

На правах рукописи

Сушков Артем Александрович

**СОЗДАНИЕ ПЛАТФОРМЫ НА ОСНОВЕ ПОДЛОЖКИ КЛАССА  
«КРЕМНИЙ-НА-ИЗОЛЯТОРЕ» ДЛЯ ЭПИТАКСИИ СЛОЕВ А<sup>III</sup>В<sup>V</sup>**

Специальность 1.3.11. – Физика полупроводников

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени  
кандидата физико-математических наук

Нижний Новгород – 2023 г.

Работа выполнена в федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского»

**Научный руководитель:** **Павлов Дмитрий Алексеевич**,  
доктор физико-математических наук, профессор,  
ННГУ им. Н.И. Лобачевского, кафедра физики  
полупроводников, электроники и нанoeлектроники  
физического факультета, заведующий кафедрой

**Официальные оппоненты:** **Середин Павел Владимирович**,  
доктор физико-математических наук, доцент,  
федеральное государственное бюджетное  
образовательное учреждение высшего образования  
«Воронежский государственный университет»,  
кафедра физики твердого тела и наноструктур  
физического факультета, заведующий кафедрой

**Юсупов Роман Валерьевич**,  
кандидат физико-математических наук, доцент,  
федеральное государственное автономное  
образовательное учреждение высшего образования  
«Казанский (Приволжский) федеральный  
университет», Научно-исследовательская  
лаборатория «Гетероструктуры для посткремниевой  
электроники» Института физики, ведущий научный  
сотрудник, руководитель

**Ведущая организация:** Акционерное общество **«Научно-исследовательский институт «Полюс» имени М.Ф. Стельмаха»**

Защита состоится «04» октября 2023 г. в 14:00 на заседании диссертационного совета 24.2.340.01 при Нижегородском государственном университете им. Н.И. Лобачевского по адресу: 603022, г. Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23, корп. 3, ауд. 227 (конференц-зал).

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке и на сайте Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского (<https://diss.unn.ru/1365>).

Автореферат разослан « \_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 2023 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета 24.2.340.01,  
кандидат физико-математических наук

Марычев Михаил Олегович

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность и степень разработанности темы исследования

Гетероструктуры класса «кремний-на-изоляторе» обладают уникальными электроизолирующими, волноводными свойствами и радиационной стойкостью. Кроме этого, на подложках класса «кремний-на-изоляторе» достигнут высокий уровень развития технологии кремниевой наноэлектроники. Благодаря перечисленным выше преимуществам, гетероструктуры класса «кремний-на-изоляторе» привлекли свое внимание в качестве подложек для решения актуальной задачи, заключающейся в объединении фотонной и электронной интегральных схем с целью увеличения быстродействия, уменьшения энергопотребления, усиления помехоустойчивости, минимизации потерь сигнала и количества выделяемого тепла. Для развития этого направления необходимо решить ряд проблем создания кремниевых оптических межсоединений в интегральной микросхеме, в частности, проблему формирования эпитаксиальными методами на подложках класса «кремний-на-изоляторе» гетероструктур  $A^{III}B^V$  высокого кристаллического качества, излучающих в окне прозрачности объемного Si.

Фундаментальные особенности гетероэпитаксии  $A^{III}B^V$  на поверхности кремния являются основными причинами низкого кристаллического качества полупроводников  $A^{III}B^V$ . К таким особенностям относятся дефекты, которые образуются в слоях  $A^{III}B^V$  в процессе и после роста: антифазные границы, дислокации и термические трещины. Необходимо отметить и проблему взаимной диффузии атомов на гетерогранице полупроводников  $A^{III}B^V$  и  $A^{IV}$ , которая критична для некоторых приложений. К настоящему времени достигнут серьезный прогресс в уменьшении плотности дефектов в слоях  $A^{III}B^V$ , выращенных на подложках Si, благодаря которому созданы полупроводниковые лазеры с выдающимися характеристиками.

Однако эпитаксия на подложках класса «кремний-на-изоляторе» является нетривиальной задачей. Эпитаксиальный рост на таких подложках усложняется наличием в них диэлектрической основы, которая затрудняет контроль температуры на поверхности подложки и может привести к изменению оптимальных температурных режимов роста относительно режимов роста на подложках Si. Известно относительно мало работ по гетероэпитаксии светоизлучающих гетероструктур  $A^{III}B^V$  на значимых для технологии кремниевой наноэлектроники подложках класса «кремний-на-изоляторе». При этом в найденных публикациях описывается достаточно сложная технология интеграции. Поэтому актуальными являются поиск и исследование альтернативных подходов для улучшения кристаллического качества слоев  $A^{III}B^V$  при гетероэпитаксии на подложках класса «кремний-на-изоляторе».

### Цель и задачи работы

Выявление закономерностей формирования эпитаксиальных слоев в гетероструктурах на основе полупроводниковых материалов, выращенных на подложках класса «кремний-на-изоляторе», для создания светоизлучающих гетероструктур  $A^{III}B^V$ .

Для реализации данной цели сформулированы следующие задачи.

1. Анализ и поиск технологических путей преодоления фундаментальных проблем интеграции эпитаксиальных слоев полупроводников  $A^{III}B^V$  с кремнием при формировании на подложках класса «кремний-на-изоляторе».
2. Сравнение и оптимизация методов создания платформы для эпитаксии светоизлучающих гетероструктур  $A^{III}B^V$  на подложках класса «кремний-на-изоляторе».
3. Исследование и внедрение методов уменьшения плотности дефектов и шероховатости поверхности в выращиваемых гетероструктурах  $A^{III}B^V$  на созданной платформе.
4. Установление возможности создания светоизлучающей гетероструктуры  $A^{III}B^V$ , выращенной методом МОС-гидридной эпитаксии, на сформированной платформе.

