слоев в МБС имеет больший размер неровностей в латеральном направлении. Это является косвенным свидетельством снижения плотности дефектов в поверхностном слое по мере увеличения количества чередующихся пар слоев.

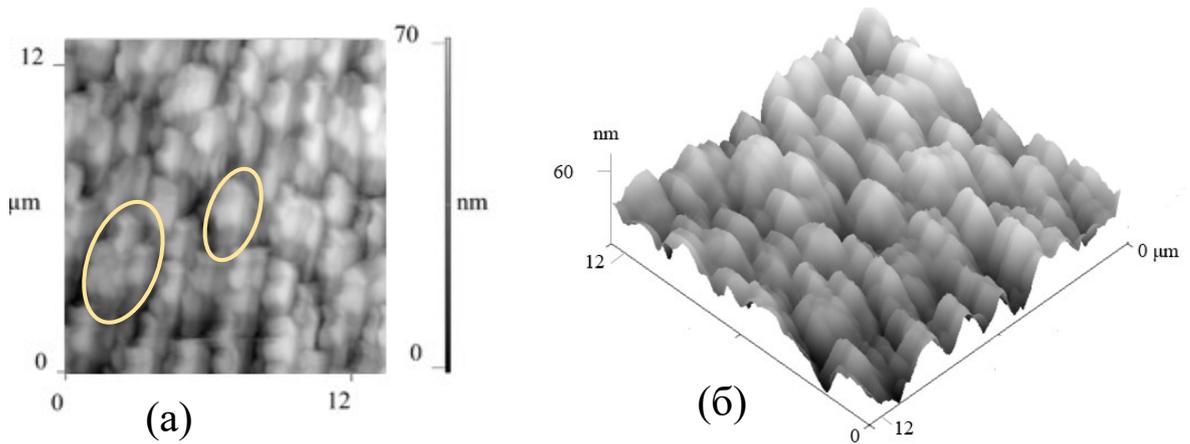


Рисунок 3.25 – а) Типичная АСМ топограмма структуры В1; б) 3D АСМ снимок поверхности структуры В1

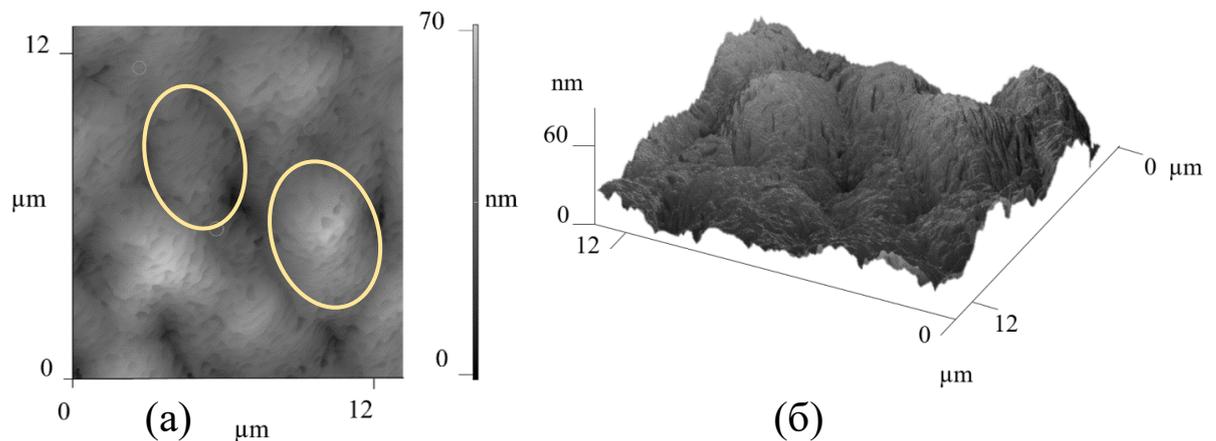


Рисунок 3.26 – а) Типичная АСМ топограмма структуры В2; б) 3D АСМ снимок поверхности структуры В2

На данных структурах были выполнены дополнительные исследования кристаллического совершенства путем анализа поперечного среза, полученного на просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения (ВРПЭМ).

На рисунках 3.27 и 3.28 представлены электронно-микроскопические изображения поперечных сечений гетероструктур с дискретным МБС типа В1 и В2. В структурах наблюдаются чередующиеся пары материалов GaAs/InGaAs из которых состоит метаморфный буферный слой. Общая толщина метаморфного слоя составила 990 нм и 1700 нм для структур В1 и В2, соответственно, что

отличается от толщин, которые заявлены в таблице 2.5. Данное отличие может быть связано с тем, что толщины слоев, представленные в таблице 2.5, рассчитывались на основе средней скорости роста структуры, тогда как скорости роста материалов, входящих в состав метаморфного слоя, различаются.

На рисунке 3.29 представлен ПЭМ снимок дискретного метаморфного буферного слоя для структуры типа В2. На рисунке наблюдается периодичность структуры МБС и изменение толщин чередующихся материалов в противоположных направлениях. Также, на данном рисунке наблюдаются дефекты, которые могут быть интерпретированы как дефекты упаковки или прорастающие дислокации. На границе раздела GaAs/InGaAs в МБ наблюдаются дислокации несоответствия.

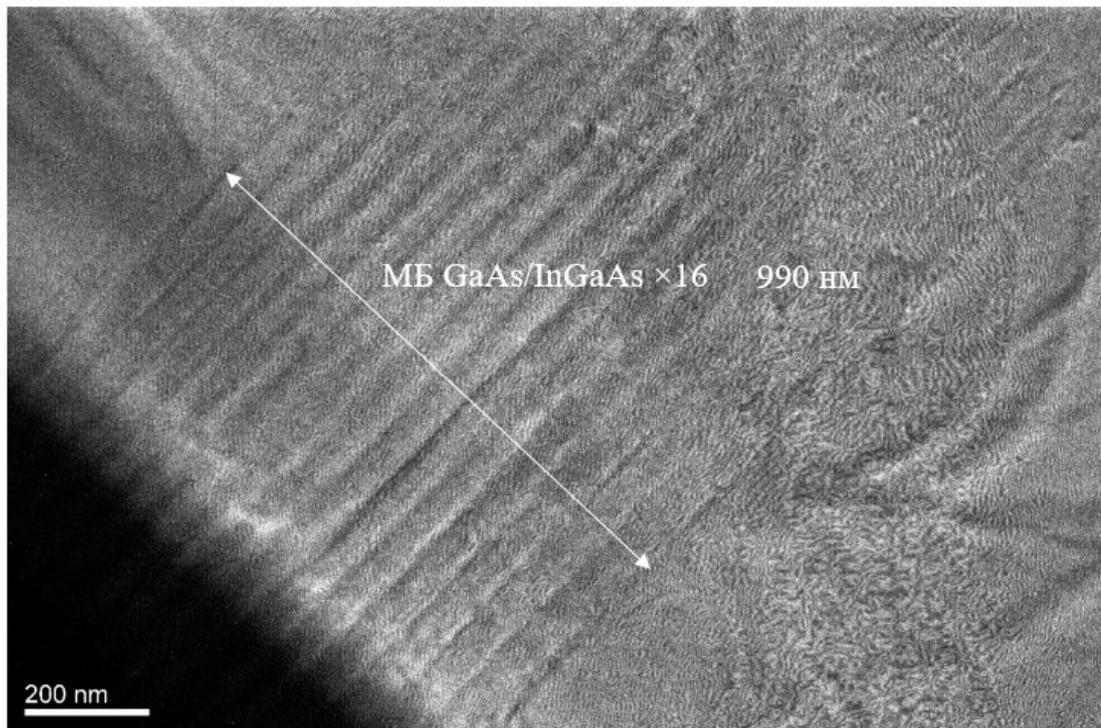


Рисунок 3.27 – Изображение поперечного сечения области МБС структуры типа В1, полученное на просвечивающем электронном микроскопе

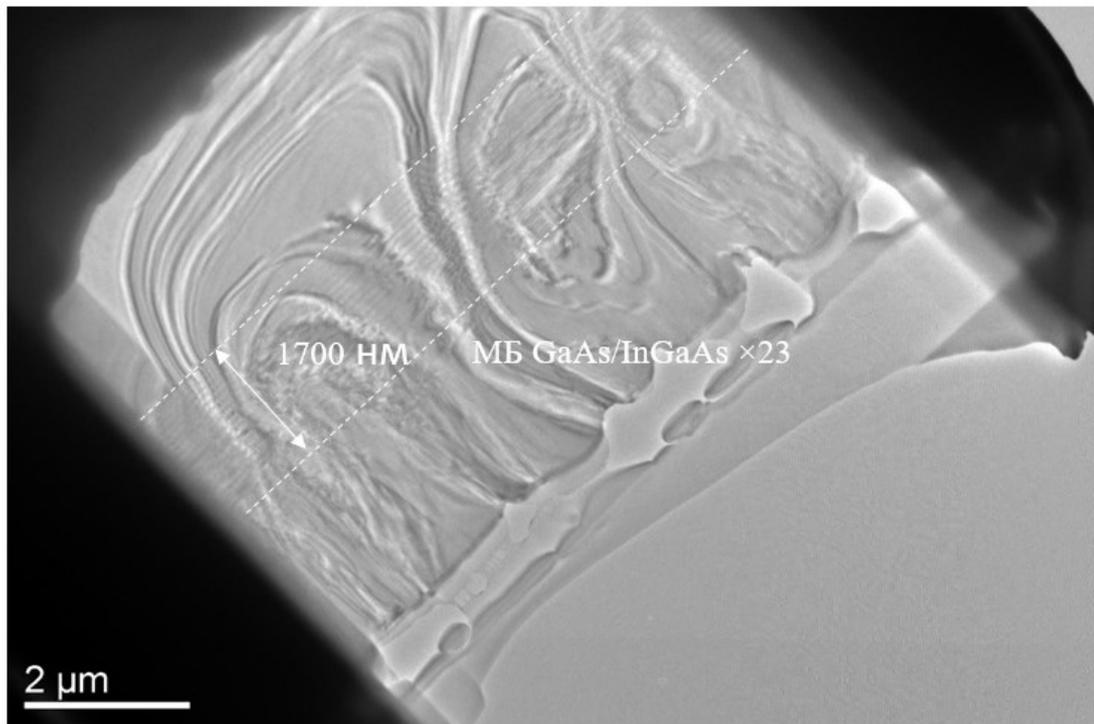


Рисунок 3.28 – Изображение поперечного сечения области МБС структуры типа В2, полученное на просвечивающем электронном микроскопе

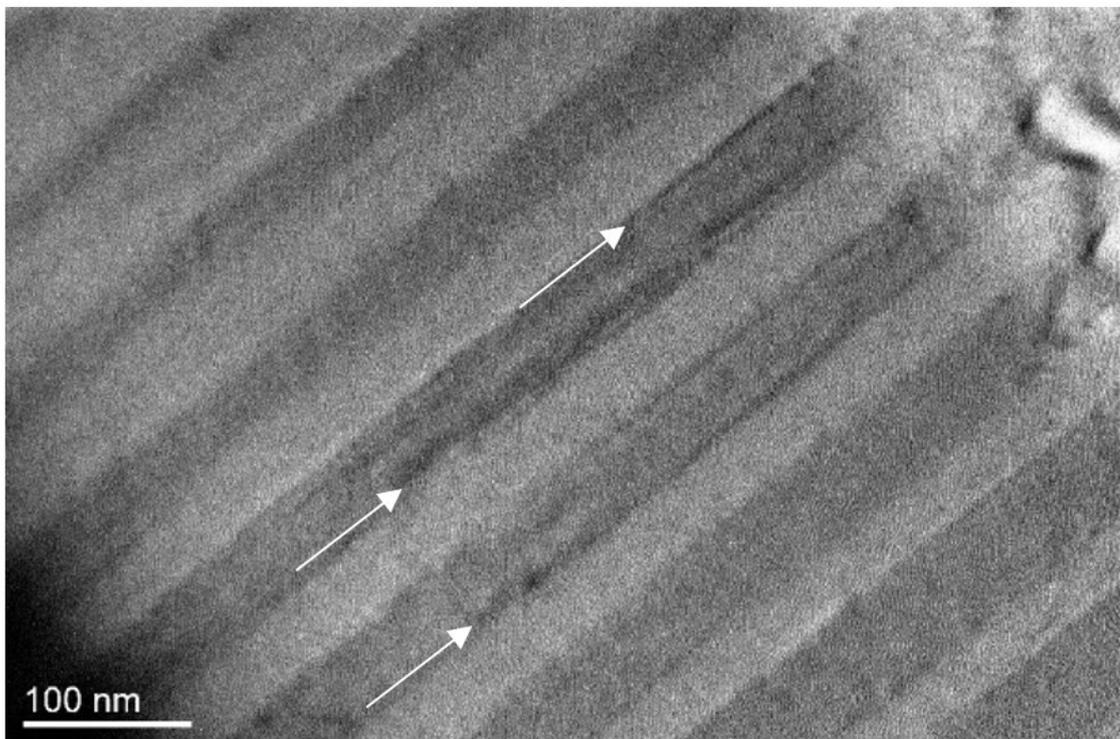


Рисунок 3.29 – Изображение поперечного сечения области МБС структуры типа В2, полученное на просвечивающем электронном микроскопе.

Из рисунка 3.29 видно, что вблизи интерфейсов InGaAs/GaAs наблюдаются дислокации несоответствия, при этом дислокации закреплены между интерфейсами, что демонстрирует эффективность блокирующего эффекта прорастающих дислокаций в структуре с дискретным МБС. Отсюда можно предполагать, что увеличение числа периодов InGaAs/GaAs в области МБС приводит к более эффективной релаксации упругих напряжений в объеме МБС за счет генерации периодического поля упругих напряжений разного знака в объеме МБС и, таким образом, к более низкой остаточной деформации в верхних слоях МБС и лучшему качеству функционального материала. Эти результаты согласуются с представленными выше измерениями плотности дефектов в поверхностном слое, где структура с 23-мя парами материалов InGaAs/GaAs в дискретном МБС показала практически на порядок меньшую плотность дефектов.

Исследование оптических свойств гетероструктур серии В (по которым можно косвенно характеризовать кристаллическое качество) осуществлялось с помощью спектроскопии фотолюминесценции. Методика исследования ФЛ представлена в разделе 3.1.1. Типичный спектр ФЛ для структур типа В2 при комнатной температуре представлен на рисунке 3.30. На спектре наблюдается два пика, первый - с длиной волны 880 нм соответствует излучению подложки GaAs, второй пик с длиной волны 1241 нм соответствует излучению фоточувствительной области InGaAs. Спектры ФЛ для структуры типа В1 имеют аналогичный вид. Однако интенсивность люминесценции в 1,5 раза меньше, чем интенсивность люминесценции структуры типа В2.

Дополнительно, для определения наличия механических напряжений фоточувствительной области структуры, типа и кристаллического качества МБС были проведены исследования спектров комбинационного рассеяния света от поперечного скола. Методика структурных исследований с применением КРС описана в разделе 3.2.1.

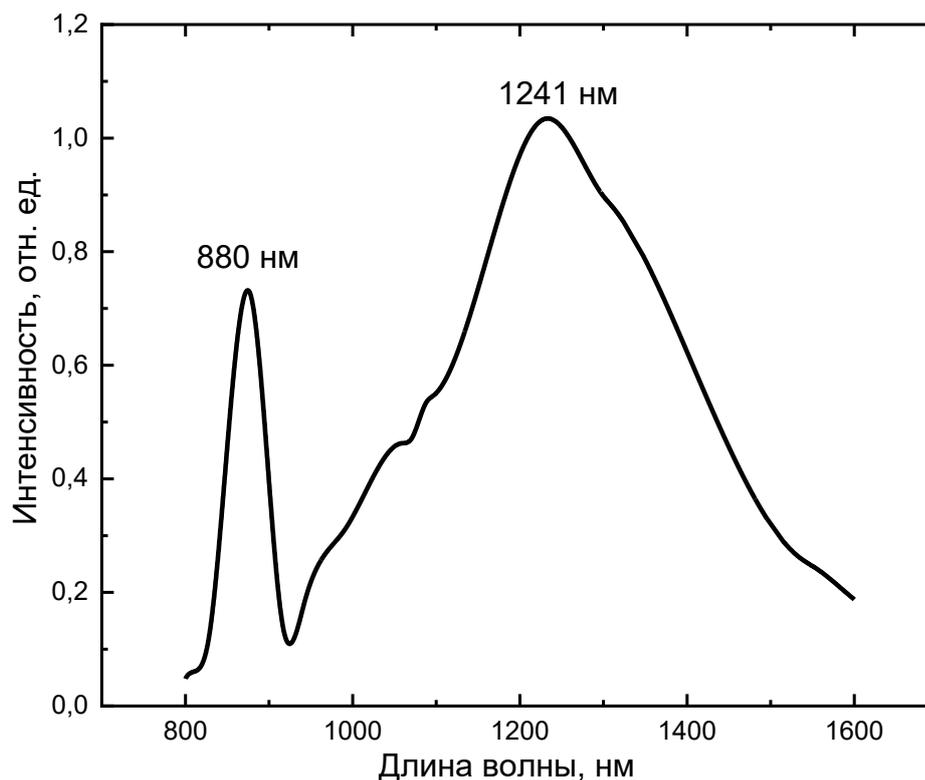


Рисунок 3.30 – Типичный спектр фотолюминесценции структуры В2
(таблица 2.5)

Спектры КРС от поперечного скола образца (рисунок 3.31) соответствуют монокристаллической структуре эпитаксиальных слоев [142]. Аппроксимация спектров КРС функцией Лоренца выявляет фоновые моды твердого раствора InGaAs: сильно уширенную слабоинтенсивную InAs-подобную моду и близкорасположенные GaAs-подобную моду и сравнимую с ней по интенсивности моду ДАТО [142]). Также была зарегистрирована мода, соответствующая поперечным оптическим фононам GaAs (ТО-мода). Данная мода наблюдается только в области МБС и подложки, но не в области функционального слоя. Кроме перечисленных разрешенных мод выявляется запрещенная в данной геометрии слабоинтенсивная GaAs-подобная продольная оптическая (LO) мода.