### **Научная новизна**

1. Впервые продемонстрирована фотолюминесценция при комнатной температуре гетероструктуры  $A^{III}B^V$  на основе квантовых ям  $In_{0,14}Ga_{0,86}As/GaAs$ , выращенной методом МОС-гидридной эпитаксии на платформе  $Ge/Si/КНИ(001)$ . Созданные светоизлучающие р-і-п диоды на основе данной гетероструктуры и на основе контрольного образца на подложке  $GaAs(001)$  демонстрируют электролюминесценцию при температуре 77 К одного порядка интенсивности.
2. Дополнено имеющееся понимание закономерностей формирования эпитаксиальных слоев в гетероструктурах  $A^{III}B^V/Ge/Si$  на подложках «кремний-на-сапфире» R-среза путем проведения электронно-микроскопических исследований поперечного среза.
3. Впервые продемонстрировано, что метод газофазного осаждения с разложением моногермана на «горячей проволоке» может быть использован для формирования прямозонного по теоретическим расчетам политипа 9R-Ge на подложке  $Si(001)$ .
4. Впервые установлено, что формирование на гетерогранице  $Ge/Si(001)$  политипа 9R-Ge и двумерных дефектов, прорастающих на несколько десятков нанометров, может быть использовано в качестве способа уменьшения плотности прорастающих до поверхности слоя Ge дислокаций без воздействия высоких температур.

### **Теоретическая и практическая значимость работы**

Теоретическая значимость результатов диссертации заключается в формировании новых знаний о физических процессах, происходящих при эпитаксиальном росте слоев  $A^{III}B^V$  на платформе  $Ge/Si/КНИ(001)$ . Полученные результаты будут полезны для развития технологических методов и подходов, направленных на уменьшение плотности дефектов и шероховатости поверхности в выращиваемых гетероструктурах  $A^{III}B^V/Ge/Si/КНИ(001)$ , с целью приближения к характеристикам гетероструктур, получаемых на подложках  $GaAs(001)$ , и минимизации толщины буферных слоев.

Практическая значимость результатов исследования определяется следующим.

1. Демонстрировано, что платформа  $Ge/Si/КНИ(001)$ , в которой подложка «кремний-на-изоляторе» изготовлена по технологии Smart Cut, слой Ge выращен методом молекулярно-пучковой эпитаксии с применением режима двухстадийного роста,

термоциклического отжига в вакууме и оптимизированных температурных режимов, может быть использована для МОС-гидридной эпитаксии слоев  $A^{III}B^V$  со структурными и с оптическими свойствами, не уступающими слоям  $A^{III}B^V$ , сформированным на платформе Ge/Si (001).

2. Установлены параметры роста эпитаксиальных слоев  $A^{III}B^V$  методом МОС-гидридной эпитаксии на созданной платформе Ge/Si/КНИ (001), способствующие аннигиляции основной плотности антифазных границ в пределах толщины буферных слоев.

3. Установлены параметры in-situ отжига, способствующие уменьшению плотности антифазных границ, а также модификации поверхности, приводящей к выравниванию фронта роста и, как следствие, к уменьшению среднеквадратичной шероховатости поверхности готовой гетероструктуры.

4. Показана возможность использования системы буферных слоев  $Al_{0,3}Ga_{0,7}As/GaAs/Al_{0,3}Ga_{0,7}As$  в гетероструктуре  $A^{III}B^V/Ge/Si/КНИ$  (001) для уменьшения плотности дефектов и подавления взаимной диффузии атомов на гетерогранице с Ge.

Использование отечественных подложек класса «кремний-на-изоляторе» делает исследования диссертации значимыми для открытия новых перспективных направлений развития микро- и оптоэлектроники в стране.

#### **Работа выполнялась в рамках научного проекта**

«Разработка платформы Ge/Si/SiO<sub>2</sub>/Si для эпитаксии  $A^{III}B^V$  гетероструктур» (Конкурс на лучшие проекты фундаментальных научных исследований, выполняемые молодыми учеными, обучающимися в аспирантуре («Аспиранты»), 2020–2022 года, РФФИ, проект № 20-32-90229), руководитель д.ф.-м.н., профессор Д. А. Павлов.

#### **Апробация работы**

Результаты диссертации представлены на 17 всероссийских и международных конференциях: XXIX Международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых по фундаментальным наукам «Ломоносов-2022» (11–22 апреля 2022 г., Россия, Москва), XVIII Российская научная студенческая конференция «Физика твердого тела» (28–31 марта 2022 г., Россия, Томск), Международный симпозиум «Нанофизика и наноэлектроника» (2019–2021 гг., Россия, Нижний Новгород), конференция с международным участием «Электронно-лучевые технологии» КЭЛТ-2019 (30.09–03.10.2019 г., Россия, Черноголовка), International conference mechanisms and non-linear problems of nucleation and growth of crystals and thin films (1–5 июля 2019 г., Россия, Санкт-Петербург), 17-ая Международная научная конференция-школа: «Материалы нано-, микро-, оптоэлектроники и волоконной оптики: физические свойства и применение» (18–21 сентября 2018 г., Россия, Саранск), XXIV Нижегородская сессия молодых ученых (технические, естественные, математические науки) (21–23 мая, Россия, Нижний Новгород), Всероссийская межвузовская научно-техническая конференция студентов и аспирантов «Микроэлектроника и информатика» (2017–2019 гг., Россия, Зеленоград), XIII Всероссийская научная конференция молодых ученых «Наноэлектроника, Нанофотоника и Нелинейная физика» (4–6 сентября 2019 г., Россия, Саратов),