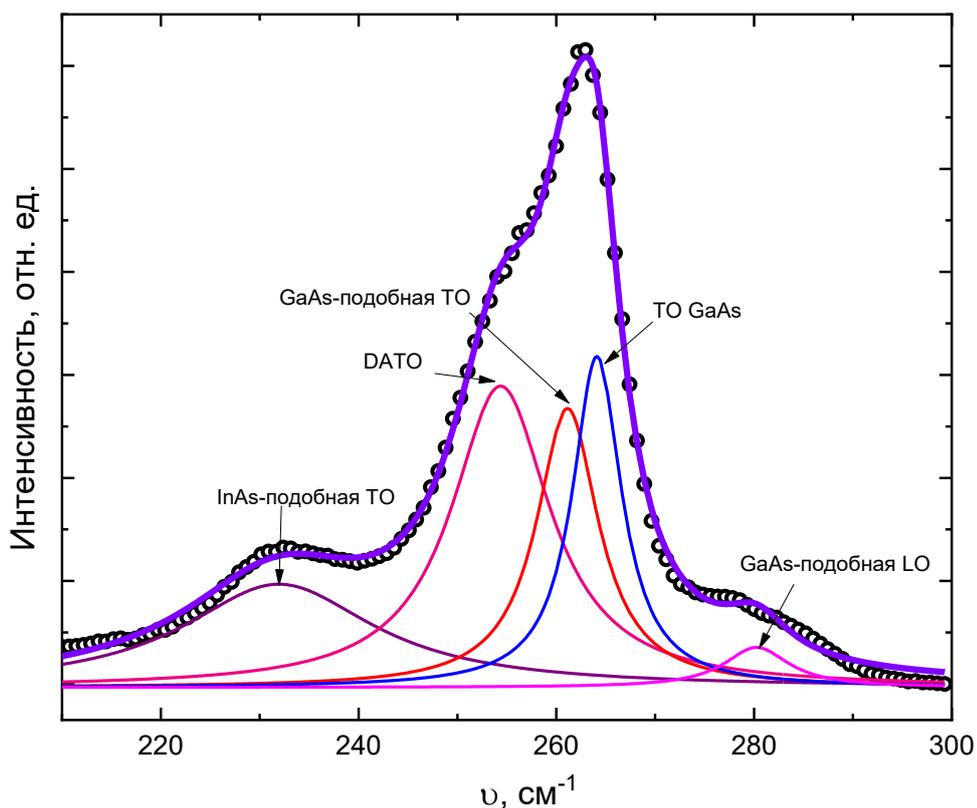


Рисунок 3.31 – Аппроксимация функцией Лоренца спектра КРС от поперечного скола структуры в области метаморфного буфера для структуры В2

Частотное положение и интенсивность фоновых мод зависят от координаты сканирования (рисунок 3.32). В слаболегированных областях частотное положение фоновых мод твердого раствора InGaAs меняется слабо и составляет 230, 251, 260, 277 см^{-1} для InAs-подобной ТО-моды, DATO, GaAs-подобных ТО- и LO-мод соответственно (кривые 5, 4, 3, 2). Такое значение частот соответствует содержанию индия в InGaAs около 30% [142]. В сильно легированной цинком области наблюдается уменьшение частоты основных мод (GaAs-подобной ТО-моды с 260 до 252 см^{-1}). Низкочастотный сдвиг предположительно связан с появлением локальных напряжений растяжения в результате встраивания Zn в решетку твердого раствора InGaAs.

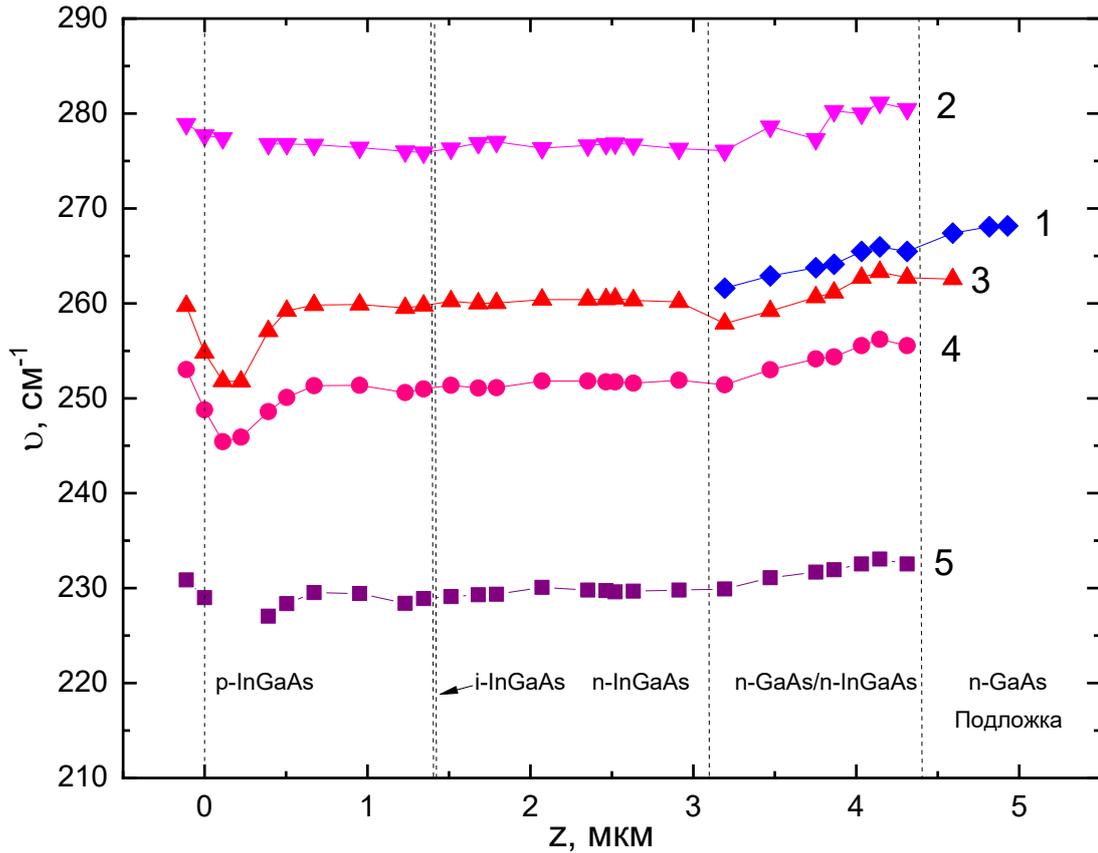


Рисунок 3.32 – Зависимость частотного положения фоновых мод от координаты сканирования z для структуры B2: ТО-моды GaAs (1), GaAs-подобных мод (2,3,4) и InAs- подобной моды твердого раствора InGaAs (5)

В области МБС наблюдается высокочастотный сдвиг всех мод твердого раствора InGaAs (по сравнению со слаболегированной областью InGaAs) и низкочастотный сдвиг ТО-моды GaAs от 268 см^{-1} в подложке до 262 см^{-1} на границе с p - i - n -переходом InGaAs. Такое изменение частот соответствует напряжениям растяжения в слоях GaAs и напряжениям сжатия в слоях InGaAs. Следовательно, метаморфный буферный слой находится в напряженном состоянии. Следует отметить, что поперечная мода от InAs ($218,8 \text{ см}^{-1}$) не выявлена, а интенсивность ТО-моды GaAs в МБС плавно уменьшается при уменьшении толщины слоев. Это свидетельствует об отсутствии спиноподобного распада твердого раствора InGaAs в области МБС.

3.3.3. Функциональные характеристики фотодиодов, изготовленных на основе дискретного метаморфного буферного слоя

Для исследований электрофизических характеристик полученных структур были изготовлены лабораторные образцы фотодиодов с диаметром 560 мкм и глубиной мезаструктуры 1,5 мкм. Для этого со стороны структуры методом термического испарения в вакууме был нанесен омический контакт Ti/Pd/Au, мезаструктуры были сформированы методом прецизионного химического травления. Для уменьшения влияния поверхностных токов утечки применялась очистка и пассивация поверхности образцов методами реактивного ионного травления с последующим термическим отжигом. Исследования ВАХ при комнатной температуре показали, что образцы фотодиодов имеют плотность темнового тока при напряжении минус 5 В: 4×10^{-4} А/см² и 8×10^{-5} А/см² для структур типа В1 и В2, соответственно.

На рисунке 3.33 представлена типичная спектральная зависимость фототока для фотодиодов на основе структуры В, измеренная при комнатной температуре. Методика исследования фототока представлена в разделе 3.2.1. Фотодиоды имели область фоточувствительности (1,17...1,29) мкм на уровне 10% от максимума, находящегося на длине волны 1,24 мкм. Из рисунка видно, что фотодиод не имеет отклика при длине волны возбуждения менее 1,15 мкм, что, видимо, связано с малым вкладом в фототок поглощения на данных длинах волн. Вероятно, поглощающие в этом диапазоне слои структуры лежат вне области пространственного заряда.

Полученная спектральная характеристика свидетельствует о перспективности применения данных фотодиодов в телекоммуникационном диапазоне. Кроме того, небольшая ширина спектра фоточувствительности (0,12 мкм) делает возможным применение таких фотодиодов для детектирования малых сигналов при атмосферной передаче без применения соответствующих фильтров.

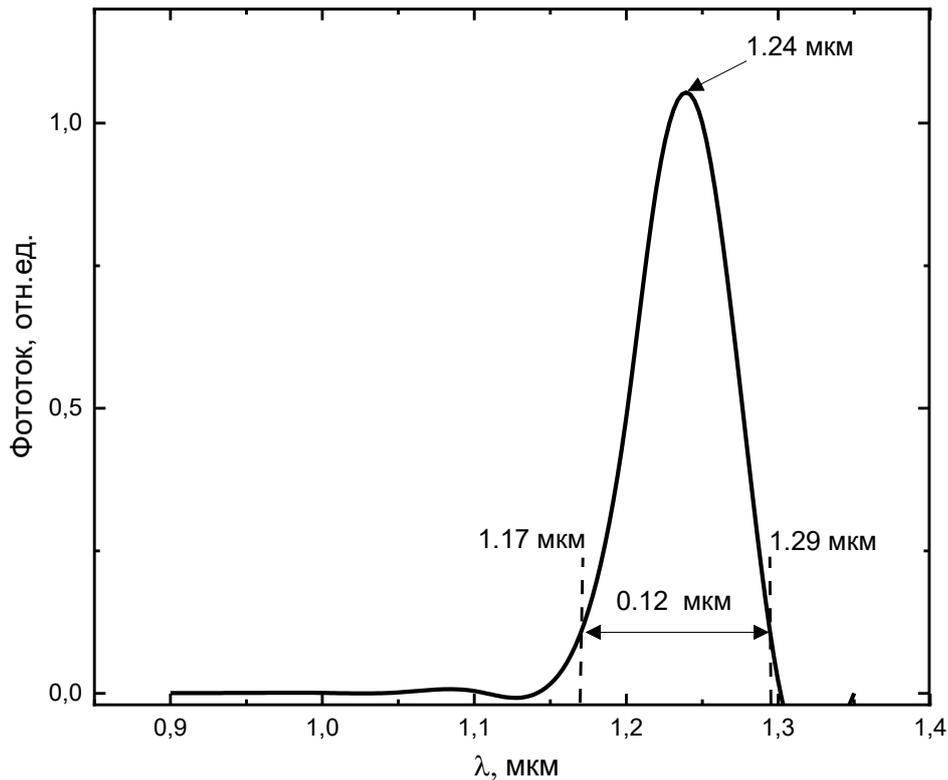


Рисунок 3.33 – Спектр фототока фотодиодов изготовленных на основе структуры В2 при комнатной температуре

С целью определения природы темнового тока исследованы температурные зависимости вольтамперных характеристик (ВАХ) образцов. Измерения ВАХ проводились в криостате замкнутого цикла Janis CCS 300S/202 в диапазоне температур $9 \div 300$ К.

На рисунке 3.34 представлены характерные для исследуемых фотодиодов вольтамперные характеристики, измеренные при различных температурах в диапазоне температур $9 - 290$ К.

По виду температурной зависимости ВАХ фотодиодов можно сделать вывод о механизме протекания темнового тока. В общем виде зависимость от температуры объемного темнового тока фотодиода можно описать выражением (3.7) [A3, A5]. На рисунке 3.35 представлена зависимость темнового тока фотодиода при смещении минус 5 В от обратной температуры в полулогарифмическом масштабе.

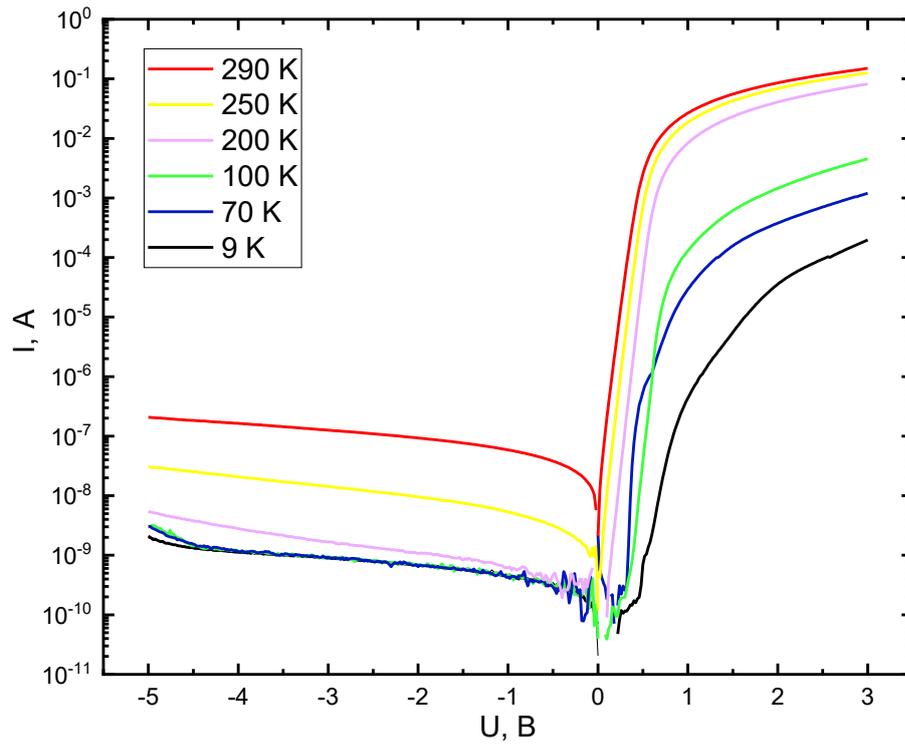


Рисунок 3.34 – Типичные ВАХ фотодиода, измеренные в диапазоне температур 9 – 290 К для структуры В2

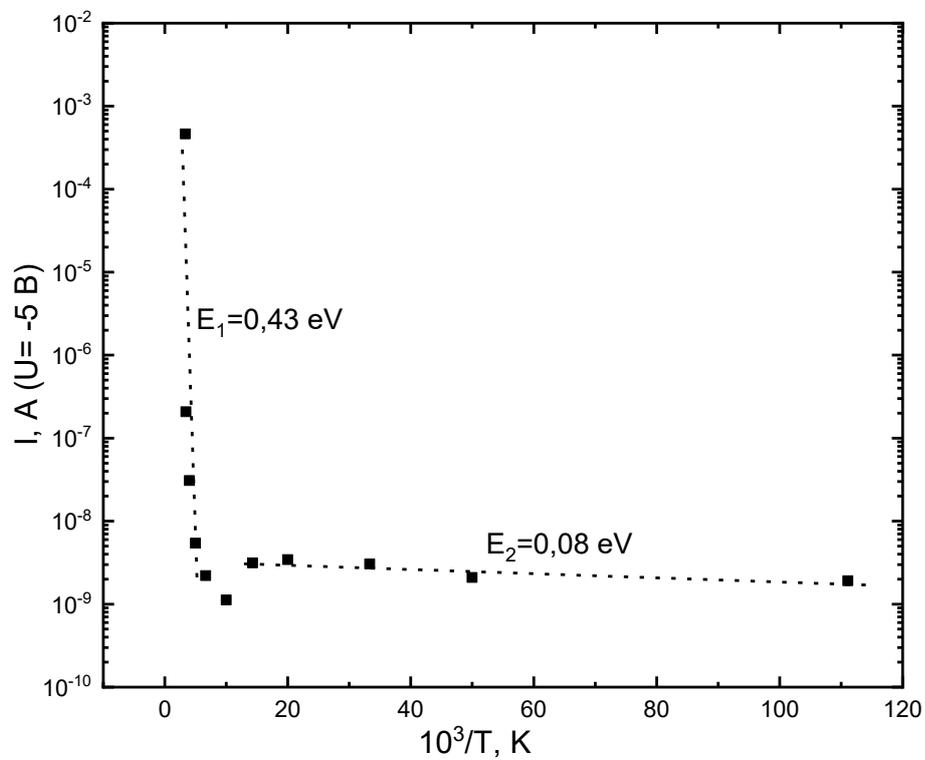


Рисунок 3.35 – Зависимость темного тока фотодиода при напряжении минус 5 В от температуры при фиксированном смещении для структуры В2

На данной зависимости можно выделить два диапазона температур (200...290) К и (9...200) К с энергиями активации 0,43 и 0,08 эВ, соответственно. Известно, что ширина запрещенной зоны твердого раствора $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ при комнатной температуре составляет $E_g = 1,01$ эВ. Таким образом значения энергий активации составляют около 50% и 10% от ширины запрещенной зоны твердого раствора, находящегося в р-п переходе. В диапазоне температур (200...300) К наибольший вклад в общий темновой ток вносит генерационно-рекомбинационная компонента. При сильном обратном смещении повышается вероятность теплового возбуждения электрона в зону проводимости ОПЗ, откуда он переносится в *n*-область. Это связано с эффективным удалением дырок из ОПЗ и соответствующим отсутствием канала для рекомбинации электронов, возбужденных на примесные состояния.

При более низких температурах в диапазоне (9...200) К преобладает ток, обусловленный туннелированием носителей через уровни ловушек, расположенных вблизи краев зон. Источниками этих уровней могут являться дефекты, возникающие в процессе выращивания эпитаксиальных слоев или неконтролируемые примеси.

Таким образом, в настоящем разделе были рассмотрены характеристики фоточувствительных структур на основе дискретного метаморфного буферного слоя. С использованием методов АСМ, прецизионного химического травления, просвечивающей электронной микроскопии, комбинационного рассеяния света, вольтамперных характеристик, фотолюминесценции, исследования фототока, проведено сравнение кристаллического качества и приборных характеристик фотодиодов, изготовленных на основе фоточувствительных структур, содержащих 16 и 23 пары чередующихся материалов в дискретном МБС. Продемонстрировано, что структура, содержащая 23 периода $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$ в МБС имеет более высокое кристаллическое качество, чем структура с меньшим количеством слоев. Установлено, что интерфейсы материалов $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$ в дискретном МБС имеют блокирующий эффект для прорастающих дислокаций. Отсюда следует что, увеличение числа периодов $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$ в области МБС приведет к более

эффективной релаксации напряжений и, таким образом, к более низкой остаточной деформации и лучшему качеству функционального материала.

Применение новой конструкции МБС позволило создать фотодиоды на диапазон (1,17...1,29) мкм со сравнительно низким темновым током. Для фотодиодов с диаметром мезаструктуры 560 мкм темновой ток при комнатной температуре и обратном смещении минус 5 В составил 2×10^{-7} А, что соответствует плотности тока 8×10^{-5} А/см². Таким образом, предложенная нами конструкция дискретного МБС, выращенного методом МОС-гидридной эпитаксии, является перспективной для формирования фоточувствительных структур на диапазон длин волн более 1 мкм.

На основе полученных экспериментальных данных были изготовлены лабораторные образцы смесительных СВЧ-диодов. Для их создания был использован разработанный нами подход к формированию дискретного метаморфного буферного слоя с помощью метода МОС-гидридной эпитаксии (см. Приложение А). Данный вид лабораторных образцов является примером практического применения разрабатываемых в ходе настоящей работы ростовых методов. В Приложении А продемонстрированы результаты исследований электрофизических характеристик структур. Также исследовалась возможность применения сформированных лабораторных образцов в качестве элементов широкополосных диодных смесителей на базе монолитной интегральной схемы (МИС), выполненной на новой элементной базе – в монолитных интегральных диодных микросборках на восьми смесительных диодах. Представленные результаты опубликованы в работе [А7].

Глава 4. Получение метаморфных буферных слоев A^3B^5 на подложках Ge/Si

В настоящей главе приведены результаты исследования гибридных излучающих и фоточувствительных гетероструктур с метаморфными буферными слоями A^3B^5 , выращенных на виртуальных подложках Ge/Si. Результаты опубликованы в работах [A1, A2, A6, A8].

4.1. Влияние состава зародышевого слоя на формирование антифазных доменов

4.1.1. Рост структур с различным составом зародышевого слоя

Основной проблемой при росте материалов A^3B^5 на подложках Si является образование антифазных границ. Было показано, что для получения слоев без антифазных доменов достаточно использовать подложки с небольшим отклонением [146]. Хотя отклонение от основного кристаллографического направления остается важнейшим фактором в образовании и распределении антифазных доменов, наряду с этим важны как параметры роста слоев A^3B^5 (температура роста, отношение V/III), так и конкретное состояние поверхности подложки и условия образования зародышевых слоев [147]. В данном разделе проведено исследование влияния состава зародышевого слоя на формирование антифазных доменов в структурах AlGaAs на подложках Ge/Si с целью снижения плотности дефектов в функциональных слоях выращиваемых структур и повышения эффективности приборов на основе GaAs/Ge/Si.

Ранее авторами работы [118] были изготовлены светоизлучающие структуры на подложках Ge/Si (001), и исследования показали, что в активной области одной из светодиодных структур отсутствуют антифазные домены. Однако в указанной работе не было уделено должное внимание ориентации используемых подложек. С помощью метода рентгеновской дифракции выявлено, что описанные структуры выращены на подложках с разориентацией $0,7^\circ$ (с АФГ) и $0,2^\circ$ (без АФГ) к направлению, повернутому на 20° по часовой стрелке от [110]. В данной работе для исключения неопределенности, связанной с возможным различием разориентации,

все структуры выращивались на подложках, полученных путем раскалывания единой виртуальной подложки Ge/Si (001).

Подложка Ge/Si изготавливалась методом осаждения из газовой фазы с использованием горячей танталовой проволоки [118, 149]. Использовалась легированная фосфором подложка Si с номинальной кристаллографической ориентацией (001). По данным рентгеновской дифракции, подложка имела отклонение $0,7^\circ$ к [110].

На предварительно подготовленной «виртуальной» подложке Ge/Si выращивались слои A^3B^5 методом МОС-гидридной эпитаксии. Образцы в серии отличались зародышевыми слоями $Al_xGa_{1-x}As$, где x (относительное содержание Al в твердом растворе) имел значения 0, 0,3, 0,6 и 1 (структуры Д1, Д2, Д3 и Д4, соответственно). Описание ростового процесса и конструкции представлено в главе 2. Конструкция структур приведена на рисунке 4.1.

GaAs 1100 нм
$Al_xGa_{1-x}As$ 25 нм
GaAs 50 или 90 нм
$Al_xGa_{1-x}As$ 25 нм
Подложка Ge/Si

Рисунок 4.1 – Конструкция структур Д1, Д2, Д3 и Д4

4.1.2. Исследования качества сформированных слоев

Структурное качество поверхности оценивалось методом оптической микроскопии. Подробное исследование поверхности проводилось методом АСМ. На полученных топограммах поверхности рассчитывались средняя площадь атифазных доменов и длина антифазных границ. Плотность АФГ определялась как отношение длины всех границ к общей площади изображения.

Результаты оптической микроскопии (рисунок 4.2) для образцов с зародышевым слоем GaAs и AlAs показывают наличие на поверхности замкнутых

линий неправильной геометрической формы, характерных для границ антифазных доменов. Для образца с AlAs ($x = 1$) размеры доменов таковы, что можно точно выделить доминантную фазу GaAs, внутри которой есть включения антифазных доменов, тогда как для образца с GaAs ($x = 0$) можно заключить, что обе фазы приблизительно равносильны. При этом для $x = 1$ на фоне антифазных дефектов видны также неровности поверхности, характерные также для образцов с $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x = 0,3$ и $0,6$). Важно отметить, что для образцов с $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x = 0,3$ и $0,6$) на изображениях не наблюдаются АФГ.

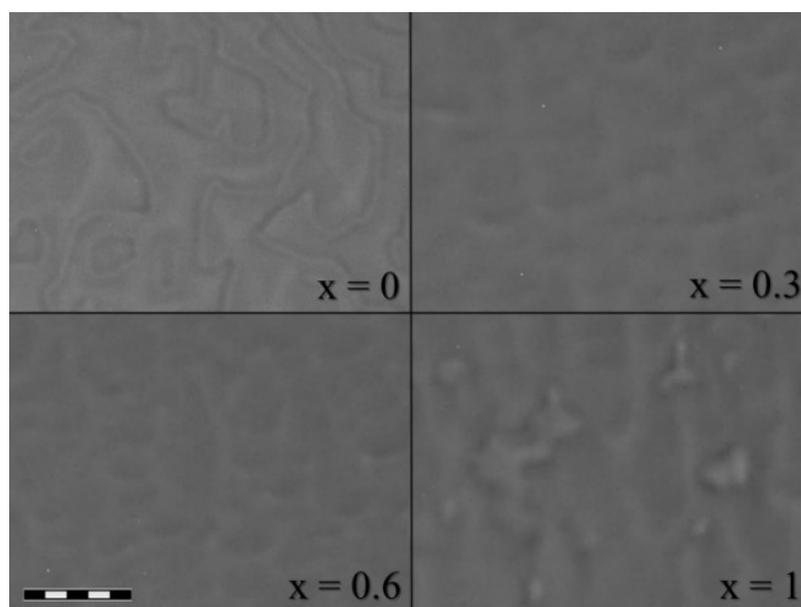


Рисунок 4.2 – Фотографии поверхности образцов GaAs/ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ /Ge/Si, с варьируемым содержанием Al. Шкала в левом нижнем углу соответствует 5

мкм

Более подробное исследование методом АСМ выявило, что в образцах с $x = 0,3$ и $0,6$ также присутствуют антифазные домены, границы которых характеризуются резкими перепадами по высоте на поверхности структур (рисунок 4.3). Плотность АФГ в этих образцах составила $0,003$ и $0,019 \text{ мкм}^{-1}$ для $x = 0,3$ и $0,6$ соответственно, по сравнению с $0,55$ и $0,88 \text{ мкм}^{-1}$ для образцов с $x = 0$ и 1 . Отметим также, что, несмотря на меньшие размеры доменов в образце с AlAs (средняя площадь $3,4 \text{ мкм}^2$), большее число доменов и более неровные границы приводят к большей плотности антифазных границ, чем для образца с GaAs (средняя площадь

18,5 мкм²). При этом для образца с AlAs домены занимают около 35% площади поверхности, а для GaAs – 40%. Наименьшее количество доменов наблюдается для структуры со слоем Al_{0,3}Ga_{0,7}As, их средняя площадь (0,4 мкм²) меньше, чем в структуре с Al_{0,6}Ga_{0,4}As (0,62 мкм²). Занимаемая доменами площадь в этих образцах составила 0,05 и 0,36% соответственно.

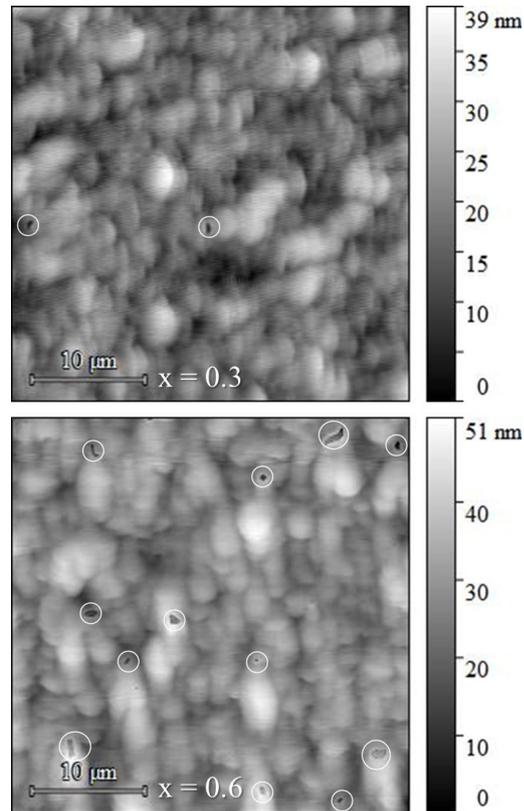


Рисунок 4.3 – АСМ изображения поверхности образцов GaAs/Al_xGa_{1-x}As/Ge/Si. Белыми окружностями выделены антифазные домены

В работе [147] рассматривается влияние ростовых параметров на соотношение скоростей роста соседних фаз (доменов) A^3B^5 . Если соотношение отличается от 1, то при созданных условиях одна из фаз будет поглощать другую, предполагается, что антифазные домены будут зарастиваться, а не аннигилировать, как считалось ранее. В проведенном эксперименте (рисунок 4.3) топограммы поверхностей образцов с $x = 0,3$ и $0,6$ показывают, что поверхность доменов находится на более низком уровне, чем окружающая фаза. Это свидетельствует о том, что состав выращиваемого слоя также может влиять на соотношение

скоростей роста разных фаз, приводя к постепенному заращиванию антифазных доменов.

На рисунке 4.4 показаны типичные спектры фотолюминесценции исследуемых структур, полученные при комнатной температуре. Среднее значение интенсивности значительно выше для структур с $x = 0,3$ и $0,6$, что свидетельствует о более высоком оптическом качестве структур как следствии уменьшения количества и размеров антифазных дефектов. Средний разброс интенсивности сигнала по поверхности образцов: $x = 0$ – 29,4%, $x = 0,3$ – 22,4%, $x = 0,6$ – 17,3%, $x = 1$ – 29,7%. Для образцов с меньшим количеством антифазных дефектов характерен меньший разброс интенсивности, что показывает более высокую однородность слоя по площади образца.

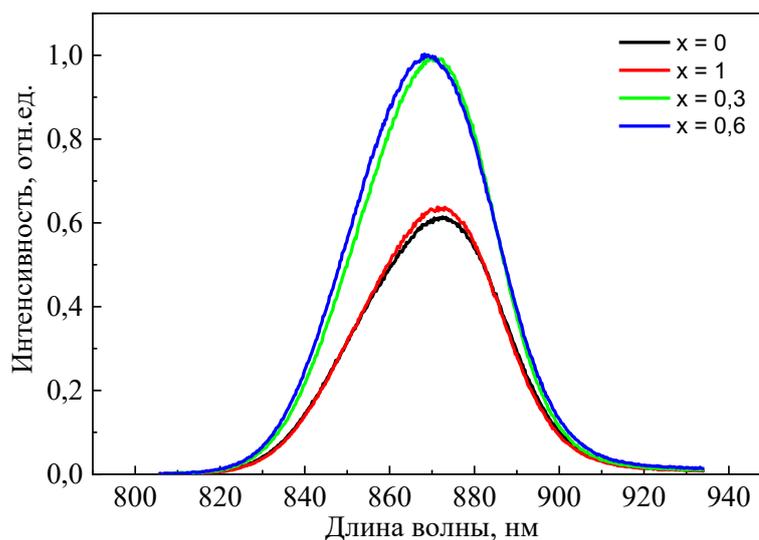


Рисунок 4.4 – Спектры ФЛ образцов GaAs/Al_xGa_{1-x}As/Ge/Si

Таким образом, введенные в начальную стадию роста слои Al_xGa_{1-x}As позволяют получить структуры с относительно малым количеством антифазных доменов, выходящих на поверхность, при общей толщине структуры, не превышающей 1,2 мкм. Эксперимент показал, что состав зародышевого слоя влияет на соотношение скоростей роста соседних доменов, что приводит к доминированию одной из фаз и «заращиванию» другой. В условиях эксперимента наименьшей плотностью дефектов обладает образец с зародышевым слоем Al_{0,3}Ga_{0,7}As. Результаты измерений ФЛ показывают значительное улучшение

оптического качества структур с зародышевым слоем $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ и $\text{Al}_{0,6}\text{Ga}_{0,4}\text{As}$ по сравнению со структурами со слоями GaAs и AlAs.

4.2. Свойства фоточувствительных гетероструктур

Практическим обоснованием выполнения данных исследования является весьма актуальная в настоящее время задача интеграции кремниевой технологии и A^3B^5 [96]. Перспективным направлением решения данной задачи является создание гибридных структур на подложках Si. В настоящем разделе рассмотрены подходы, позволяющие реализовывать подобные структуры с применением метода МОС-гидридной эпитаксии.

4.2.1. Рост фоточувствительных гетероструктур

Фоточувствительная структура была выращена в три этапа (структура E). На первом этапе методом горячей проволоки выращивалась «виртуальная» подложка Ge/Si. Затем, в установке МОС-гидридной эпитаксии при пониженном давлении выращивался дислокационный фильтр, представляющий собой зародышевый слой, состоящий из чередующихся слоев AlAs (10 нм)/GaAs (50 нм) и слой GaAs (1000 нм).

После выращивания буферной структуры методом МОС-гидридной эпитаксии при атмосферном давлении выращивался метаморфный буферный слой $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ со ступенчатым изменением состава и *p-i-n*-структура. Состав четверного раствора изменялся ступенчатым образом путем изменения потоков In и As. Такой буферный слой позволяет изменить постоянную решетки от соответствующей GaAs до величины, согласованной с постоянной решетки твердого раствора $\text{In}_{0,43}\text{Ga}_{0,57}\text{As}$ *p-i-n*-структуры. Дизайн выращенной структуры показан на рисунке 4.5. Подробное описание конструкции структуры представлено в главе 2.

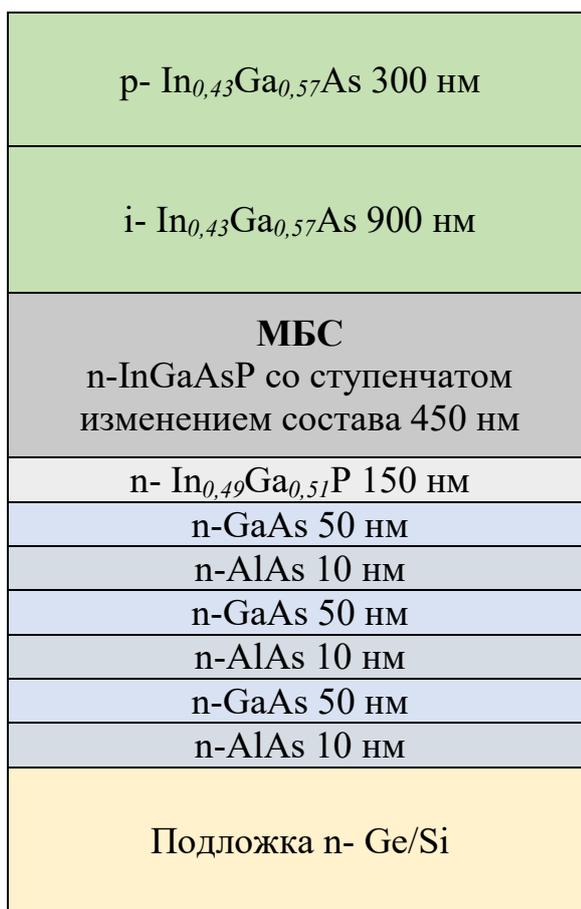


Рисунок 4.5 – Конструкция полученной фотодиодной структуры E

4.2.2. Структурные исследования гибридных образцов

Исследование шероховатости поверхности осуществлялось с помощью АСМ. Среднеквадратичное отклонение составило 40 нм. Плотность дефектов в поверхностном слое, измеренная с помощью селективного жидкостного химического травления и АСМ составила $5 \times 10^7 \text{ см}^{-2}$.

Исследование структурных свойств образца E проводилось с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии. На рисунке 4.6 представлено изображения поперечного среза структуры в области буферного слоя Ge, дислокационного фильтра и слоя GaAs, полученное с помощью просвечивающего электронного микроскопа.

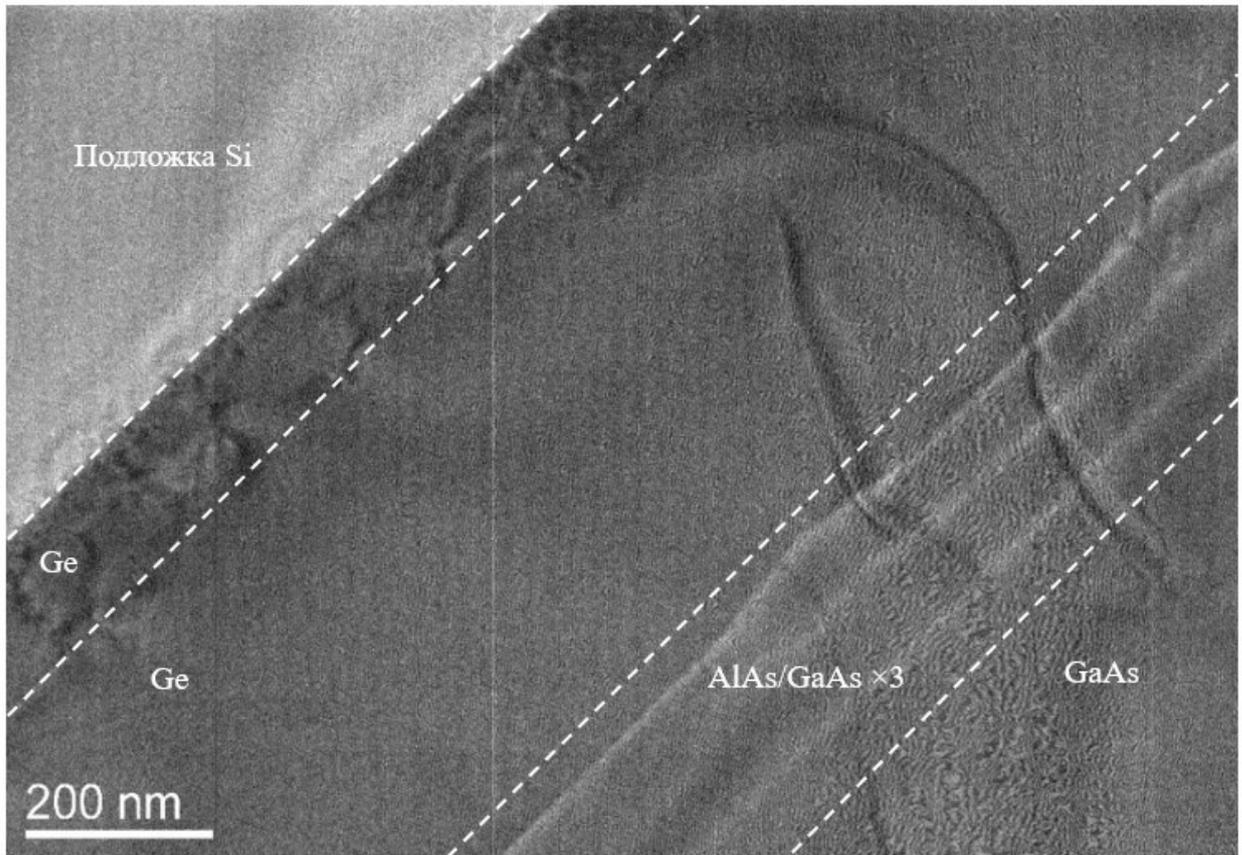


Рисунок 4.6 – Изображение поперечного среза слоев Ge, дислокационного фильтра и слоя GaAs, полученное с помощью просвечивающего электронного микроскопа

На данном рисунке разрешаются области буферного слоя Ge и дислокационного фильтра GaAs/AlAs. Буферный слой Ge можно условно разделить на две части: слой Ge с максимальной плотностью прорастающих дислокаций толщиной около 150 нм и слой Ge с меньшей плотностью прорастающих дислокаций толщиной около 750 нм. Предположительно, подобное разделение произошло на стадии выращивания слоя. Дислокационный фильтр состоит из чередующихся пар GaAs/AlAs, которые повторяются 3 раза, что вполне соответствует заданному технологическому режиму.

На рисунке 4.7 представлены изображения слоя GaAs (рисунок 4.7 а)), находящегося после дислокационного фильтра и метаморфного InGaAsP (рисунок 4.7 б)). В буферном слое GaAs толщиной около 1000 нм наблюдается небольшое количество прорастающих дислокаций, а в слое InGaP, который является

начальным слоем метаморфной буферной системы наблюдается разброс толщины. На данном рисунке стрелками отмечены прорастающие дислокации, овалом – дефекты упаковки.