X Всероссийская школа-семинар студентов, аспирантов и молодых ученых по направлению «Диагностика наноматериалов и наноструктур» (1–6 октября 2018 г., Россия, Рязань), 5-ая школа молодых ученых «Современные методы электронной и зондовой микроскопии в исследованиях органических, неорганических наноструктур и нанобиоматериалов» (26–27 августа 2018 г., Россия, Черноголовка), XXIII Нижегородская сессия молодых ученых (22–23 мая 2018 г., Россия, Нижний Новгород), VI Всероссийский фестиваль науки (6 октября 2016 г., Россия, Нижний Новгород); а также на семинарах физического факультета ННГУ им. Н. И. Лобачевского.

### **Публикации**

По материалам диссертации опубликовано 33 научные работы, в том числе: 7 статей в ведущих научных изданиях, рекомендованных ВАК РФ, 26 тезисов в сборниках трудов российских и международных научных конференций.

### **Достоверность результатов**

Исследования проведены с применением комплекса взаимодополняющих современных аттестованных методик, в том числе с применением прямых измерений методом просвечивающей электронной микроскопии. Достоверность полученных результатов подтверждается воспроизводимостью характеристик исследуемых объектов, хорошим согласием при использовании разных методов измерений и не вызывает сомнений.

### **Личный вклад соискателя**

Соискатель самостоятельно определял направление исследований для реализации поставленной цели работы. Соискателем внесен определяющий вклад в получение основных экспериментальных результатов. Непосредственно соискателем проведена адаптация методики препарирования поперечного среза для образцов с подложками сапфира R-среза. Соискателем проведено препарирование поперечного среза образцов, получены результаты измерений всеми используемыми в диссертации режимами просвечивающей электронной микроскопии, методом энергодисперсионной спектроскопии, морфологии поверхности на 3D-оптической метрологической системе Leica DCM8, методами рентгеновской дифрактометрии, электрохимического CV профилирования. Соискатель принимал активное участие в проектировании светоизлучающих гетероструктур, используемых для создания p-i-n диодов. Соискателем лично выращены методом МОС-гидридной эпитаксии гетероструктуры для создания светоизлучающих p-i-n диодов, а также для них получены результаты in-situ измерений отражательной способности и кривизны поверхности, результаты измерений спектроскопии фотолюминесценции. Соискателем обработаны и интерпретированы результаты измерений всеми используемыми в диссертации методами.

Рост слоя Ge методом газофазного осаждения с разложением моногермана на «горячей проволоке» осуществлялся научной группой НИФТИ ННГУ в.н.с., д.ф.-м.н. В. Г. Шенгурова, а именно н.с., к.ф.-м.н. С. А. Денисовым и м.н.с. В. Ю. Чалковым. Рост слоя Ge методом молекулярно-пучковой эпитаксии осуществлялся с.н.с. ИФМ РАН, к.ф.-

м.н. Д. В. Юрасовым. Рост слоев  $A^{III}B^V$  во всех гетероструктурах за исключением тех, которые были предназначены для создания светоизлучающих p-i-n диодов, проведен с.н.с. НИФТИ ННГУ, к.ф.-м.н. Н. В. Байдусем и м.н.с. НИФТИ ННГУ А. В. Рыковым.

Создание светоизлучающих p-i-n диодов реализовано в отделе твердотельной электроники и оптоэлектроники НИФТИ ННГУ. Напыление металлического контакта выполнено с.н.с., к.ф.-м.н. А. В. Здоровейцевым, вжигание металлического контакта — м.н.с., к.ф.-м.н. М. В. Ведем, фотолитография — инженером 2 категории О. В. Мухиной, жидкостное химическое травление — ведущим инженером Н. А. Горбуновой, снятие фоторезиста — м.н.с. В. Е. Котоминой.

Измерения методом атомно-силовой микроскопии проведены с.н.с. НОЦ ННГУ, к.ф.-м.н. Р. Н. Крюковым, методом спектроскопии фотолюминесценции — м.н.с. НИФТИ ННГУ А. В. Рыковым, измерения методом спектроскопии электролюминесценции и измерения вольтамперных характеристик — м.н.с. НИФТИ ННГУ, к.ф.-м.н. М. В. Ведем, измерения эффекта Холла — лаборантом НИФТИ ННГУ Д. А. Здоровейцевым, методом вторично-ионной масс-спектрометрии — с.н.с. ИФМ РАН, к.ф.-м.н. М. Н. Дроздовым.

### **Структура и объем диссертации**

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, списка сокращений и условных обозначений, благодарностей, списка публикаций по теме диссертации, списка цитируемой литературы и приложений. Общий объем составляет 251 страницу, включая 80 рисунков, 18 таблиц. Список цитируемой литературы включает 186 наименований.

### **Положения, выносимые на защиту**

1. Способ создания платформы Ge/Si/КНИ (001), пригодной для МОС-гидридной эпитаксии светоизлучающих гетероструктур  $A^{III}B^V$ , путем нанесения Ge на подложку «кремний-на-изоляторе» методом двухстадийной молекулярно-пучковой эпитаксии через буферный слой Si с последующим применением термоциклического отжига в вакууме.

2. Комплекс технологических операций и режимов роста при формировании буферных слоев  $A^{III}B^V$  методом МОС-гидридной эпитаксии на созданной платформе Ge/Si/КНИ (001), способствующий уменьшению плотности прорастающих дислокаций, антифазных дефектов, подавлению взаимной диффузии атомов на гетерогранице с Ge, а также выравниванию поверхности.