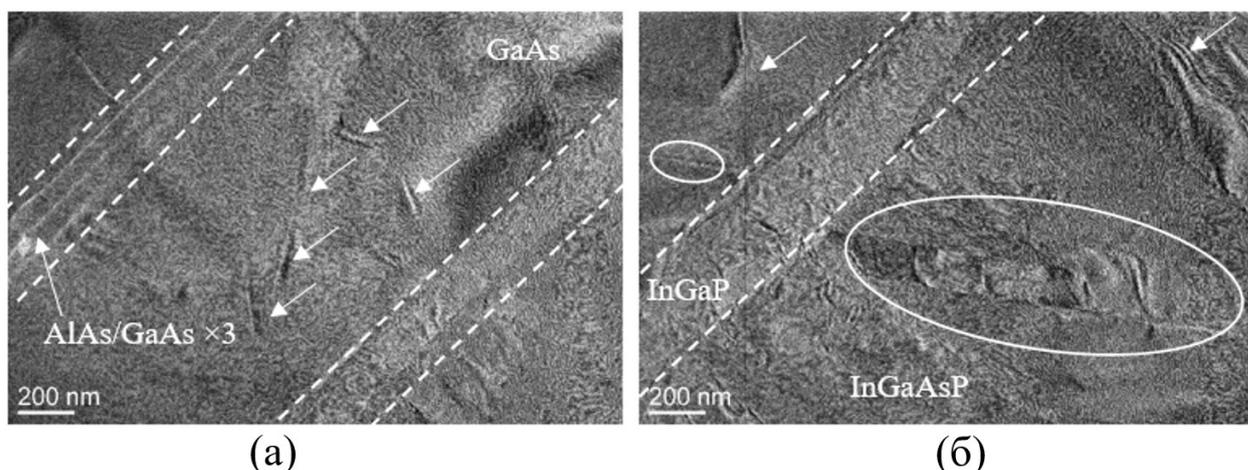


Рисунок 4.7 – Изображения поперечного среза буферного слоя GaAs (а), метаморфного буферного слоя InGaAsP (б), полученные с помощью просвечивающего электронного микроскопа

На рисунке 4.8 представлено электронно-микроскопическое изображение поперечного среза, на котором разрешаются следующие слои: GaAs, InGaP, метаморфный слой InGaAsP, фоточувствительный слой InGaAs. Видно, что метаморфный слой содержит большое количество прорастающих дислокаций, таким образом, можно сделать вывод, что слой является релаксированным. При этом, в фоточувствительном слое InGaAs, плотность прорастающих дислокаций явно значительно ниже, чем в МБС. Это значит, что основная доля прорастающих дислокаций остается в буферном слое, что должно положительно повлиять на приборные характеристики фотодиодов изготовленных на основе данных структур. При рассмотрении гетерограницы «виртуальной» подложки GaAs/Ge/Si и начального слоя МБС InGaP наблюдается прерывание распространения дефекта упаковки (отмечен овалом) из слоя GaAs, что достигнуто с помощью слоя InGaP (рисунок 4.9). Это подтверждает предположение о перспективности применения МБС со ступенчатым изменением состава, а также и других аналогичных способов резкого изменения состава, поскольку в таком случае на каждом шаге

формируются напряженные гетерограницы, которые могут препятствовать распространению дефектов.

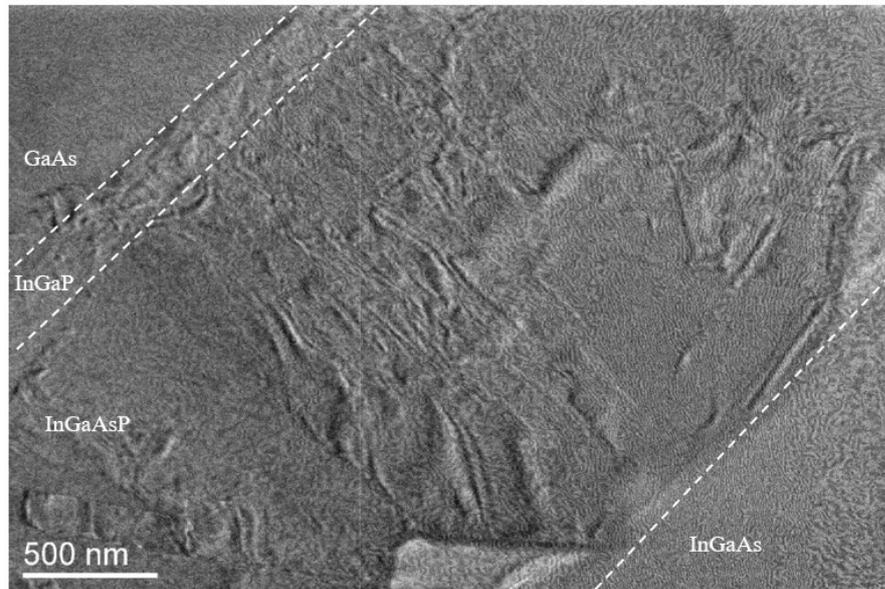


Рисунок 4.8 – Изображение поперечного среза, на котором присутствуют слои: GaAs, InGaP, метаморфный слой InGaAsP, фоточувствительный слой InGaAs, полученное с помощью просвечивающего электронного микроскопа

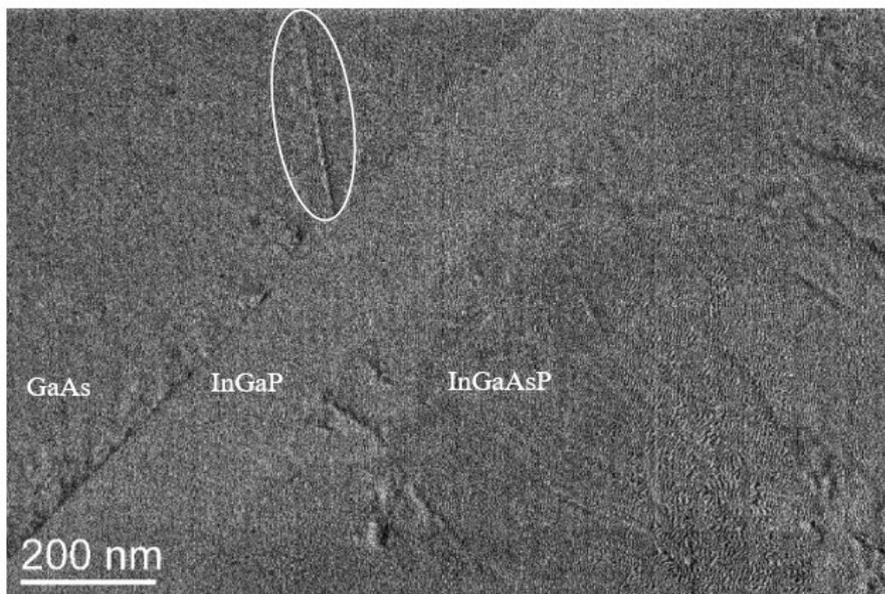


Рисунок 4.9 – Изображение поперечного среза области начального этапа роста метаморфного InGaAsP, полученное с помощью просвечивающего электронного микроскопа

4.2.3. Функциональные характеристики структур $A^3B^5/Ge/Si$

С целью исследования оптических свойств полученной структуры проведены исследования фотолюминесценции. На рисунке 4.10 представлен спектр ФЛ исследуемого образца при температуре жидкого азота и комнатной температуре (методика измерений ФЛ представлена в разделе 3.1.1). В спектре ФЛ наблюдаются два пика; длинноволновый пик ($\lambda_{\text{макс}} \sim 1,33$ мкм) соответствует излучению фоточувствительной области InGaAs, а коротковолновый ($\lambda_{\text{макс}} \sim 1,05$ мкм) – излучению буферного слоя InGaAsP. Интенсивность ФЛ из фоточувствительной области превышает интенсивность ФЛ из буферного слоя. Относительно малый вклад фоточувствительной области InGaAs в общий сигнал ФЛ образца при комнатной температуре связан, вероятно, с высокой долей безызлучательной рекомбинации через дефекты кристаллической структуры.

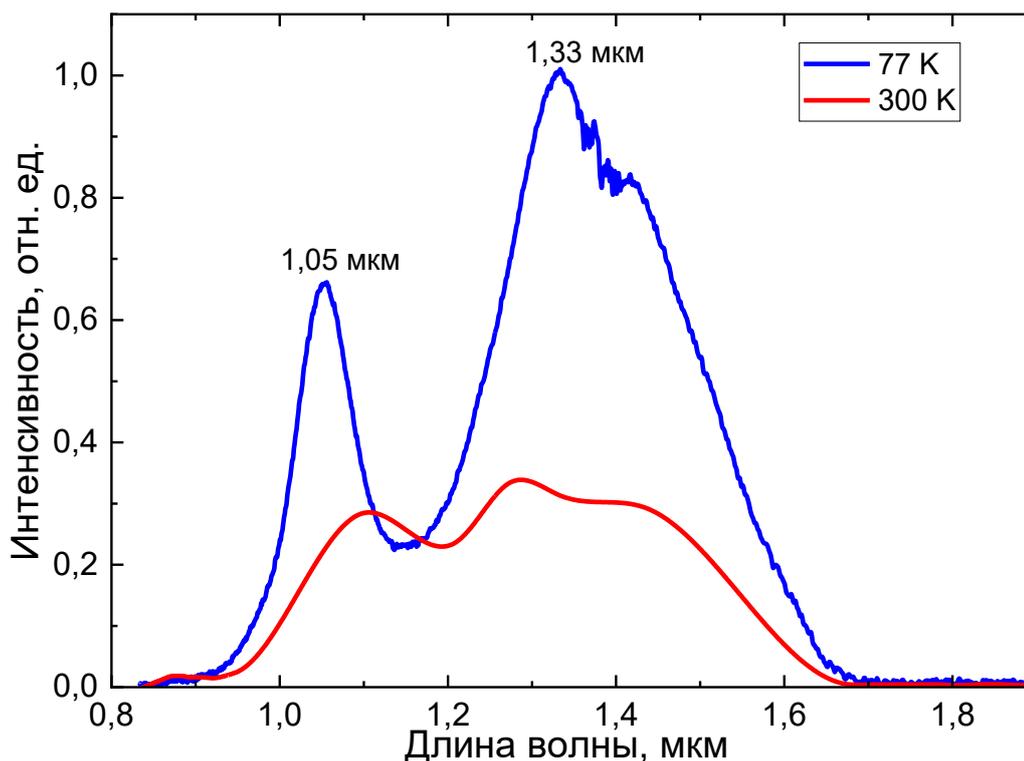


Рисунок 4.10 – Спектр фотолюминесценции структуры со ступенчатым буферным слоем InGaAsP, выращенным на подложке Ge/Si

На основе полученных структур изготовлены лабораторные образцы фотодиодов. Со стороны верхних слоев структуры были нанесены омические

контакты AuGe методом термического испарения в вакууме, методом фотолитографии с последующим травлением сформирована топология контактов виде кольца с внешним и внутренним диаметром 0,55 мм и 0,35 мм, соответственно. Затем была вытравлена мезоструктура с диаметром 0,6 мм. Со стороны подложки нанесен сплошной омический контакт методом термического испарения в вакууме.

С целью анализа спектральной зависимости поглощения фотодиодов, изготовленных на основе выращенных структур, получен спектр фотоэда при комнатной температуре (рисунок 4.11). Спектр фотоэда имеет максимум fotocувствительности на длине волны 1,44 мкм, ширина спектра составляет 0,49 мкм.

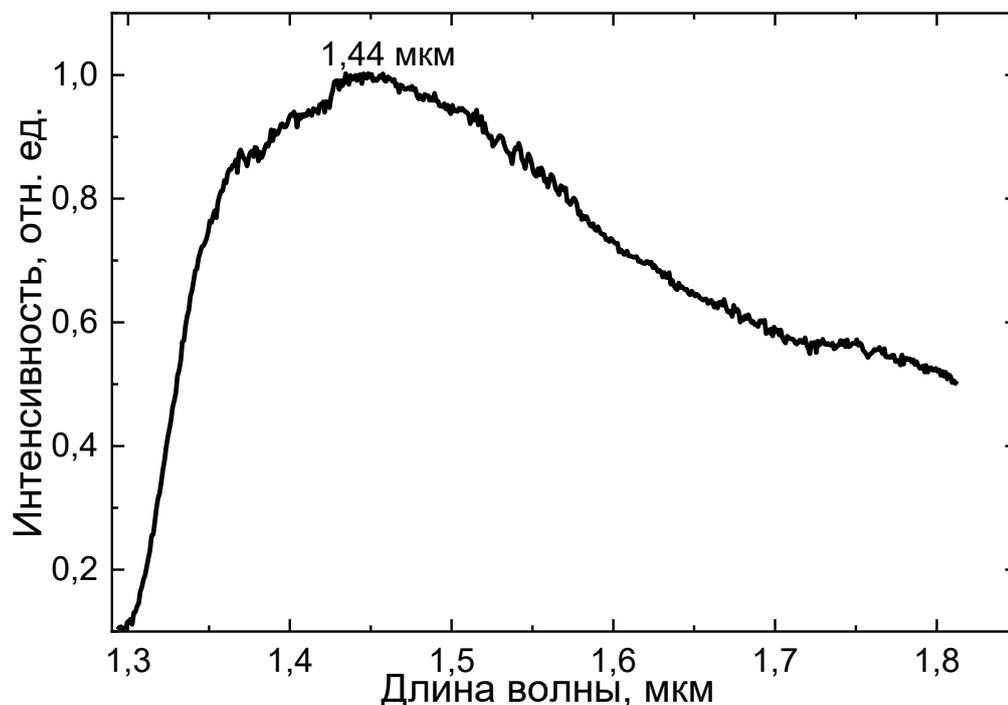


Рисунок 4.11 – Спектр фотоэда фотодиода с метаморфным слоем InGaAsP на подложке Ge/Si при комнатной температуре

Плотность темнового тока при напряжении обратного смещения -5 В для полученных диодов составила $2,5 \times 10^{-1}$ А/см². Данная величина значительно выше, чем значения обратного тока, полученные для структур, сформированных на подложке GaAs, и рассмотренных в главе 3. Это связано со сложностью

рассматриваемых структур и значительно большим количеством разновидностей дефектов по сравнению с гетероструктурами на основе одной группы материалов.

Тем не менее, в рамках настоящей работы изучалась принципиальная возможность создания фоточувствительных структур на длину волны более 1 мкм на подложке Ge/Si с помощью метаморфного слоя InGaAsP.

4.3. Свойства излучающих гетероструктур A^3B^5 на подложке Ge/Si

В качестве гибридной излучающей структуры была сформирована и исследована лазерная структура, содержащая метаморфный слой InGaAsP и квантовые ямы InGaAs. Образец был сформирован на неотклоненной подложке Si (001) с релаксированным буфером Ge. Выбор неотклоненной подложки продиктован соображениями, изложенными в Главе 2. Исследования фотолюминесценции показали, что максимум излучения структуры регистрируется на длине волны 1,3 мкм (структура Ж). Данная длина волны достигнута за счет использования метаморфного буфера InGaAsP и КЯ InGaAs с высоким (58 %) содержанием In в качестве активной среды. Подробное описание ростового процесса и конструкции структуры Ж представлено в главе 2. Конструкция излучающей гибридной структуры представлена на рисунке 4.12.

In _{0,28} Ga _{0,72} As 720 нм
InGaAs КЯ 12 нм
In _{0,28} Ga _{0,72} As 120 нм
InGaAs КЯ 12 нм
In _{0,28} Ga _{0,72} As 120 нм
InGaAs КЯ 12 нм
In _{0,28} Ga _{0,72} As 1600 нм
МБС InGaAsP со ступенчатом изменением состава 630 нм
In _{0,49} Ga _{0,51} P 180 нм
GaAs 2550 нм
In _{0,1} Ga _{0,9} As 10 нм / GaAs 80 нм × 5
AlAs 25 нм / GaAs 50 нм × 2
Подложка Ge/Si

Рисунок 4.12 – Конструкция излучающей гибридной структуры Ж

4.3.1. Функциональные характеристики излучающих $A^3B^5/Ge/Si$ структур

На рисунке 4.13. представлены спектры фотолюминесценции (см. раздел 3.1.1) исследуемого образца в условиях постоянной накачки для двух температур регистрации. При низкой температуре в спектре ФЛ наблюдаются два широких ($\Delta\lambda > 100$ нм) пика; длинноволновый пик ($\lambda_{\text{макс}} \sim 1,45$ мкм) соответствует излучению КЯ InGaAs, а коротковолновый ($\lambda_{\text{макс}} \sim 1,13$ мкм) – излучению барьерных слоев $In_{0,28}Ga_{0,72}As$, причем интенсивность ФЛ из барьерных слоев значительно превышает интенсивность ФЛ квантовой ямы. При комнатной температуре наблюдается лишь один широкий пик ($\lambda \sim 1,2$ мкм), соответствующий излучению из барьерных слоев. Относительно малый вклад квантовой ямы InGaAs в общий сигнал ФЛ образца при температуре жидкого азота и отсутствие фотолюминесценции, связанной с квантовой ямой, при комнатной температуре можно объяснить малой энергетической глубиной потенциального барьера для дырок в квантовой яме, что приводит к выбросу (делокализации) дырок в барьерные слои, причем процесс вносит заметный вклад в ФЛ уже при температуре жидкого азота.

С целью выявления возможности достижения лазерной генерации в полученной структуре исследованы спектры ФЛ в условиях мощной импульсной накачки. Наличие способности лазерной генерации у структуры, во-первых, может свидетельствовать об относительно хорошем кристаллическом качестве слоев, во-вторых, свидетельствует о возможности создания лазерного диода с электрической накачкой, что является важным практическим применением.

Возбуждение ФЛ в условиях мощной импульсной накачки осуществлялось с помощью параметрического генератора света ($\lambda = 0,8$ мкм, длительность импульса 10 нс, частота повторения импульсов 10 Гц). Сигнал собирался с торца структуры. Для регистрации сигнала ФЛ использовался решеточный монохроматор Acton 2300i и многоканальный фотоприемник на основе линейки фотодиодов InGaAs (спектральный диапазон 0,6 – 2,2 мкм).