3. Комплекс отработанных технологических операций и режимов роста при формировании буферных слоев  $A^{III}B^V$  методом МОС-гидридной эпитаксии на созданной платформе Ge/Si/КНИ (001) обеспечивает получение электролюминесценции светоизлучающего p-i-n диода.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Введение** содержит сведения об актуальности и о степени разработанности темы исследования, цель и задачи работы, в соответствии с которыми проводилось исследование, а также обоснование научной новизны, теоретической и практической значимости. Представлены сведения о методологии и методах исследования, об апробации работы, о публикациях, достоверности результатов, личном вкладе соискателя, структуре и об объеме диссертации. В введении также изложены положения, выносимые на защиту.

В **первой главе** более подробно раскрывается актуальность темы исследования, которая заключается в создании помехоустойчивых энергоэффективных оптических межсоединений в интегральной микросхеме (ИМС) с высокой скоростью передачи данных, низкой потерей сигнала и низким тепловыделением [1]. Одной из проблем формирования оптических межсоединений в интегральной микросхеме является создание эффективного и надежного источника излучения на кремнии. Полупроводники  $A^{III}B^V$  благодаря своим превосходным оптическим свойствам являются перспективными кандидатами для решения данной задачи [2, 3]. В качестве источника излучения в данном случае выступает полупроводниковый лазер на основе соединений  $A^{III}B^V$ . Наиболее эффективным подходом для интеграции слоев  $A^{III}B^V$  с подложками технологии кремниевой наноэлектроники является эпитаксиальное осаждение [2, 3]. В технологии кремниевой наноэлектроники используются подложки Si (001) и подложки класса «кремний-на-изоляторе», к которым относятся гетероструктуры Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (R-срез) («кремний-на-сапфире» — КНС) и Si/SiO<sub>2</sub>/Si (001) («кремний-на-изоляторе» — КНИ\*). Преимущества интегральных микросхем на подложках КНИ, по сравнению с ИМС на подложках кремния, перечислены в диссертации.

В диссертации также представлены достигнутые к настоящему времени результаты в направлении интеграции полупроводников  $A^{III}B^V$  с подложками Si методами эпитаксиального осаждения [2, 3]. Отмечается, что серьезное развитие данного направления реализовано благодаря прогрессу в решении фундаментальных проблем гетероэпитаксии полупроводников  $A^{III}B^V$  на поверхности кремния, к которым относятся различные дефекты, образующиеся в слоях  $A^{III}B^V$ . Однако известна лишь одна технология уменьшения плотности дефектов в слоях  $A^{III}B^V$ , заключающаяся в формировании на подложке V-образных канавок с гранями {111}, которая использовалась при эпитаксии  $A^{III}B^V$  на значимых для технологии кремниевой наноэлектроники подложках класса «кремний-на-изоляторе» [4]. Поскольку технология создания V-образных канавок с гранями {111} достаточно сложна, то актуальными являются исследования альтернативных подходов улучшения кристаллического качества слоев  $A^{III}B^V$  при гетероэпитаксии на подложках класса КНИ.

---

\* Термин «кремний-на-изоляторе» и его аббревиатура КНИ в зависимости от контекста со словом «класс» или без него означает целый класс подложек «кремний-на-изоляторе» или конкретный тип соответственно.

Далее описаны фундаментальные проблемы интеграции полупроводников  $A^{III}B^V$  с подложками Si и класса «кремний-на-изоляторе», а также их влияние на электрические и оптические свойства гетероструктур (см. раздел 1.1). К фундаментальным проблемам относятся дефекты: антифазные границы (АФГ), прорастающие дислокации (ПД), дислокации несоответствия (ДН), термические трещины [5], а также взаимная диффузия атомов на гетерогранице  $A^{III}B^V/A^{IV}$  [6]. Кроме этого, представлена информация о дополнительных трудностях, которые возникают при эпитаксии на подложках класса КНИ (см. раздел 1.4) [7, А2].

Перечисляются различные методы для уменьшения плотности дефектов в эпитаксиальных слоях  $A^{III}B^V$ , среди которых — использование буферных слоев между Si и приборными слоями  $A^{III}B^V$  (см. раздел 1.2). После чего выделяются три передовые технологии [4, 8, 9], состоящие из комплекса методов, перечисленных в диссертации, которые привели к выдающимся на сегодняшний день результатам при эпитаксии на подложках кремния с кристаллографической ориентацией (001). Результаты, полученные с помощью данных технологий, указывают на то, что на данном этапе развития именно прорастающие дислокации являются одним из ключевых препятствий для дальнейшего улучшения оптического качества полупроводниковых лазеров  $A^{III}B^V$  на кремнии. Кроме того, для приближения технологий к приборному применению требуется, в числе прочего, минимизировать толщину буферных слоев.

На основе дальнейшего обзора литературы [10–12] делается вывод, что использование буферного слоя Ge между слоями  $A^{III}B^V$  и Si в качестве основного метода для уменьшения плотности прорастающих дислокаций (ППД) является эффективным и актуальным как для уменьшения толщины буферных слоев, так и для уменьшения ППД. В случае гетероэпитаксии  $A^{III}B^V$  на платформе с буферным слоем Ge требуется поиск и развитие промышленно-ориентированных подходов для подавления антифазных дефектов. Рассмотренные в разделе 1.2.1 методы как по отдельности, так и в комплексе могут быть использованы для решения данной задачи. Подходы, используемые для подавления взаимной диффузии атомов на гетерогранице  $A^{III}B^V/Ge$ , рассмотрены в разделе 1.3.