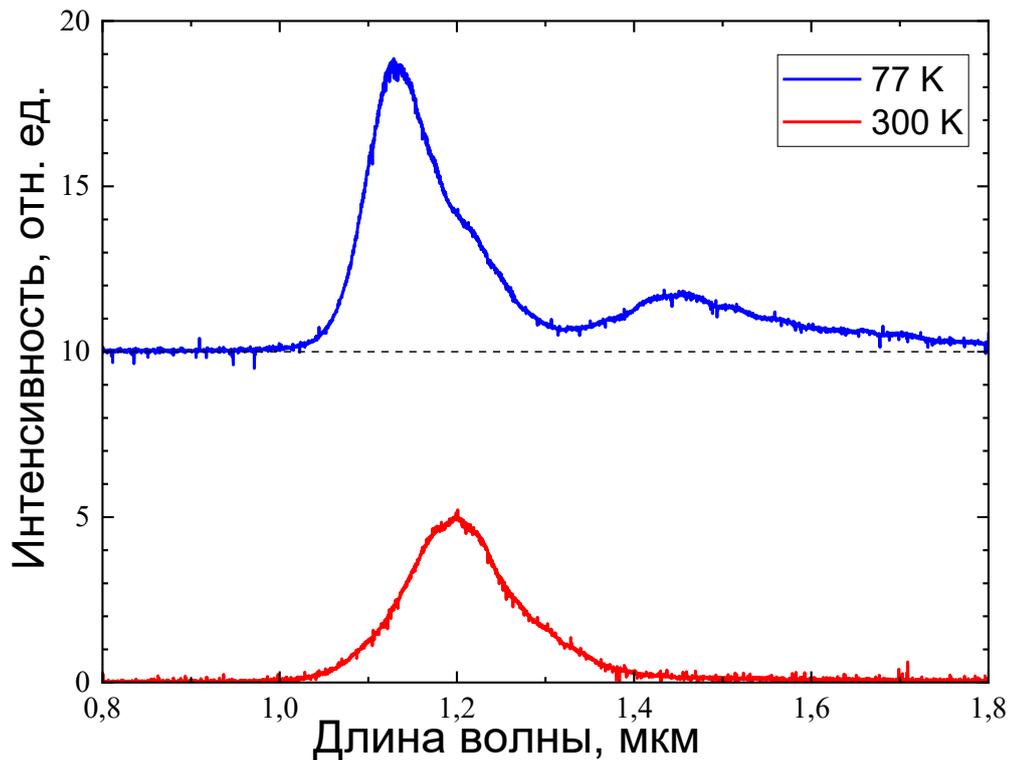


Рисунок 4.13 – Спектры ФЛ структуры Ж при накачке излучением непрерывного лазера для температуры жидкого азота и для комнатной температуры

В спектре излучения образца пороговым образом возникает узкая ($\lambda < 17$ нм) интенсивная линия излучения на $\lambda \sim 1,3$ мкм (рисунок 4.14). Указанная линия эмиссии наблюдается при сборе излучения с торца структуры и не выражена при наблюдении ФЛ с поверхности образца и, таким образом, имеет все признаки стимулированного излучения (СИ). В то же время, спектральное положение наблюдаемой линии стимулированного излучения не соответствует положению линий излучения КЯ ($\lambda \sim 1,45$ мкм) либо барьерных слоев ($\lambda \sim 1,13$ мкм) в спектрах стационарной ФЛ. Проведенные поляризационные измерения показали, что излучение на $\lambda \sim 1,3$ мкм практически полностью поляризовано, при этом вектор электрического поля лежит в плоскости роста образца. Это позволяет соотнести наблюдаемое излучение с оптическими переходами именно в квантовой яме [144], а не в барьерных слоях.

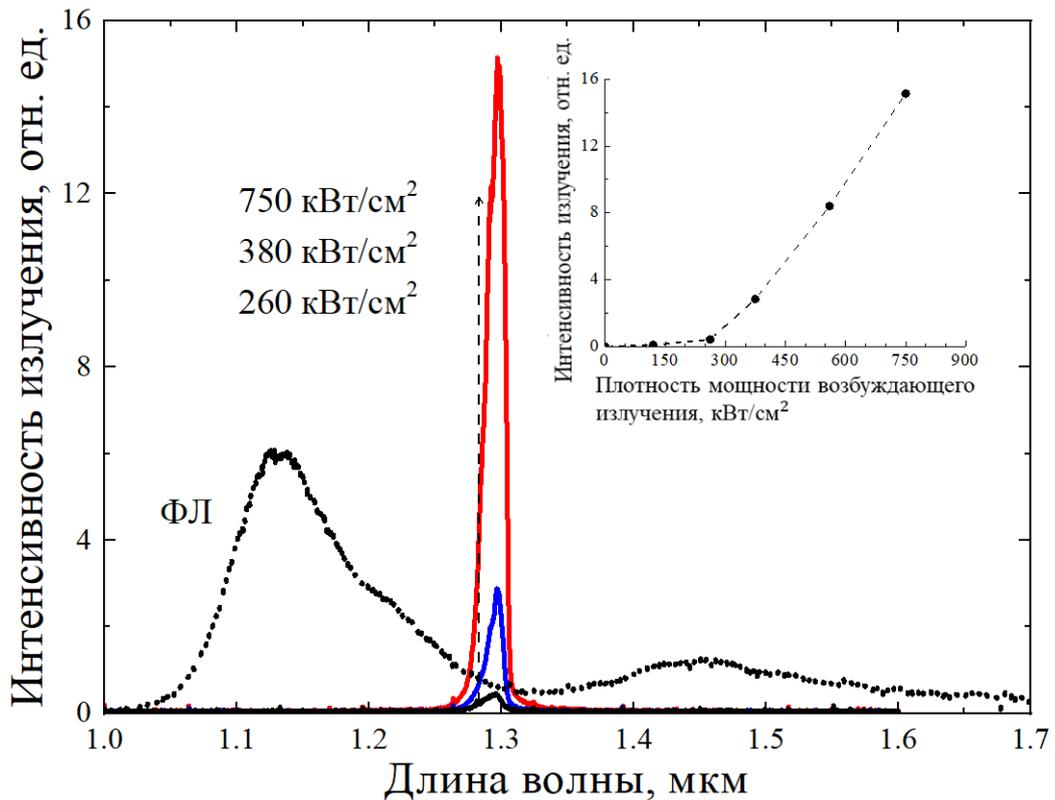


Рисунок 4.14 – Спектры излучения образца при импульсной накачке для трех значений плотности мощности (260, 380 и 750 kВт/см^2), в сравнении со спектром ФЛ, измеренным в условиях слабой непрерывной накачки (ФЛ). Температура $T = 77 \text{ К}$. На вставке: зависимость интенсивности излучения образца от плотности мощности импульсной накачки

Мы предполагаем, что зарегистрированное расхождение в длинах волн, на которых наблюдаются ФЛ и СИ, обусловлен тем, что переходы, ответственные за излучение в режиме фотолюминесценции, осуществляются с основного состояния носителей в квантовой яме, а переходы, ответственные за стимулированное излучение – с возбужденного состояния. По-видимому, коэффициент усиления на основном переходе в КЯ недостаточен для компенсации оптических потерь в исследуемом образце. На это косвенно указывает, в том числе, и весьма высокий порог возникновения СИ ($\sim 250 \text{ кВт/см}^2$), обусловленный, по-видимому, большой плотностью дефектов в выращенной структуре. В то же время, стимулированное излучение регистрируется на длине волны, соответствующей переходам с участием возбужденных состояний электронов и дырок в КЯ. При достаточной

концентрации носителей на этих уровнях коэффициент усиления больше, чем на основном переходе в КЯ. Для проверки этого предположения были проведены расчеты энергетического спектра электронов и дырок в КЯ $\text{In}_{0,28}\text{Ga}_{0,72}\text{As}/\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ в зависимости от состава твердого раствора $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ в КЯ. Расчеты проводились в рамках трехзонной модели Кейна 8×8 с учетом деформационных эффектов [145]. Ширина КЯ задавалась равной 12 нм, исходя из ростовых данных, состав барьерных слоев ($x_6 = 0,28$) определялся по данным ФЛ. Расчеты показали, что соответствие энергии перехода между основными состояниями электронов и дырок в КЯ длине волны излучения, регистрируемой в спектрах стационарной ФЛ ($\lambda \sim 1,45$ мкм), достигается при доле In в КЯ $x \sim 0,58$ (зонная диаграмма, рассчитанная для этого состава КЯ, приведена на рисунок 4.15). В этом случае длина волны $\lambda \sim 1,3$ мкм, на которой наблюдается СИ, действительно соответствует оптическому переходу между вторыми подзонами электронов и дырок в КЯ.

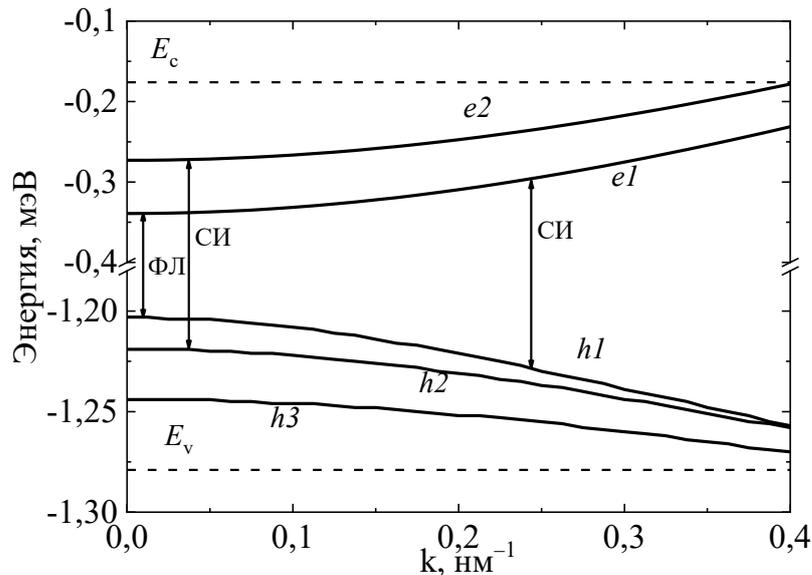


Рисунок 4.15 – Рассчитанный от дна зоны проводимости GaAs спектр подзон размерного квантования в КЯ $\text{In}_{0,28}\text{Ga}_{0,72}\text{As}/\text{In}_{0,58}\text{Ga}_{0,42}\text{As}$ шириной 12 нм. Температура $T = 77$ К. E_c и E_v – дно зоны проводимости и потолок валентной зоны в барьерных слоях $\text{In}_{0,28}\text{Ga}_{0,72}\text{As}$; $e1$, $e2$, и $h1$, $h2$, $h3$ – электронные и дырочные подзоны в КЯ. Стрелками показаны рабочие переходы в режимах спонтанной ФЛ (ФЛ, $\lambda = 1,45$ мкм) и стимулированного излучения (СИ, $\lambda = 1,3$ мкм)

Таким образом, в работе впервые методом МОС-гидридной эпитаксии была создана структура для лазерной генерации с метаморфным слоем InGaAsP и КЯ InGaAs на неотклоненной подложке Si (001) и продемонстрировано стимулированное излучение на длине волны 1,3 мкм при температуре жидкого азота.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

- Методом МОС-гидридной эпитаксии получены гетероструктуры с метаморфными буферными слоями $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$. Снижение скорости роста метаморфных буферных слоев $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ со ступенчатым изменением состава до 2 Å/с при температуре роста 540 °С позволяет повысить кристаллическое качество буферного слоя. На основе гетероструктур с такими буферными слоями изготовлены излучающие структуры с квантовой ямой $\text{In}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}\text{As}$ и зафиксирована стабильная электролюминесценция на длине волны 1,31 мкм при комнатной температуре.

- Разработана лабораторная технология выращивания методом МОС-гидридной эпитаксии буферных слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$ со ступенчатым изменением состава. Изготовлены фотодиоды с диаметром мезаструктуры 560 мкм и входом излучения через подложку. Темновой ток фотодиодов при комнатной температуре составил 6 нА (-5 В). Данное значение темнового тока соответствует темновому току фотодиодов, выращенных на подложках InP (длина волны 1,06 мкм). Изучена природа обратного темнового тока для фотодиодов на основе данного типа структур.

- Разработана лабораторная технология эпитаксиального выращивания методом МОС-гидридной эпитаксии $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ фотодиодных структур на основе дискретного метаморфного буферного слоя $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}/\text{GaAs}$ на подложке GaAs . Выбранные режимы синтеза обеспечивают работу фоточувствительного элемента, отличающуюся низкой плотностью темнового тока (8×10^{-5} А/см² при комнатной температуре и обратном смещении -5 В).

- Исследована и продемонстрирована возможность фотоотклика на структуре с метаморфным слоем $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}$, сформированной методом МОС-гидридной эпитаксии на неотклоненной подложке Si с релаксированным Ge буферным слоем.

- Впервые методом МОС-гидридной эпитаксии создана лазерная структура с метаморфным слоем $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ и КЯ $\text{In}_{0,58}\text{Ga}_{0,42}\text{As}$ на неотклоненной подложке

Si (001), продемонстрированы фотолюминесценция и стимулированное излучение на длинах волн 1,45 мкм и 1,3 мкм, соответственно, при температуре жидкого азота.

Список литературы

1. Veselov, D. A. On the problem of internal optical loss and current leakage in laser heterostructures based on AlGaInAs/InP solid solutions / Veselov D.A., Shashkin I.S., Bakhalov K.V., Lyutetskiy A.V., et al. // *Semiconductors*. – 2016. – V. 50. – P. 1225–1230.
2. Marmalyuk, A. A. AlGaInAs/InP semiconductor lasers with an increased electron barrier / A.A. Marmalyuk A.V, Ivanov V.D., Kurnosov K.V., Kurnosov M.A., Ladugin A.V., Lobintsov A.A., Padalitsa V.I., Romantsevich Yu.L., Ryaboshtan S.M., Sapozhnikov V.N., Svetogorov V.A., Simakov // *Quantum Electronics*. – 2019. – V. 49, № 6. – P. 519.
3. Yoshida, T. Lasing characteristics of 1.3- μm npn-AlGaInAs/InP transistor laser—Dependence of the base layer structure / Takumi Yoshida, Masashi Yukinari, Takaaki Kaneko, et al. // *26th International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM)*. – IEEE. – 2014. – P.1–2.
4. Morales, F. M. Microstructural improvements of InP on GaAs (001) grown by molecular beam epitaxy by in situ hydrogenation and postgrowth annealing / Morales F. M., García, R., Molina S. I., Aouni A., Postigo P. A., Fonstad C. G. // *Applied Physics Letters*. – 2009. – V. 94, № 4. – P. 041919.
5. Postigo, P. A. Growth of InP on GaAs (001) by hydrogen-assisted low-temperature solid-source molecular beam epitaxy / Postigo P. A., Suárez F., Sanz-Hervás A., Sangrador J., Fonstad C. G. // *Journal of Applied Physics*. – 2008. – V. 103, № 1. – P. 013508.
6. Riesz, F. Effects of rapid thermal annealing on InP layers grown on GaAs substrates by gas-source molecular beam epitaxy / Riesz F., Rakennus K., Hakkarainen T., Pessa M. // *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures Processing, Measurement, and Phenomena*. – 1991. – V. 9, № 1. – P. 176-177.
7. Hayafuji, N. Improvement of InP crystal quality on GaAs substrates by thermal cyclic annealing / N. Hayafuji, T. Kimura, N. Yoshida, N. Kaneno, M. Tsugami, K.

Mizuguchi, T. Murotani, S. Ibuki // *Japanese Journal of Applied Physics*. – 1989. – V. 28, № 10A. – P. L1721.

8. He, Y. Influence of GaAs substrate misorientation on the characteristics in undulating compositional step-graded AlGaInAs buffers / He Y., Yan W., Dai P., Yu J., Dong J. // *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*. – 2019. – V. 30. – P. 7203–7208.

9. Lu, Q. Metamorphic integration of GaInAsSb material on GaAs substrates for light emitting device applications / Lu Q., Marshall A., Krier A. // *Materials*. – 2019. – V. 12, № 11. – P. 1743.

10. Broderick, C.A. Theory and optimisation of 1,3 and 1,55 μm (Al)InGaAs metamorphic quantum well lasers / Broderick C. A., Bogusevski S., O'Reilly E. P. // *2016 International Conference on Numerical Simulation of Optoelectronic Devices (NUSOD)*. – IEEE. – 2016. – P. 19–20.

11. Fischer, M. GaInAsN based lasers for the 1,3 and 1,5 μm wavelength range / Fischer M., Gollub D., Reinhardt M., Forchel A. // *Conference Proceedings. 2001 International Conference on Indium Phosphide and Related Materials. 13th IPRM (Cat. No. 01CH37198)*. – IEEE. – 2001. – P. 101–104.

12. Воловик, Б. В. Излучение на 1,3–1,4 мкм в структурах с массивами связанных квантовых точек, выращенных методом субмонослойной эпитаксии / Б.В. Воловик, Д.С. Сизов, А.Ф. Цацульников, Ю.Г. Мусихин, Н.Н. Леденцов, В.М. Устинов, В.А. Егоров, В.Н. Петров, Н.К. Поляко*, Г.Э. Цырлин // *ФТП*. – 2000. – Т. 34, № 11. – С. 1368.

13. Tangring, I. Metamorphic growth of 1,25–1,29 μm InGaAs quantum well lasers on GaAs by molecular beam epitaxy / Tangring I., Wang S. M., Sadeghi M., Larsson A., Wang X. D. // *Journal of Crystal Growth*. – 2007. – V. 301. – P. 971–974.

14. Егоров А. Ю. Концепции создания монолитных метаморфных вертикально-излучающих лазеров спектрального диапазона 1300–1550 нм / Егоров А. Ю., Карачинский Л. Я., Новиков И. И., Бабичев А. В., Неведомский В. Н., Бугров В. Е. // *ФТП*. – 2015. – Т. 49, № 11. – С. 1569–1573.

15. Moiseev, E. I. Comparative analysis of injection microdisk lasers based on InGaAsN quantum wells and InAs/InGaAs quantum dots / E. I. Moiseev, M. V. Maximov, N. V. Kryzhanovskaya, O. I. Simchuk, M. M. Kulagina, S. A. Kadinskaya, M. Guina, A. E. Zhukov // *Semiconductors*. – 2020. – V. 54. – P. 263–267.
16. Norman, J. C. Perspective: The future of quantum dot photonic integrated circuits / Norman J. C., Jung D., Wan Y., Bowers J. E. // *APL photonics*. – 2018. – V. 3, № 3. – P. 030901.
17. Болховитянов, Ю. Б. Эпитаксия GaAs на кремниевых подложках: современное состояние исследований и разработок / Болховитянов Ю. Б., Пчеляков О. П. // *Успехи физических наук*. – 2008. – Т. 178, № 5. – С. 459–480.
18. Винокуров, Д. А. Свойства и особенности кристаллизации эпитаксиальных слоев GaAs, выращенных на подложках Si (100) методом двухстадийного осаждения в МОС гидридном процессе / Лантратов В. М., Синицын М. А., Улин В. П., Фалеев Н. Н., Федорова О. М., Явич Б. С // *ФТП*. – 1991. – Т. 25, №6. – С. 1022–1029.
19. Болховитянов, Ю. Б. Кремний-германиевые эпитаксиальные пленки: физические основы получения напряженных и полностью релаксированных гетероструктур / Болховитянов Ю. Б., Пчеляков О. П., Чикичев С. И. // *Успехи физических наук*. – 2001. – Т. 171, № 7. – С. 689–715.
20. Дикарева, Н. В. Полупроводниковые лазерные гетеронаноструктуры с вытекающей модой, волноведущими квантовыми ямами и смешиванием мод резонатора. Нижний Новгород. – 2017. 129 с.
21. Liu, Z. Origin of defect tolerance in InAs/GaAs quantum dot lasers grown on silicon / Liu Z., Hantschmann C., Tang M., Lu Y., Park J. S., Liao M., Liu H. // *Journal of Lightwave Technology*. – 2019. – V. 38, № 2. – P. 240–248.
22. Abramkin, D. S. Heterostructures with InAs/AlAs quantum wells and quantum dots grown on GaAs/Si hybrid substrates / Abramkin D. S., Petrushkov M. O., Putyato M. A. B., Semyagin B. R., Shamirzaev T. S. // *Semiconductors*. – 2018. – V. 52. – P. 1484–1490.

23. Baidus, N. MOCVD growth of InGaAs/GaAs/AlGaAs laser structures with quantum wells on Ge/Si substrates / Baidus N., Aleshkin V., Dubinov A., Kudryavtsev K., Nekorkin S., Novikov A., Pavlov D., Rykov A., Sushkov A., Shaleev M., Yunin P., Yurasov D., Krasilnik Z. // *Crystals*. – 2018. – V. 8, № 8. – P. 311.
24. Питер, Ю. Основы физики полупроводников / Пер. с англ. И. И. Решинной; под ред. Б. П. Захарчени. – 3-е изд. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2002.
25. Лаврухин, Д. В. / Лаврухин Д. В., Ячменев А. Э., Бугаев А. С., Галиев Г. Б., Климов Е. А., Хабибуллин Р. А., Пономарев Д., Мальцев П. П. Исследование оптических свойств GaAs, выращенного методом молекулярно-лучевой эпитаксии при низких температурах роста, с delta-легированными слоями Si // *ФТП*. – 2015. — Т. 7, № 12. – С. 932.
26. Zhang, J. Growth of high quality Ge-on-Si layer by using an ultra-thin LT-Si buffer in RPCVD / Zhang J., Chen X., Wang J. A., Chen G. B., Tang Z. H., Tan K. Z., Cui W. // *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*. – 2019. – V. 504. – P. 01202.
27. Rogalski, A. InAsSb-based infrared photodetectors: Thirty years later on / Rogalski A., Martyniuk P., Kopytko M., Madejczyk P., Krishna S. // *Sensors*. – 2020. – V. 20, № 24. – P. 7047.
28. Kim, H. MOCVD-Grown $\text{In}_{0.22}\text{Ga}_{0.78}\text{As}$ Metamorphic Buffer Layer with Ultralow Threading Dislocation Density / Kim H., Xu S., Liu C., Lekhal K., Kuech T., Mawst L. // *Crystal Growth & Design*. – 2024. – V. 24, № 9. – P. 3707–3713.
29. Smagina, Z. V. Luminescent properties of spatially ordered Ge/Si quantum dots epitaxially grown on a pit-patterned “silicon-on-insulator” substrate / Zh.V. Smagina, V.A. Zinovyev, A.F. Zinovieva, M.V. Stepikhova, A.V. Peretokin, E.E. Rodyakina, S.A. Dyakov, A.V. Novikov, A.V. Dvurechenskii // *Journal of Luminescence*. – 2022. – V. 249. – P. 119033.
30. Yurasov, D. V. Enhancing the photoluminescence response of thick Ge-on-Si layers using photonic crystals / Yurasov D. V., Yablonskiy A. N., Baidakova N. A., Shaleev M. V., Rodyakina E. E., Dyakov S. A., Novikov A. V. // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2021. – V. 55, № 7. – P. 075107.

31. Dyakov, S. A. Photonic bound states in the continuum in Si structures with the self-assembled Ge nanoislands / Dyakov S. A., Stepikhova M. V., Bogdanov A. A., Novikov A. V., Yurasov D. V., Shaleev M. V. // *Laser & Photonics Reviews*. – 2021. – V. 15, № 7. – P. 2000242.
32. Лобанов Д. Н., Новиков А. В., Красильник З. Ф. Метод молекулярно-пучковой эпитаксии и его применение для формирования SiGe наноструктур: учебное пособие. – Нижний Новгород: ННГУ им. Н. И. Лобачевского, 2010. – 37 с.
33. Kovalskiy, V. A. Dislocation gliding and cross-hatch morphology formation in III-BV epitaxial heterostructures / Kovalskiy V. A., Vergeles P. S., Eremenko V. G., Fokin D. A., Dorokhin M. V., Danilov Y. A., Zvonkov B. N. // *Applied Physics Letters*. – 2014. – V. 105, № 23. – P. 231608.
34. Kumar, R. Investigation of cross-hatch surface and study of anisotropic relaxation and dislocation on InGaAs on GaAs (001) / Kumar R., Bag A., Mukhopadhyay P., Das S., Biswas D. // *Electronic Materials Letters*. – 2016. – V. 12. – P. 356–364.
35. Tersoff, J. Competing relaxation mechanisms in strained layers / Tersoff J., LeGoues F. K. // *Physical review letters*. – 1994. – V. 72, № 22. – P. 3570.
36. Ковш, А. Р. Лазерная генерация с длиной волны излучения в районе 1,3 мкм в структурах на основе квантовых точек InAs / А.Р. Ковш, А.Е. Жуков, Н.А. Малеев, С.С. Михрин, В.М. Устинов, А.Ф. Цацульников, М.В. Максимов, Б.В. Воловик, Д.А. Бедарев, Ю.М. Шерняков, Е.Ю. Кондратьева, Н.Н. Леденцов, П.С. Копьев, Ж.И. Алферов, Д. Бимберг // *ФТП*. – 1999. – Т. 33, № 7. – С. 1020.
37. Кукушкин, С. А. Зарождение когерентных полупроводниковых островков при росте по механизму Странского-Крастанова, индуцированное упругими напряжениями / Кукушкин С. А., Осипов А. В., Schmitt F., Hess P. // *ФТП*. – 2002. – Т. 36, № 10. – С. 1177.
38. Chu, L. Influence of growth conditions on the photoluminescence of self-assembled InAs/GaAs quantum dots / Chu L., Arzberger M., Böhm G., Abstreiter G. // *Journal of Applied Physics*. – 1999. – V. 85, № 4. – P. 2355–2362.
39. Aleshkin, V. Y. Self-organization of germanium nanoislands obtained in silicon by molecular-beam epitaxy / Aleshkin V. Y., Bekin N. A., Kalugin N. G., Krasil'nik Z. F.,

- Novikov A. V., Postnikov V. V., Seyringer H. // *Journal of Experimental and Theoretical Physics Letters*. – 1998. – V. 67. – P. 48–53.
40. Tersoff, J. Dislocations and strain relief in compositionally graded layers / Tersoff J. // *Applied Physics Letters*. – 1993. – V. 62. – P. 693.
41. Richardson, C. J. Metamorphic epitaxial materials / Richardson C. J., Lee M. L. // *MRS Bulletin*. – 2016. – V. 41, № 3. – P. 193–198.
42. Alferov, Z. Nobel Lecture: The double heterostructure concept and its applications in physics, electronics, and technology // *Rev. Mod. Phys.* – 2001. – V. 74. – P. 767.
43. Zhang, J. Compact Low-Power-Consumption 28-Gbaud QPSK/16-QAM Integrated Silicon Photonic/Electronic Coherent Receiver / Zhang J., Verbist J., Moeneclaey B., Van Weerdenburg J., Van Uden R., Chen H., Van Campenhout J., Okonkwo C., Yin X., Bauwelinck J., Roelkens G. // *IEEE Photonics Journal*. – 2016. – V. 8, № 1. – P. 1–10.
44. Quitariano, N. J. Relaxed, high-quality InP on GaAs by using InGaAs and InGaP graded buffers to avoid phase separation / Quitariano N. J., Fitzgerald E. A. // *Journal of Applied Physics*. – 2007. – V. 102. – P. 033511.
45. Richardson, C. J. Metamorphic epitaxial materials / Richardson C. J., Lee M. L. // *MRS Bulletin*. – 2016. – V. 41, № 3. – P. 193–198.
46. Kroemer, H. Nobel Lecture: Quasielectric fields and band offsets: teaching electrons new tricks. // *Rev. Mod. Phys.* – 2001. – V. 73, № 3. – P. 783.
47. Holonyak, N. The semiconductor laser: A thirty-five-year perspective / Holonyak N. // *Proc. IEEE*. – 1997. – V. 85, № 11. – P. 1678.
48. Richardson, C.J.K. Metamorphic growth of III-V semiconductor bicrystals. / Richardson C. J. K., He L., Kanakaraju S. // *J. Vac. Sci. Technol. B*. – 2011. – V. 29. – № 3. – P. 03C126.
49. Lee, K. E., Fitzgerald E. A. High-quality metamorphic compositionally graded InGaAs buffers / Lee K. E., Fitzgerald E. A. // *Journal of Crystal Growth*. – 2010. – V. 312, № 2. – P. 250–257.
50. Ayers, J. E. Low-temperature and metamorphic buffer layers // *Handbook of Crystal Growth*. – 2015. – P. 1007–1056.

51. Li, J. Step-graded InAsP buffer layers with gradient interface grown via metal organic chemical vapor deposition / Li J., Wei X. // *SN Appl. Sci.* – 2019. – V. 1. – P. 585.
52. Соболев, М. С. Гетероэпитаксия упругонапряженных, упругокомпенсированных и метаморфных слоев твердых растворов A^3B^5 и A^3B^5-N на поверхности GaAs, GAP и Si: диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Санкт-Петербург. – 2015. 168 с.
53. Hetzer, K. High indium metamorphic HEMT on a GaAs substrate // *J. Vac. Sci. Technol.* – 1999. – V. 17, № 3. – P. 1131.
54. Zaknounge, M. InAlAs/InGaAs metamorphic HEMT with high current density and high breakdown voltage / Zaknounge M., Bonte B., Gaquiere C. // *IEEE Electron Device Lett.* – 1998. – V. 9, № 9. – P. 345.
55. Veselov, D. A. On the problem of internal optical loss and current leakage in laser heterostructures based on AlGaInAs/InP solid solutions / D. A. Veselov, I. S. Shashkin, K. V. Bakhvalov, A. V. Lyutetskiy, N. A. Pikhtin, M. G. Rastegaeva, S. O. Slipchenko, E. A. Bechvay, V. A. Strelets, V. V. Shamakhov, I. S. Tarasov // *Semiconductors.* – 2016. – V. 50. – P. 1225–1230.
56. Okuno, Y. Study of threading dislocation reduction by strained interlayer in InP layers grown on GaAs substrates / Y. Okuno, T. Kawano // *J. Cryst. Growth.* – 1994. – V. 145. – P. 338.
57. Kim, S. D. Strain relaxation in compositionally graded epitaxial layers / S. D. Kim, S. M. Lord, J. S. Harris // *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures.* – 1996. – V. 14. – P. 642.
58. Tersoff, J. Dislocations and strain relief in compositionally graded layers / J. Tersoff // *Applied Physics Letters.* – 1993. – V. 62. – P. 693.
59. LeGoues, F. K. Mechanism and conditions for anomalous strain relaxation in graded thin films and superlattices / Legoues F.K., Meyerson B.S., Morar J.F., Kirchner P.D. // *Journal of Applied Physics.* – 1992. – V. 71. – P. 4230.

60. Chyi, J. I. Material properties of compositional graded $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ and $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ epilayers grown on GaAs substrates / J.-I. Chyi, J.-L. Shieh, J.-W. Pan, R.-M. Lin. // *Journal of Applied Physics*. – 1996. – V. 79. – P. 8367.
61. Hudait, K. Comparison of mixed anion, $\text{InAs}_y\text{P}_{1-y}$ and mixed cation, $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ metamorphic buffers grown by molecular beam epitaxy on (100) InP substrates / M. K. Hudait, Y. Lin, M. N. Palmisiano, C. Tivarus, J. P. Pelz, S. A. Ringel // *Journal of Applied Physics*. – 2004. – V. 95. – P. 3952.
62. Czaban, J. A. Improved InAsP metamorphic layers grown on an InP substrate using underlying InP grown at low temperatures / J. A. Czaban, D. A. Thompson, B. J. Robinson // *Semiconductor Science and Technology*. – 2007. – V. 22. – P. 408.
63. Mori, M. J. Lattice mismatched epitaxy of heterostructures for non-nitride green light emitting devices: дис. – Massachusetts Institute of Technology. – 2008.
64. Патент 111352 U1 Российская Федерация: МПК7 H01L29/737, B82B1/00 Полупроводниковая метаморфная наногетероструктура InAlAs/InGaAs / Г. Б. Галиев, И. С. Васильевский, Е.А. Климов, С.С. Пушкарев, О.А. Рубан, заявитель и патентообладатель Учреждение Российской академии наук Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН. – № 2011125642/28; заявл. 23.06.2011, опубл. 10.12.2011.
65. Mohammedy, F. M. Effect of growth temperature on InGaSb metamorphic layers and the fabrication of InGaSb *p-i-n* diodes / F. M. Mohammedy, O. Hulko, B. J. Robinson, D. A. Thompson, M. J. Deen. // *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures*. – 2008. – V. 26. – P. 636.
66. Hudait, M. K. Strain relaxation properties of metamorphic $\text{InAs}_y\text{P}_{1-y}$ materials grown on InP substrates / M. K. Hudait, Y. Lin, S. A. Ringel // *Journal of Applied Physics*. – 2009. – V. 105. – P. 061643.
67. Galiev, G. B. Metamorphic InAlAs/InGaAs/InAlAs/GaAs HEMT heterostructures containing strained superlattices and inverse steps in the metamorphic buffer / G.B. Galiev, I.S. Vasil'Evskii, S.S. Pushkarev, E.A. Klimov, R.M. Imamov, P.A. Buffat, B. Dwir, E.I. Suvorova // *Journal of crystal growth*. – 2013. – V. 366. – P. 55–60.

68. Kujofsa, T. Equilibrium Lattice Relaxation and Misfit Dislocations in Step-Graded $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) and $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) Metamorphic Buffer Layers / Kujofsa T., Ayers J. E. // *Journal of Electronic materials*. – 2016. – V. 45. – P. 2831–2836.
69. Belenky, G. Metamorphic $\text{InAsSb}/\text{AlInAsSb}$ heterostructures for optoelectronic applications / G. Belenky, D. Wang, Y. Lin, D. Donetsky, G. Kipshidze, L. Shterengas, D. Westerfeld, W. L. Sarney, S. P. Svensson. // *Applied Physics Letters*. – 2013. – V. 102, № 11. – P. 111108.
70. Choy, H. K. H. Effects of substrate temperature on the growth of InGaAs compositionally graded buffers and on quantum well structures grown above them / H. K. H. Choy, G. F. J. Clifton // *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures Processing, Measurement, and Phenomena*. – 2005. – V. 23. – P. 2109.
71. Shi, Y. Improved performances of $2,6 \mu\text{m}$ $\text{In}_{0,83}\text{Ga}_{0,17}\text{As}/\text{InP}$ photodetectors on digitally-graded metamorphic pseudo-substrates / Shi Y., MA Y., Gu Y., Chen X., Yang N., Gong Q., Zhang Y. // *Journal of infrared and millimeter waves*. – 2019. – V. 38, № 3. – P. 275–280.
72. Kirch, J. Characteristics of step-graded $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ and $\text{InGaP}_y\text{Sb}_{1-y}$ metamorphic buffer layers on GaAs substrates / Kirch J., Dudley P., Kim T., Radavich K., Ruder S., Mawst L. J., Kuech T. F., LaLumondiere S. D., Sin Y., Lotshaw W. T., Moss S. C. // *IPRM 2011-23rd International Conference on Indium Phosphide and Related Materials*. – IEEE. – 2011. – P. 1–4.
73. Tavakoli, S. G. Experimental characterization and theoretical modeling of the strain effect on the evolution and interband transitions of InAs quantum dots grown on $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($0,0 \leq x \leq 0,3$) metamorphic pseudosubstrates on GaAs wafers / Tavakoli S., Naser M. A., Thompson D. A., Jamal Deen M. // *Journal of Applied Physics*. – 2009. – V. 106. – P. 063533.
74. Mi, Z. Molecular beam epitaxial growth and characteristics of $1,52 \mu\text{m}$ metamorphic InAs quantum dot lasers on GaAs / Mi Z., Wu C., Yang J., Bhattacharya P. // *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures*. – 2008. – V. 26. – P. 1153.

75. Mi, Z. Molecular beam epitaxial growth and characteristics of ultra-low threshold 1,45 μm metamorphic InAs quantum dot lasers on GaAs / Z. Mi, J. Yang and P. Bhattacharya // *Journal of Crystal Growth*. – 2007. – V. 301–302. – P. 923.
76. Zetian, M. Pseudomorphic and metamorphic quantum dot heterostructures for long-wavelength lasers on GaAs and Si / M. Zetian, P. Bhattacharya // *IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics*. – 2008. – V. 14. – P. 1171.
77. Tangring, I. Metamorphic growth of 1,25–1,29 μm InGaAs quantum well lasers on GaAs by molecular beam epitaxy / Tångring I., Wang S. M., Sadeghi M., Larsson A., Wang X. D. // *Journal of Crystal Growth*. – 2007. – V. 301–302. – P. 971.
78. Tangring, I. Manipulation of strain relaxation in metamorphic heterostructures / Tångring I., Wang S. M., Zhu X. R., Larsson A., Lai Z. H., Sadeghi M. // *Applied Physics Letters*. – 2007. – V. 90. – P. 071904.
79. Song, Y. Effects of doping and grading slope on surface and structure of metamorphic InGaAs buffers on GaAs substrates / Song Y., Wang S., Tångring I., Lai Z., Sadeghi M. // *Journal of Applied Physics*. – 2009. – V 106. – P. 123531.
80. Liang, D., Recent progress in lasers on silicon / Liang D., Bowers J. E. // *Nature photonics*. – 2010. – V. 4, № 8. – P.511–517.
81. Vanderbilt, D. Energetics of Antiphase Boundaries in GaAs. / Vanderbilt D, Lee C. // *Physical Review B*. – 1992. – V. 45, № 19. – P. 11192.
82. Rubel, O. Formation Energies of Antiphase Boundaries in GaAs and GaP: An Ab Initio Study / Rubel O., Baranovskii S. // *International Journal of Molecular Sciences*. – 2009. – V. 10, № 12. – P. 5104–5114.
83. Martin, M. GaAs Compounds Heteroepitaxy on Silicon for Opto and Nano Electronic Applications / M. Martin, T. Baron, Y. Bogumulowicz, H. Deng, K. Li, M. Tang, H. Liu. // *Post-transition metals*. – IntechOpen. – 2020.
84. Mengya, L. Low-noise 1,3 μm InAs/GaAs quantum dot laser monolithically grown on silicon / M. Liao, S. Chen, Zh. Liu, Yi Wang, L. Ponnampalam, Z. Zhou, J. Wu, M. Tang, S. Shutts, Z. Liu, P. M. Snowton, S. Yu, A. Seeds, H. Liu // *Photon. Res.* – 2018. – V. 6. – P. 1062–1066.