Далее (см. раздел 1.5), исходя из результатов, описанных в статье [9], формулируются критерии к платформе на основе подложек класса КНИ с нанесенными слоями Ge/Si для эпитаксии светоизлучающих гетероструктур  $A^{III}B^V$ : плотность прорастающих дислокаций  $\sim 10^7$  см<sup>-2</sup> и среднеквадратичная шероховатость поверхности (RMS) <1 нм.

В завершении первой главы даны выводы к литературному обзору, которые представляют собой сформулированные актуальные направления исследований, достижение успехов в которых позволит приблизиться к требуемому уровню кристаллического качества гетероструктур  $A^{III}B^V$ , выращиваемых на платформе Ge/Si/КНИ.

**Вторая глава** посвящена описанию методики эксперимента. Перечислены используемые подложки класса «кремний-на-изоляторе», методы роста на них

гетероструктур  $A^{III}B^V/Ge/Si$ , технология изготовления светоизлучающих р-і-п диодов и методы измерений.

В качестве подложек класса КНИ использовались следующие гетероструктуры:

—  $Si/SiO_2/Si$  (001) («кремний-на-изоляторе»), изготовленные по технологии Smart Cut;

—  $Si/Al_2O_3$  (R-срез) («кремний-на-сапфире»), изготовленные по технологии газофазной эпитаксии.

Для роста слоя Ge использовались различные методы: метод газофазного осаждения с разложением моногермана на «горячей проволоке» (метод «горячей проволоки», HWCVD) и метод молекулярно-пучковой эпитаксии с применением двухстадийного режима роста и термоциклического отжига в вакууме (МПЭ); для роста слоев  $A^{III}B^V$  — метод МОС-гидридной эпитаксии на различных системах компании AIXTRON: AIX 200RF и CCS.

Для исследования гетероструктур применялись как ex-, так и in-situ методы измерений (подразумевается после и во время роста соответственно). Среди in-situ методов использовались оптические методы в системе МОС-гидридной эпитаксии AIXTRON CCS для измерения температуры роста, отражательной способности и кривизны гетероструктуры. Ex-situ методы измерения, применяемые в диссертации, перечислены далее. Для исследования структурных свойств использовались такие методы как просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), рентгеновская дифрактометрия и селективное травление дефектов. Морфологическое исследование поверхности с разным латеральным разрешением проводилось методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) в полях 7 на 7 мкм и 50 на 50 мкм, а также методом интерференционной микроскопии с фазовым сдвигом в поле 351 на 264 мкм. Для исследования оптических свойств гетероструктур использовался метод спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ) при 300 К. Для исследования оптических свойств светоизлучающих р-і-п диодов применялся метод спектроскопии электролюминесценции (ЭЛ) при 77 К и 300 К. Для исследования электрофизических свойств гетероструктур применялись методы измерения эффекта Холла по схеме Ван-дер-Пау и электрохимического CV профилирования. Для исследования электрофизических свойств планарных р-і-п диодов применялся метод измерения вольтамперных характеристик (ВАХ). Для проведения локального химического анализа на поперечном срезе использовался метод энергодисперсионной спектроскопии, а для элементного анализа по глубине гетероструктуры — метод вторично-ионной масс-спектрометрии.

В выводах ко второй главе перечислены преимущества, отмечены оригинальность и новизна используемых подходов.

В **третьей главе** описан процесс создания платформы  $Ge/Si/КНИ$  для эпитаксии гетероструктур  $A^{III}B^V$ , в ходе которого отобраны подложки класса КНИ и метод роста буферного слоя Ge, а также продемонстрирована возможность роста слоев  $A^{III}B^V$  на сформированной платформе с качеством, не уступающим качеству аналогичных гетероструктур  $A^{III}B^V$ , выращенных на платформе  $Ge/Si$  [A1–A3].

В качестве подложек класса «кремний-на-изоляторе» выбраны подложки КНИ (001), изготовленные по технологии Smart Cut, так как их структурные свойства значительно превосходят структурные свойства подложек «кремний-на-сапфире» (R-срез), в которых приборный слой Si выращен методом газофазной эпитаксии. Данный вывод сделан на основе результатов исследования серии образцов, состоящей из трех подложек каждого типа: КНИ и КНС (см. раздел 3.1). При этом кристаллическое качество приборного слоя Si подложек КНИ (001) и его морфология поверхности соответствуют объемным подложкам Si (001) с углом отклонения среза  $<0,5^\circ$  (рисунок 1).