85. Chriqui, Y. Room temperature laser operation of strained InGaAs/GaAs QW structure monolithically grown by MOVCD on LE-PECVD Ge/Si virtual substrate / Chriqui Y., Saint-Girons G., Bouchoule S., Moison J. M., Isella G., Von Kaenel H., Sagnes I. // *Electronics Letters*. – 2003. – V. 39. – P. 1658.
86. Aleshkin, V. Ya. Stimulated emission from an InGaAs/GaAs/AlGaAs heterostructure grown on a Si substrate / V.Ya. Aleshkin, N.V. Dikareva, A.A. Dubinov, S.A. Denisov, Z.F. Krasil'nik, K.E. Kudryavtsev, S.A. Matveev, S.M. Nekorkin, V.G. Shengurov // *JETP Letters*. – 2015. – V. 100, № 12. – P. 795.
87. Wang, J. Extremely low-threshold current density InGaAs/AlGaAs quantum-well lasers on silicon / J. Wang, X. Ren, C. Deng, H. Hu, Y.i He, Zh. Cheng, H. Ma, Q. Wang, Y. Huang, X. Duan, X. Yan // *Journal of Lightwave Technology*. – 2015. – V. 33, № 15. – P. 3163.
88. Liu, A. Y. High performance continuous wave 1,3 μm quantum dot lasers on silicon / Liu A. Y., Zhang C., Norman J., Snyder A., Lubyshev D., Fastenau J. M. // *Applied Physics Letters*. – 2014. – V. 104. – P. 041104.
89. Chen, S. Electrically pumped continuous-wave III–V quantum dot lasers on silicon / Chen S., Li W., Wu J., Jiang Q., Tang M., Shutts S. // *Nature Photonics*. – 2016. – V. 10. – P. 307.
90. Kroemer, H. On the (110) orientation as the preferred orientation for the molecular beam epitaxial growth of GaAs on Ge, GaP on Si, and similar zincblende-on-diamond systems / H. Kroemer, K. J. Polasko, and S. C. Wright // *Applied Physics Letters*. – 1980. – V. 36. – P. 763.
91. Volz, K. GaP-nucleation on exact Si (001) substrates for III/V device integration / Volz K., Beyer A., Witte W., Ohlmann J., Németh I., Kunert B., Stolz W. // *Journal of Crystal Growth*. – 2011. – V. 315. – P. 37.
92. Kryzhanovskaya, N.V. Electrically pumped InGaAs/GaAs quantum well microdisk lasers directly grown on Si (100) with Ge/GaAs buffer / N.V. Kryzhanovskaya, E.I. Moiseev, Yu. S. Polubavkina, M.V. Maximov, M.M. Kulagina, S.I. Troshkov, Yu.M. Zadiranov, A.A. Lipovskii, N.V. Baidus, A.A. Dubinov, Z.F. Krasilnik, A.V. Novikov,

- D.A. Pavlov, A.V. Rykov, A.A. Sushkov, D.V. Yurasov, A.E. Zhukov. // *Optics Express*. – 2017. – V. 25, № 14. – P. 16754–16760.
93. Baidus, N. MOCVD growth of InGaAs/GaAs/AlGaAs laser structures with quantum wells on Ge/Si substrates / N Baidus, V Aleshkin, A Dubinov, K Kudryavtsev, S Nekorkin, A Novikov, D Pavlov, A Rykov, A Sushkov, M Shaleev, P Yunin, D Yurasov, Z Krasilnik. // *Crystals*. – 2018. – V. 8, № 8. – P. 311.
94. Lee, K. H. Comparative studies of the growth and characterization of germanium epitaxial film on silicon (001) with 0 and 6 offcut / Lee K. H., Tan Y. H., Jandl A., Fitzgerald E. A., Tan C. S. // *Journal. Electronic Materials*. – 2013. – V. 42. – P. 1133.
95. Groenert, M. E. Monolithic integration of room-temperature cw GaAs/AlGaAs lasers on Si substrates via relaxed graded GeSi buffer layers / Groenert M. E., Leitz C. W., Pitera A. J., Yang V., Lee H., Ram R. J., Fitzgerald E. A. // *Journal of Applied Physics*. – 2003. – V. 93. – P. 362.
96. Sun, C. Single-chip microprocessor that communicates directly using light / Sun C., Wade M. T., Lee Y., Orcutt J. S., Alloatti L., Georgas M. S. // *Nature*. – 2015. – V. 528. – P. 534.
97. Liu, A. Y. Electrically pumped continuous wave quantum dot lasers epitaxially grown on patterned, on-axis (001) Si / Liu A. Y., Peters J., Huang X., Jung D., Norman J., Lee M. L., Bowers, J. E. // *Optics Letters*. – 2017. – V. 42. – P. 338.
98. Huang, X. InGaAs/GaAs quantum well lasers grown on exact GaP/Si (001) / Huang X., Song Y., Masuda T., Jung D., Lee M. // *Electronics Letters*. – 2014. – V. 50. – P. 1226.
99. Bolkhovityanov, Yu. B. GaAs epitaxy on Si substrates: modern status of research and engineering / Yu. B. Bolkhovityanov, O. P. Pchelyakov // *Physics-Usppekhi*. – 2008. – V.51. – P. 437.
100. Lang, J. R. Comparison of GaAsP solar cells on GaP and GaP/Si / Lang J. R., Faucher J., Tomasulo S., Nay Yaung K., Larry Lee M. // *Applied Physics Letters*. – 2013. – V. 103. – P. 092102.
101. Данильцев, В. М. Металлоорганическая газофазная эпитаксия гетероструктур на основе соединений Al – In – Ga - As для приборов

- миллиметрового диапазона длин волн: диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Нижний Новгород. – 2006. 156 с.
102. Manasevit, H.M., The use of metal-organics in the preparation of semiconductor materials. I. Epitaxial gallium-V compounds / Manasevit H.M. // J. Electrochem. Soc. – 1969. – V.116. – P. 1725–1730.
103. Manasevit, H.M., Simpson W.I., The use of metalorganics in the preparation of semiconductor materials. / Manasevit H.M., Simpson W.I. // J. Electrochem. Soc. – 1973. – V. 120. – P. 135–138.
104. Мармалюк А.А. Разработка процесса МОС-гидридной эпитаксии квантоворазмерных гетероструктур на основе полупроводников $A^{III}B^V$ для приборов оптоэлектроники и ИК-техники: диссертация на соискание ученой степени доктора физико-математических наук. Москва. – 2006. – 420 с.
105. Акчурин Р.Х., Мармалюк А.А. МОС-гидридная эпитаксия в технологии материалов фотоники и электроники Москва: ТЕХНОСФЕРА. – 2018. – 488 с.
106. Gerald B. Stringfellow, Organometallic Vapor-Phase Epitaxy: Theory and Practice. – 1999.
107. Ратушный В. И., Ермолаева Н. В., Смолин А. Ю. Методы получения эпитаксиальных гетерокомпозиций: учебное пособие. – Москва: НИЯУ МИФИ, 2012. – 200 с.
108. Звонков, Б. Н. Импульсное лазерное облучение светоизлучающих структур со слоем (Ga, Mn) As. / Звонков Б. Н., Вихрова О. В., Данилов Ю. А., Демина П. Б., Дорохин М. В., Дроздов М. Н., Хомицкий Д. В. // Физика твердого тела. – 2021. – Т. 63, № 9. – С.1245–1252.
109. Звонков, Б. Н. Исследование закономерностей эпитаксиального роста и электрофизических свойств гетероструктур InP/InAs и InGaAs/InAs с напряженными квантоворазмерными слоями InAs / Звонков Б. Н., Линькова Е. Р., Малкина И. Г., Сафьянов Ю. Н., Ускова Е. А., Филатов Д. О. // Российский фонд фундаментальных исследований. – 1995. – № 95-02-05610.

110. Takahashi, Y. Mechanism of MOCVD growth for GaAs and AlAs / Takahashi Y., Soga T., Sakai S., Umeno M., Hattori S. //Japanese journal of applied physics. – 1984. – V. 23, № 6R. – P. 709.
111. Mountziaris, T. J. Gas-phase and surface reaction mechanisms in MOCVD of GaAs with trimethyl-gallium and arsine / Mountziaris T. J., Jensen K. F. //Journal of the Electrochemical Society. – 1991. – V. 138, № 8. – P. 2426.
112. Im, I. T. Fundamental kinetics determining growth rate profiles of InP and GaAs in MOCVD with horizontal reactor / Im I. T., Oh H. J., Sugiyama M., Nakano Y., Shimogaki Y. //Journal of crystal growth. – 2004. – V. 261, № 2–3. – P. 214–224.
113. Jurczak, P. 2,5- μm InGaAs photodiodes grown on GaAs substrates by interfacial misfit array technique / Jurczak P., Sablon K. A., Gutiérrez M., Liu H., Wu J. //Infrared Physics & Technology. – 2017. – V. 81. – P. 320–324.
114. Swaminathan, K. Metamorphic $\text{In}_{0,20}\text{Ga}_{0,80}\text{As}$ pin photodetectors grown on GaAs substrates for near infrared applications / Swaminathan K., Yang L. M., Grassman T. J., Tabares G., Guzman A., Hierro A., Ringel S. A. //Optics Express. – 2011. – V. 19, № 8. – P. 7280–7288.
115. Соловьев, В. А. Влияние сильнонапряженных вставок GaAs и InAs в буферном слое InAlAs на структурные и оптические свойства метаморфных квантово-размерных гетероструктур InAs(Sb)/InGaAs/InAlAs/GaAs / Соловьев В. А., Чернов М. Ю., Комков О. С., Фирсов Д. Д., Ситникова А. А., Иванов С. В. //Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 2019. – Т. 109, № 6. – С. 381–386.
116. Stephen, N. Dislocation and strain mapping in metamorphic parabolic-graded InGaAs buffers on GaAs / Stephen N., Kumar P., Gocalinska A., Mura E., Kerpatsoglou D., Ramasse Q., Arredondo M. //Journal of Materials Science. – 2023. – V. 58, № 23. – P. 9547–9561.
117. Thomas, C. H. Mechanical behavior of materials. McGraw Hill. – 2005. – 733 с.
118. Rykov, A. V. Structural investigation of light-emitting A^3B^5 structures grown on Ge/Si (100) substrate / A. V. Rykov, M. V. Dorokhin, P. S. Vergeles, V. A. Kovalskiy, E. B. Yakimov, M. V. Ved', N. V. Baidus, A. V. Zdoroveyshchev, V. G. Shengurov, S.

- A. Denisov. //Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2018. – V. 1124, № 2. – P. 022037.
119. Bosacchi, A. Composition control of GaSbAs alloys // Journal of crystal growth/ Bosacchi A., Franchi S., Allegri P., Avanzini V., Baraldi A., Magnanini R., Berti M., De Salvador D., Sinha S. K. // J. Cryst. Growth. – 1999. – V. 201. – P. 858.
120. Xiaoguang, S. GaAsSb: a novel material for near infrared photodetectors on GaAs substrates / Xiaoguang S., Shuling W., Hsu J. S., Sidhu R., Zheng X. G., Li X., Campbell J. C., Holmes A. L. // IEEE J. Select. Topics Quant. Electron. – 2002. – V. 8, № 4. – P. 817–822.
121. Алешкин, В. Я. Волноводный эффект квантовых ям GaAsSb в лазерной структуре на основе GaAs / Алешкин В.Я., Афоненко А.А., Дикарева Н.В., Дубинов А.А., Кудрявцев К.Е., Морозов С.В., Некоркин С.М. // Физика и техника полупроводников. – 2013. – Т. 47, № 11. – С. 1486.
122. Anan, T. Continuous-wave operation of 1,30 μm GaAsSb/GaAs VCSELs / Anan T., Yamada M., Nishi K., Kurihara K., Tokutome K., Kamei A., Sugou S. //Electronics letters. – 2001. – V. 37, № 9. – P. 1.
123. Алешкин, В. Я. Стимулированное излучение из объемного метаморфного слоя GaAsSb на GaAs-подложке / В. Я. Алешкин, А. А. Дубинов, К. Е. Кудрявцев, П. А. Юнин, М. Н. Дроздов, О. В. Вихрова, С. М. Некоркин, Б. Н. Звонков // Физика и техника полупроводников. – 2016. – Т. 50 № 5. – С. 596–599.
124. Chahboun, A. Further insight into the temperature quenching of photoluminescence from InAs/GaAs self-assembled quantum dots / A. Chahboun, M. I. Vasilevskiy, N. V. Baidus, A. Cavaco, N. A. Sobolev, M. C. Carmo, E. Alves, B. N. Zvonkov. //Journal of Applied Physics. – 2008. – V. 103, № 8. – P. 083548.
125. Канская, Л. М. Узкополосные ИК фотодиоды (1,0–1,2 мкм) на напряженных селективных эпитаксиальных структурах GaAs/InGaAs / Канская Л. М., Куликов А. Ю. // ПЖТФ. – 1995. – Т. 21, № 5. – С. 21.
126. Фотоприемники ближнего ИК-диапазона на изоморфном буфере InGaP / Б.Н. Звонков и др. // Сборник трудов конференции НИИ измерительных систем им. Ю.Е. Седакова. – 2014. – С. 102.

127. Планкина, С. М. Применение спектроскопии фотолюминесценции для исследования поперечного скола многослойных гетероструктур / Планкина С. М., Вихрова О. В., Звонков Б. Н., Нежданов А. В., Пашенькин И. Ю. // Физика и техника полупроводников. – 2017. – Т. 51, № 11. – С. 1510–1513.
128. Планкина, С. М. Комплексное применение спектроскопии комбинационного рассеяния света и фотолюминесценции для диагностики многослойных гетероструктуры / С. М. Планкина, О. В. Вихрова, Б. Н. Звонков, С. Ю. Зубков, Р. Н. Крюков, А. В. Нежданов, Д. А. Павлов, И. Ю. Пашенькин, А. А. Сушков // Физика и техника полупроводников. – 2019. – V. 53, № 9. – С. 1233–1236.
129. Poborchii, V. Study of stress in a shallow-trench-isolated Si structure using polarized confocal near-UV Raman microscopy of its cross section / Poborchii V., Tada T., Kanayama T. // Applied Physics Letters. – 2007. – V. 91, № 24. – P. 241902.
130. Berg, R.S. Raman study of defects in a GaAs buffer layer grown by low-temperature molecular beam epitaxy / Berg, R. S., Mavalvala, N., Steinberg, T., Smith, F. W. // J. Electron. Mater. – 1990. – V. 19. – P.1323–1330.
131. Андреев, И.А. Фотоэлектрические свойства фотодиодов на основе гетероструктур InAs/InAsSbP с диаметрами фоточувствительной площадки 0,1–2,0 мм / Андреев И. А., Серебренникова О. Ю., Ильинская Н. Д., Пивоварова А. А., Коновалов Г. Г., Куницына Е. В., Яковлев Ю. П. // ФТП. – 2015. – Т. 12, № 49. – С. 1720.
132. Сорочкин, А.В. Исследование фотоэлектрических характеристик диодов в макетных фоточувствительных пикселях для монолитного матричного ИК фотоприемника / Сорочкин А. В., Варавин В. С., Предеин А. В., Сабина И. В., Якушев М. В. // ФТП. – 2012. – Т. 4, № 46. – С. 551.
133. InGaAs фотодиоды // Азимут фотоникс. – URL: <https://azimp.ru/>.
134. He, Y. Control of threading dislocations by Al(Ga)InAs reverse-graded buffers grown on GaAs substrates / He Y., Sun Y., Son, Y., Zhao Y., Yu S., Dong J. // Japanese Journal of Applied Physics. – 2016. – V. 55, № 6. – P. 065501.

135. Jung, D. Low threading dislocation density GaAs growth on on-axis GaP/Si (001) / Jung D., Callahan P. G., Shin B., Mukherjee K., Gossard A. C., Bowers J. E. //Journal of Applied Physics. – 2017. – V. 122, № 22. – P. 225703.
136. Bin, Z. Metamorphic InGaAs pin photodetectors with 1,75 μm cut-off wavelength grown on GaAs/ Bin Z., Qin H., Xiao-Hong Y., Hai-Qiao N., Ji-Fang H., Zhi-Chuan N., Jie W. // Chinese Physics Letters. – 2010. – V. 27, № 3. – P. 038504.
137. Fedderwitz, S. 1,3 μm GaNAsSb–GaAs UTC-Photodetectors for 10-Gigabit Ethernet Links / Fedderwitz S., Stoh, A., Tan K. H., Yoon S. F., Weiss M., Poloczek A., Jager D. //IEEE Photonics Technology Letters. – 2009. – V. 21, № 13. – P. 911–913.
138. Chen, X. Y. Growth temperature optimization of GaAs-based $\text{In}_{0,83}\text{Ga}_{0,17}\text{As}$ on $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ buffers / Chen X. Y., Gu Y., Zhang Y. G., Ma Y. J., Du B., Zhang J., Zhu Y. //Journal of Crystal Growth. – 2018. – V. 488. – P. 51–56.
139. Liu, S. Q. High-performance metamorphic InGaAs resonant cavity enhanced photodetector grown on GaAs substrate / Liu S. Q., Han Q., Zhu B., Yang X. H., Ni H. Q., He J. F., Niu Z. C. //Applied Physics Letters. – 2011. – T. 98, № 20. – P. 201104.
140. Saha, S. Investigation of cross-hatch in $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ pseudo-substrates / Saha S., Cassidy D. T., Thompson D. A. //Journal of Applied Physics. – 2013. – V. 113, № 12. – P. 124301.
141. Plankina, S. M. Study of the structures of cleaved cross sections by Raman spectroscopy / Plankina S. M., Vikhrova O. V., Danilov Y. A., Zvonkov B. N., Konnova N. Y., Nezhdanov A. V., Pashenkin I. Y. //Semiconductors. – 2016. – V. 50. – P.1539–1542.
142. Groenen, J. Optical-phonon behavior in $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{As}$: The role of microscopic strains and ionic plasmon coupling / Groenen J., Carles R., Landa G., Guerret-Piécourt C., Fontaine C., Gendry M. //Physical Review B. – 1998. – V. 58, № 16. – P. 10452.
143. Васильева, Ю.В. Свойства структур на основе GaAs, легированного Mn из лазерной плазмы в процессе МОС-гидридной эпитаксии / Васильева Ю.В., Данилов Ю.А., Ершов Ант.А., Звонков Б.Н., Ускова Е.А., Давыдов А.Б., Аронзон Б.А., Гуденко С.В., Рыльков В.В., Грановский А.Б., Ганьшина Е.А., Перов Н.С., Виноградов А.Н. // ФТП. – 2005. – Т. 39. – С. 87.

144. Chow W.W., Koch S.W. Semiconductor-Laser Fundamentals. Physics of the Gain Materials. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg. – 1999. – V. 3. – P. 245.
145. Aleshkin, V. Y. Effect of the spin–orbit interaction on intersubband electron transition in GaAs/AlGaAs quantum well heterostructures / Aleshkin V. Y., Dubinov A. A. //Physica B: Condensed Matter. – 2016. – V. 503. – P. 32–37.
146. Bogumilowicz, Y. Anti-phase boundaries–Free GaAs epilayers on “quasi-nominal” Ge–buffered silicon substrates / Bogumilowicz Y., Hartmann J. M., Cipro R., Alcotte R., Martin M., Bassani F., Sanchez E. //Applied Physics Letters. – 2015. – V. 107, № 21. – P. 212105.
147. Cornet, C. Zinc-blende group III-V/group IV epitaxy: Importance of the miscut / C. Cornet, S. Charbonnier, I. Lucci, L. Chen, A. Létoublon, A. Alvarez, K. Tavernier, T. Rohel, R. Bernard, J.-B. Rodriguez, L. Cerutti, E. Tournié, Y. Léger, M. Bahri, G. Patriarche, L. Largeau, A. Ponchet, P. Turban Bertru // Physical Review Materials. – 2020. – V. 4, № 5. – P. 053401.
148. Rykov, A. V. Structural investigation of light-emitting A^3B^5 structures grown on Ge/Si (100) substrate / A. V. Rykov, M. V. Dorokhin, P. S. Vergeles, V. A. Kovalskiy, E. B. Yakimov, M. V. Ved', N. V. Baidus, A. V. Zdoroveyshchev, V. G. Shengurov, S. A. Denisov. //Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2018. – V. 1124, № 2. – P. 022037.
149. Matveev, S. A. Low temperature growth of the epitaxial Ge layers on Si (100) by Hot Wire Chemical Vapor Deposition / S. A. Matveev, S. A. Denisov, D. V. Guseinov, V. N. Trushin, A. V. Nezhdanov, D. O. Filatov, V. G. Shengurov. //Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing. – 2014. – V. 541, № 1. – P. 012026.

Список основных работ автора, опубликованных по теме исследования

A1. Monolithically integrated InGaAs/GaAs/AlGaAs quantum well laser grown by MOCVD on exact Ge/Si (001) substrate / V. Ya. Aleshkin, N. V. Baidus, A. A. Dubinov, A. G. Fefelov, Z. F. Krasilnik, K. E. Kudryavtsev, S. M. Nekorkin, A. V. Novikov, D. A. Pavlov, I. V. Samartsev, E. V. Skorokhodov, M. V. Shaleev, A. A. Sushkov, A. N. Yablonskiy, P. A. Yunin, D. V. Yurasov. // Applied Physics Letters. – 2016. – V. 109, № 6. – P. 061111.

A2. Технология изготовления лазерных диодов из структур GaAs/InGaAs/AlGaAs, выращенных на Ge/Si подложке / В. Я. Алешкин, Н. В. Байдусь, А. А. Дубинов, К. Е. Кудрявцев, С. М. Некоркин, А. В. Новиков, А. В. Рыков, И. В. Самарцев, А. Г. Фефелов, Д. В. Юрасов, З. Ф. Красильник // Физика и техника полупроводников. – 2017. – Т. 51, № 11. – С. 1530–1533.

A3. Фотоприемники с активной областью InGaAs и метаморфным буферным слоем InGaP, выращенные на подложках GaAs / И. В. Самарцев, С. М. Некоркин, Б. Н. Звонков, В. Я. Алешкин, А. А. Дубинов, И. Ю. Пашенькин, Н. В. Дикарева, А. Б. Чигинева // Физика и техника полупроводников. – 2018. – Т. 52, № 12. – С. 1460–1463.