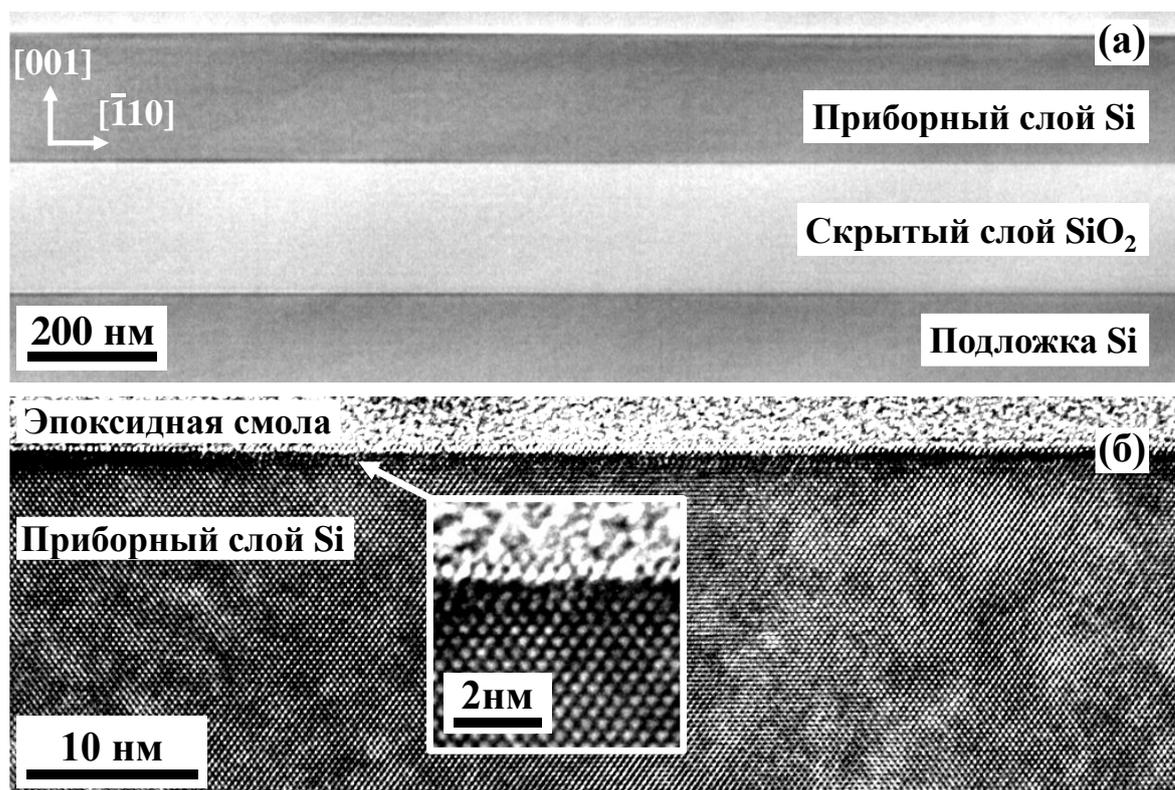
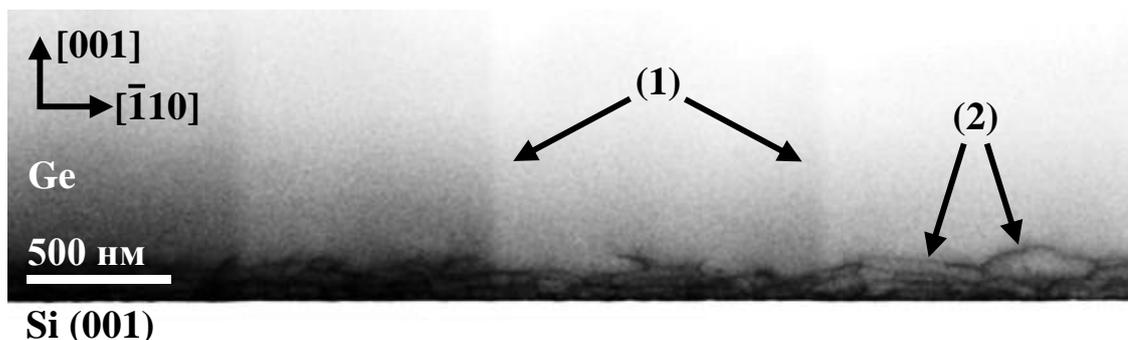


Рисунок 1 — (а) Обзорное ПЭМ-изображение поперечного среза КНИ (001); (б) ПЭМ-изображение высокого разрешения поперечного среза поверхности приборного слоя Si в КНИ (001) (ось зон [110])

В качестве метода роста слоев Ge/Si выбран метод молекулярно-пучковой эпитаксии с применением двухстадийного режима роста слоя Ge и термоциклического отжига в вакууме (МПЭ). Метод МПЭ более развит, чем метод газофазного осаждения с разложением моногермана на «горячей проволоке» (HWCVD) для создания платформы, направленной на интеграцию с полупроводниками  $A^{III}B^V$  методом МОС-гидридной эпитаксии, поскольку метод МПЭ позволяет сформировать слой Ge толщиной  $\approx 1$  мкм с меньшей плотностью прорастающих дислокаций, чем метод HWCVD. Вывод сделан на основе результатов исследования четырех образцов Ge/Si (001) (см. раздел 3.2). В двух образцах слой Ge сформирован методом HWCVD, а в других — методом МПЭ. Обзорное изображение, полученное с помощью сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (СПЭМ-изображение), поперечного среза слоя Ge, выращенного на Si (001) через буферный слой Si методом МПЭ, представлено на рисунке 2.



1 — Линии сглаживания СПЭМ-изображений; 2 — прорастающие дислокации.  
Рисунок 2 — СПЭМ-изображение поперечного среза (ось зон [110]) Ge/Si (001)

Примечание — Метод роста Ge — молекулярно-пучковая эпитаксия с применением двухстадийного режима роста и термоциклического отжига в вакууме.

Известно, что с использованием метода МПЭ оптимизированы температурные режимы роста слоев Ge/Si на подложке КНИ [7]. Проведенные в диссертации эксперименты позволили установить, что метод МПЭ может быть использован для формирования слоя Ge в платформе Ge/Si/КНИ (001), ориентированной на эпитаксиальный рост слоев  $A^{III}B^V$  со структурными и с оптическими свойствами, не уступающими слоям  $A^{III}B^V$ , сформированным на платформе Ge/Si (001). Для этого проведен сравнительный анализ морфологии поверхности, структурных и оптических свойств слоев  $A^{III}B^V$ , выращенных на платформе Ge/Si/КНИ, (образец В) с подобными гетероструктурами  $A^{III}B^V$ , выращенными на платформе Ge/Si в других работах [А7, 12, 13]. Сравнительный анализ описан детально в разделе 3.3.2.6.