A4. 1,06 μm wavelength photodetectors with metamorphic buffer layers grown on GaAs substrates / Samartsev I. V., Nekorkin S. M., Zvonkov B. N., Dikareva N. V., Zdoroveyshchev A. V., Rykov A. V., Baidus N. V. // Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing. – 2018. – V. 1124, № 4. – P. 041037.

A5. InGaAs фотодиод с пониженным темновым током на диапазон 1,17–1,29 мкм с дискретным метаморфным буферным слоем / Самарцев И.В., Звонков Б.Н., Байдусь Н.В., Чигинева А.Б., Жидяев К.С., Дикарева Н.В., Здоровейщев А.В., Рыков А.В., Планкина С.М., Нежданов А.В., Ершов А.В. // Физика и техника полупроводников. – 2023. – Т. 57, № 6. – P. 495–500.

A6. Стимулированное излучение на длине волны 1,3 μm в метаморфной структуре InGaAs/InGaAsP с квантовыми ямами, выращенной на подложке Ge/Si (001) / В. Я. Алешкин, Н. В. Байдусь, О. В. Вихрова, А. А. Дубинов, Б. Н. Звонков, З. Ф. Красильник, К. Е. Кудрявцев, С. М. Некоркин, А. В. Новиков, А. В. Рыков,

И. В. Самарцев, Д. В. Юрасов // Письма в Журнал технической физики. – 2018. – Т. 44, № 16. – С. 67–74.

A7. Epitaxial structures for low-barrier mixing microwave diodes grown on a GaAs substrate / I. V. Samartsev, S. M. Nekorkin, B. N. Zvonkov, A. V. Rykov, A. B. Chigineva, Yu. I. Chechenin, A. A. Chilikov, S. V. Pankov // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2023. – V. 87, № 6. – P. 857–861.

A8. Влияние состава зародышевого слоя AlGaAs на формирование антифазных доменов в структурах (Al)GaAs, выращенных газофазной эпитаксией на подложках Ge/Si(100) / А.В. Рыков, Р.Н. Крюков, И.В. Самарцев, П.А. Юнин, В.Г. Шенгуров, А.В. Зайцев, Н.В. Байдусь // Письма в Журнал технической физики. – 2021. – Т. 47, № 8. – С. 37.

A9. Методы переключения поляризации излучения в GaAs лазерных диодах / Дорохин М.В., Звонков Б.Н., Демина П.Б., Дикарева Н.В., Здоровейцев А.В., Кудрин А.В., Вихрова О.В., Самарцев И.В., Некоркин С.М. // Журнал технической физики. – 2021. – Т. 91, № 9. – С. 1409.

Приложение А

Применение дискретного метаморфного буферного слоя для создания СВЧ-диодов

В настоящем приложении описаны лабораторные образцы смесительных СВЧ-диодов, для создания которых были использованы разработанные нами методы формирования метаморфного буферного слоя в методе МОС-гидридной эпитаксии. Данный вид лабораторных образцов является примером практического применения разрабатываемых нами ростовых подходов. В приложении продемонстрированы результаты исследований электрофизических характеристик структур. Также исследовалась возможность применения сформированных лабораторных образцов в качестве элементов широкополосных диодных смесителей на базе монолитной интегральной схемы (МИС), выполненной на новой элементной базе – монолитных интегральных диодных микросборках на восьми смесительных диодах. Результаты, представленные в данном разделе, опубликованы в работе [А7].

Изготовление СВЧ-диодов на основе метаморфных структур

На первом этапе эксперимента были сформированы структуры с различной конструкцией метаморфного буферного слоя (структуры Г1 и Г2). Подробное описание структур и ростового процесса представлены в главе 2, ниже на рисунке А.1 приведены конструкции полученных структур.

Контрольной структурой (структура типа С) в исследовании является гомоэпитаксиальная структура на проводящей подложке n-InP с толщинами контактного и рабочего слоев InP – 1000 и 300 нм, соответственно. Также, в качестве референсных, использовались диоды с рабочим слоем GaAs, выращенные на согласованных подложках (структура D).

На основе структур типа Г1, Г2 и С были изготовлены контрольные одиночные диоды Шоттки с балочными выводами, также на основе структур типа

Г1 и Г2 формировались монокристаллические интегральные диодные микросборки на восьми смесительных диодах.

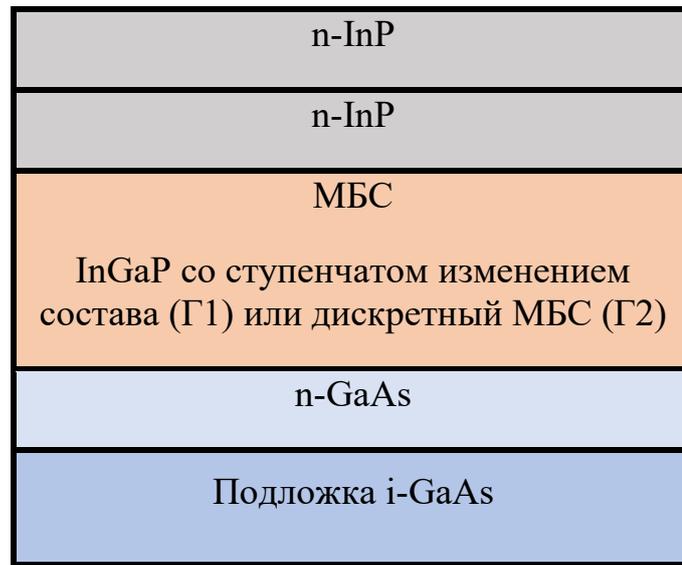


Рисунок А.1 – Конструкция структур Г1 и Г2

Технология изготовления смесительных диодов на основе полученных структур заключалась в следующем. Омический контакт формировался на основе металлической системы AuGe/Au, получаемой вакуумным напылением и методом обратной фотолитографии. В качестве барьерного контакта использовалась металлическая система Ti/Au, получаемая с помощью высокотемпературного термического испарения в вакууме и последующего локального выращивания гальванического слоя золота толщиной 1÷2 мкм в ванне на основе дицианоаурата калия. Окончательная топология формировалась с помощью ионно-химического травления под защитой маски фоторезиста.

Балочные выводы диода формировались с помощью гальванического осаждения золота толщиной 6÷8 мкм на сформированные площадки омического контакта. Для размыкания выводов диода производилось локальное химическое травление полупроводниковой структуры на глубину 8÷10 мкм с формированием воздушного мостика барьерного контакта.

В конце технологического цикла изготовления диодов пластина наклеивалась лицевой стороной на носитель и производилось стравливание подложки до толщины 50÷60 мкм. Разделение на отдельные диоды производилось

с помощью локального химического травления до балочных выводов и последующей отмывки от подложки-носителя.

Внешний вид диода с балочными выводами показан на рисунке А.2. Фотографии фрагмента диодной микросборки были получены с помощью микроскопа Leica DM4000 с 1500-кратным увеличением.

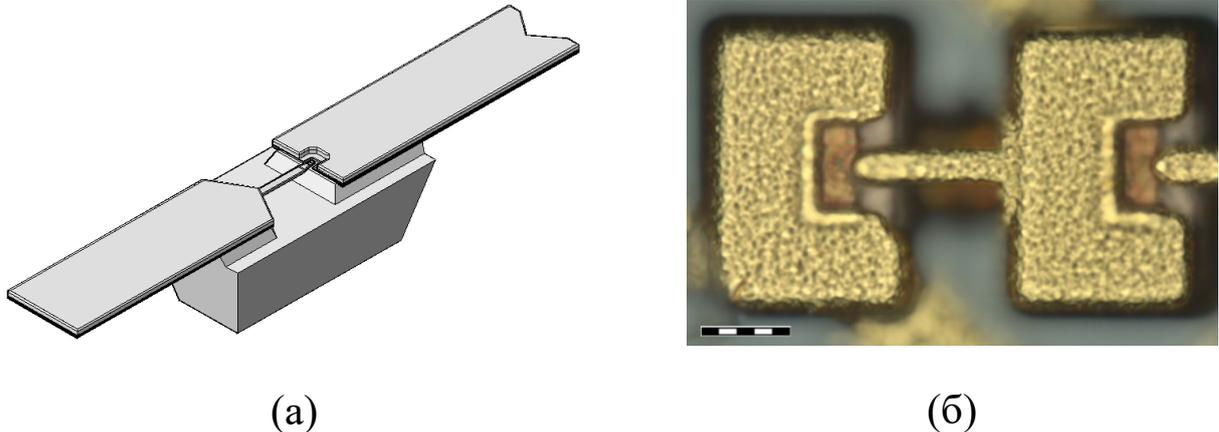


Рисунок А.2 – Диод Шоттки с балочными выводами (а) и фотография фрагмента диодной микросборки (б). Маркер внизу слева соответствует 10 мкм

Исследование функциональных характеристик InP/GaAs метаморфных диодов

Вольтамперные характеристики (ВАХ) диодов измерялись на приборе Agilent B2912A, емкости - на измерителе L, C, R цифровом E7-12.

Типичные электрофизические характеристики диодов приведены в таблице А.1: R_S - последовательное сопротивление диода, n - коэффициент неидеальности ВАХ диода, ϕ_b - высота потенциального барьера, рассчитанная из ВАХ диодов, C_d - общая емкость диода, $U_{обр}$ - обратное напряжение пробоя (таблице А.1). Из таблицы А.1 видно, что диоды всех типов имеют достаточно близкие характеристики за исключением последовательного сопротивления. Повышенное значение R_S у диодов типа Г2 может быть связано с более высоким сопротивлением контактного слоя в виду кристаллического несовершенства.

Таблица А.1 – Электрофизические характеристики InP/GaAs-диодов

Тип диода	R_s , Ом	n	ϕ_b , эВ	C_d , пФ	$U_{обр}$, В
Г1	7,0-10,0	1,14-1,19	0,28-0,30	0,025-0,030	4,0-5,0
Г2	17,0-22,0	1,18-1,22	0,29-0,31	0,022-0,026	4,0-5,0
С	5,5-6,5	1,16-1,20	0,26-0,28	0,025-0,030	4,0-5,0
D	7	1,2	0,75	0,02	

На рисунке А.3 приведены прямые ветви ВАХ одиночных диодов и диодов в составе монокристаллических интегральных микросборок. В данном случае микросборкой является несколько диодов на одной эпитаксиальной пластине.

Видно, что для диодов, изготовленных из структуры типа Г1, вольтамперные характеристики отдельных приборов и в составе микросборок идентичны. Диоды, изготовленные из структуры типа Г2, в составе микросборок имеют более низкое последовательное сопротивление ~ 15 Ом по сравнению с одиночными диодами. Различие сопротивлений диодов в составе микросборки и одиночных диодов, видимо, связано с неравномерным распределением дефектов в слоях структуры.

Одиночные диоды и диоды в составе микросборок, изготовленные на основе структуры типа Г1 показали более стабильные характеристики в сравнении с диодами на основе структур типа Г2, на их основе был изготовлен тройной балансный смеситель (ТБС). Поскольку, наибольший интерес представляло сравнение характеристик ТБС на основе диодов, выращенных на подложках GaAs с различными рабочими слоями, ТБС на основе диодов типа С в этом сравнении не рассматривался.

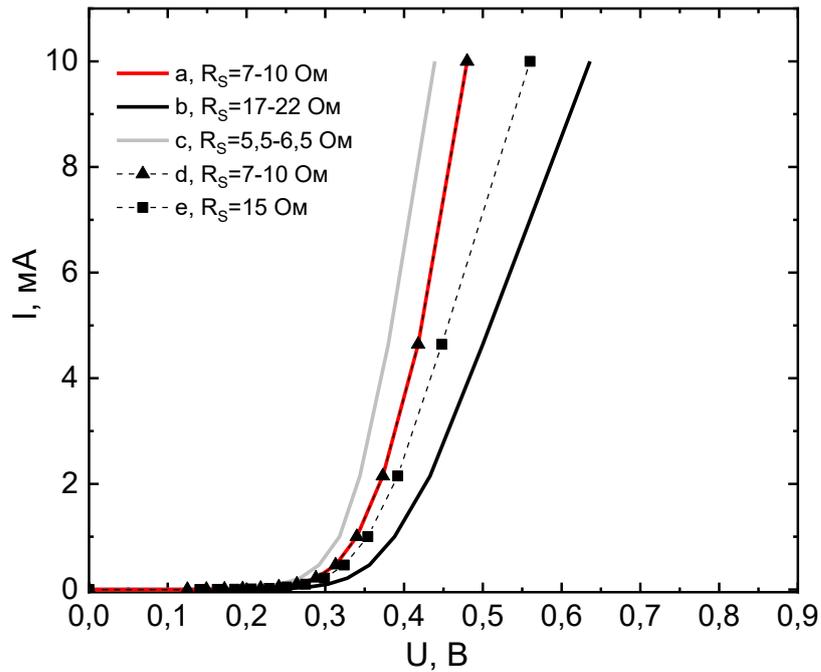


Рисунок А.3 – Прямая ветвь ВАХ одиночных диодов, изготовленных на основе структур Г1, Г2, С (кривые а, б, с, соответственно) и диодов в составе микросборок, изготовленных на основе структур Г и Г2 (кривые д и е, соответственно)

На рисунке А.4 представлены функциональная схема, эскиз конструкции и внешний вид тройного балансного смесителя, имеющего диапазон частот входного сигнала и гетеродина 2 - 40 ГГц и диапазон промежуточных частот 0,5 - 20 ГГц. Схема смесителя включает в себя два диодных моста на восьми смесительных диодах.

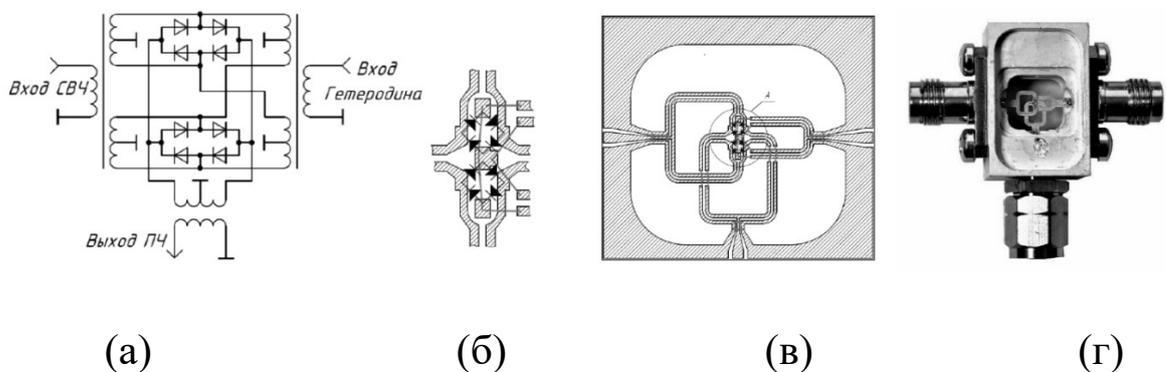


Рисунок А.4 – Функциональная схема (а), расположение смесительных диодов (б), эскиз конструкции (в) и внешний вид (г) ТБС диапазона 2 - 40 ГГц

На рисунке А.5 приведена зависимость коэффициентов преобразования смесителей в диапазоне частот сигнала гетеродина 2-40 ГГц для приборов, изготовленных на основе диодов с InP рабочим слоем из структур типа Г1 и диодов с рабочим слоем GaAs (D). Здесь коэффициент преобразования – это потери преобразования, определяющиеся разностью мощности сигнала промежуточной частоты и мощности входного СВЧ-сигнала.

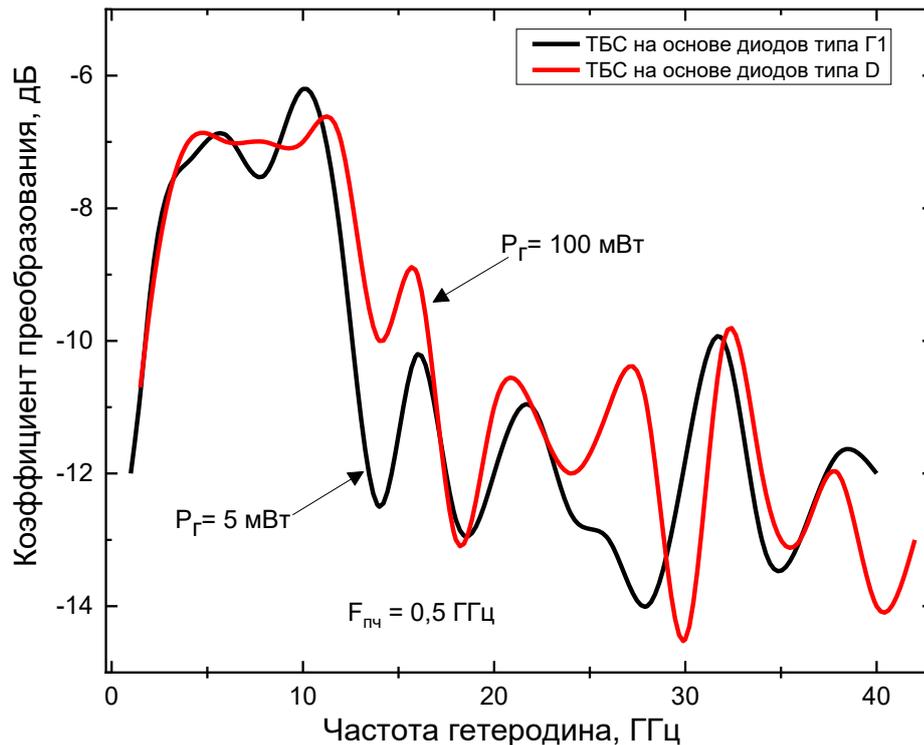


Рисунок А.5 – Результаты исследования частотных характеристик ТБС, изготовленных на основе диодов с рабочим слоем GaAs и на основе диодов типа Г1

Мощность сигнала гетеродина при использовании ТБС на основе диодов GaAs составила 100 мВт, тогда как в случае использования диодов типа Г1 - 5 мВт. Таким образом, использование низкобарьерных InP-диодов на подложке GaAs позволило в 20 раз снизить мощность сигнала гетеродина. При этом, как видно из рисунка А.5, ухудшения потерь преобразования во всем диапазоне частот смесителя не наблюдается. Такой результат имеет высокую практическую ценность при проектировании тройных и двойных балансных смесителей с большим количеством диодов.

Методом МОС-гидридной эпитаксии на подложке GaAs выращены пленки InP приборного кристаллического качества. На основе полученных гетероструктур изготовлены смесительные диодные микросборки и тройной балансный смеситель, имеющий диапазон частот входного сигнала и гетеродина 2-40 ГГц и диапазон промежуточных частот 0,5-20 ГГц. Показано, что исследуемые смесительные InP/GaAs-диоды на основе метаморфной структуры типа Г1 позволили в 20 раз снизить мощность сигнала гетеродина по сравнению с использованием смесительных диодов с GaAs рабочим слоем.

Приложение Б

В качестве дополнительной методики измерения ФЛ применялся метод картирования ФЛ с помощью установки Nanometrics RPM2000, в которой регистрация спектров ФЛ происходит по всей площади образцов с заданным латеральным разрешением (в данной работе – 0,2 нм). Средние значения параметров ФЛ и разброс по поверхности рассчитывались с исключением 3 мм от краев образцов. Для возбуждения ФЛ использовался лазер Nd:YAG с длиной волны 532 нм и плотностью мощности 240 Вт/см². При сканировании подложки все параметры сканирования оставались одинаковыми, кроме высоты пьедестала с образцом, которая подстраивалась по максимуму интенсивности для каждого образца.