Созданная платформа Ge/Si/КНИ (001) имеет следующие свойства: решетка слоя Ge полностью релаксирована, содержит атомов Si ( $1,5 \pm 0,2$ ) ат. %; слой Ge имеет толщину ( $1075 \pm 85$ ) нм; среднеквадратичная шероховатость поверхности меньше 1 нм ( $\approx 0,6$  нм); плотность прорастающих дислокаций  $\sim 10^7$  см<sup>-2</sup> по «ямкам» травления (линейная плотность прорастающих дислокаций ( $0,09 \pm 0,01$ ) мкм<sup>-1</sup> на участках поперечного среза общей длиной  $\approx 95$  мкм). Стоит отметить, что при создании платформы Ge/Si/КНИ достигнуты все критерии, указанные ранее.

На основе результатов третьей главы выносятся на защиту положение № 1.

Помимо решения второй задачи диссертации, в третьей главе описаны результаты, которые имеют научную новизну.

Так, имеющееся понимание закономерностей формирования эпитаксиальных слоев в гетероструктурах  $A^{III}B^V$ /Ge/Si на подложках «кремний-на-сапфире» R-среза дополнено результатами, представленными в разделе 3.1.1.

При сравнении слоя Ge, выращенного разными методами (методы «горячей проволоки» (HWCVD) и молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ)) на подложке Si (001), помимо представленных выше результатов, установлено следующее (см. раздел 3.2).

Во-первых, в слое Ge, выращенном методом HWCVD, наблюдается политип 9R-Ge по сравнению со слоем Ge, выращенным методом МПЭ. Поскольку теоретические расчеты показали, что политип 9R-Ge является прямозонным полупроводником [14], то

контролируемое образование политипа 9R-Ge эпитаксиальными методами является актуальным направлением исследований. На основе полученных результатов можно сделать вывод, что метод HWCVD более развит для данного направления исследований.

Во-вторых, в случае использования низких температур роста ( $\approx 300$  °C), во время роста слоя Ge методом HWCVD вблизи гетерограницы Ge/Si (001) формируется линейная плотность прорастающих дислокаций (линейная ППД) ( $1,56 \pm 0,16$ )  $\text{мкм}^{-1}$ , а в случае роста Ge методом МПЭ — на порядок больше:  $(12 \pm 2)$   $\text{мкм}^{-1}$ . Значение линейной ППД  $\approx 1,6$   $\text{мкм}^{-1}$  соответствует плотности прорастающих дислокаций по площади порядка  $\sim 10^8$   $\text{см}^{-2}$ , что на два порядка меньше, чем общепринятое значение в случае роста GaAs или Ge на кремнии без использования многостадийных режимов роста при разных температурах, а также постростового отжига. Одной из отличительных особенностей гетерограницы Ge/Si, сформированной методом HWCVD, по сравнению с методом МПЭ, является наличие в первом случае двумерных дефектов и политипа 9R-Ge. Поскольку релаксация деформаций в кремнии с помощью образования двумерных дефектов и политипа 9R наблюдалась и ранее [14], то предполагается, что двумерные дефекты и политип 9R-Ge на гетерогранице Ge/Si (001) формируются вместо дислокаций несоответствия и, как следствие, способствуют уменьшению количества ветвей прорастающих дислокаций. Таким образом, формирование на гетерогранице Ge/Si (001) политипа 9R-Ge и двумерных дефектов, прорастающих на несколько десятков нанометров, может быть использовано в качестве способа уменьшения плотности прорастающих до поверхности слоя Ge дислокаций без воздействия высоких температур.

**Четвертая глава** посвящена исследованию и внедрению методов для уменьшения плотности дефектов и шероховатости поверхности в выращиваемых гетероструктурах  $A^{III}B^V$  на созданной платформе Ge/Si/КНИ (001) и установлению возможности формирования на такой платформе светоизлучающих гетероструктур  $A^{III}B^V$ . Для всех образцов использовались фрагменты из одной подложки КНИ (001), что позволило исключить влияние разного отклонения среза подложки.

Одним из методов для уменьшения плотности прорастающих дислокаций является использование дислокационных фильтров (ДФ) (см. раздел 1.2.2.2). В случае их внедрения в гетероструктуру существует острая необходимость в использовании параметров, при которых эпитаксиальные слои находятся в стабильном (равновесном) состоянии. Для этого необходимо проведение детального проектирования ДФ: расчет равновесной критической толщины для определенного состава твердого раствора, оценка толщины разделительного слоя GaAs, а также расчет режимов роста методом МОС-гидридной эпитаксии для получения требуемых параметров ДФ.

Исследовались два распространенных набора ДФ: InGaAs/GaAs и InAlAs/GaAs (см. раздел 4.2.1). Проектирование дислокационных фильтров осуществлялось на основе рекомендаций, сформулированных в обзоре литературы (см. раздел 1.2.2.2). Примеры дислокационной фильтрации в образцах А (Ge/Si)\*, В (Ge/Si/КНИ), Е (Ge/Si/КНИ)

---

\* Во всей диссертации после буквенного обозначения образца в скобках указывается платформа, на которой проведен рост слоев  $A^{III}B^V$ .

представлены на рисунке 3. Образцы В и Е были сформированы на одинаковых платформах Ge/Si/КНИ (001), но имели разные дислокационные фильтры, а образцы А и В имели одинаковую гетероструктуру  $A^{III}B^V$ , но отличались плотностью прорастающих дислокаций в платформах. Для наиболее достоверного определения параметров дислокационных фильтров проводилось компьютерное моделирование ( $2\theta-\omega$ )-скана для максимального совпадения с экспериментальной кривой, полученной методом рентгеновской дифрактометрии для аналогичных гетероструктур  $A^{III}B^V$ , выращенных на подложках GaAs при соответствующих образцам А, В или Е параметрах роста. В образце Е (Ge/Si/КНИ) сформировались ДФ  $In_{0,14}Ga_{0,86}As/GaAs$  с наиболее вероятными значениями толщины слоев InGaAs и GaAs — 6,8 и 54,0 нм соответственно, а в образцах А (Ge/Si) и В (Ge/Si/КНИ) — ДФ  $In_{0,12}Al_{0,88}As/GaAs$  с наиболее вероятными значениями толщины слоев InAlAs и GaAs — 7,6 и 25,7 нм соответственно.

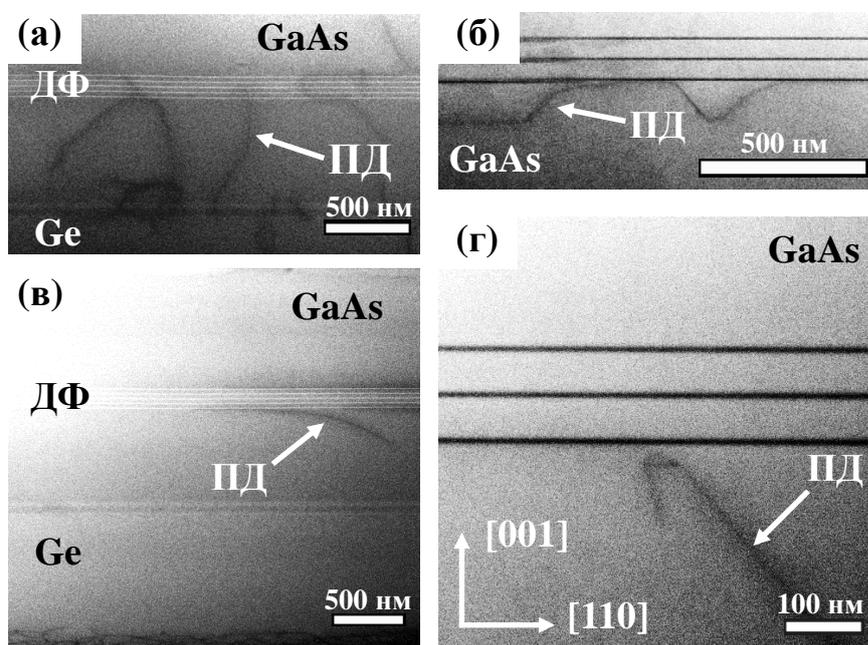


Рисунок 3 — СПЭМ-изображения поперечного среза области с дислокационными фильтрами (ДФ) (а)  $In_{0,12}Al_{0,88}As/GaAs$  в образце А (Ge/Si); (б), (г)  $In_{0,14}Ga_{0,86}As/GaAs$  в образце Е (Ge/Si/КНИ); (в)  $In_{0,12}Al_{0,88}As/GaAs$  в образце В (Ge/Si/КНИ) с указанием прорастающих дислокаций (ПД)

Примечание — Светлые горизонтальные линии на изображениях (а) и (в) — твердые растворы  $In_{0,12}Al_{0,88}As$  в матрице GaAs, а темные горизонтальные линии на изображениях (б) и (г) — твердые растворы  $In_{0,14}Ga_{0,86}As$  в матрице GaAs.

Проведенные исследования продемонстрировали, что дислокационные фильтры  $InAlAs/GaAs$  эффективнее, чем ДФ  $InGaAs/GaAs$  в уменьшении плотности прорастающих дислокаций. Кроме этого, показано, что эффективность дислокационных фильтров зависит от начальной плотности прорастающих дислокаций: чем выше начальная плотность, тем эффективнее дислокационная фильтрация. Отмечается, что использование ДФ увеличивает вероятность образования термических трещин в системах  $A^{III}B^V/Ge/Si$ .

Что касается антифазных границ, то согласно обзору литературы (см. раздел 1.1.1.1), аннигиляция антифазных границ — результат зарастивания

антифазных доменов (АФД) благодаря отличающимся скоростям включения атомов на двух типах ступеней А и В\*, расположенных преимущественно на поверхности  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы соответственно [15, 16], и различиям в направлении усиленной диффузии атомов III на поверхности разных фаз [17]. Эффективное заращивание АФД возможно только в том случае, если существует некоторая доля режима роста на ступенях (Step flow growth) [18]. Отношение скоростей роста разных фаз определяется параметрами роста: отношением потоков V/III, температурой роста и скоростью роста  $A^{III}B^V$ . Для метода молекулярно-пучковой эпитаксии в работе [18] построена зависимость отношения скоростей роста  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз от температуры роста для различных отношений потоков V/III, однако такие зависимости не найдены для метода МОС-гидридной эпитаксии. Кроме этого, актуальными являются исследования влияния скорости роста  $A^{III}B^V$  на эффективность аннигиляции антифазных границ (АФГ) при использовании подложек с ориентацией (001) и отклонением среза  $<0,5^\circ$ , МОС-гидридной эпитаксии и систем полупроводников: GaAs/Si, GaAs/Ge (см. раздел 1.2.1.1); а также исследования влияния отжига на поведение АФГ в объеме полупроводника  $A^{III}B^V$  (см. раздел 1.2.1.2).

Исследовались три образца: А (Ge/Si), В (Ge/Si/КНИ) и Е (Ge/Si/КНИ) (см. раздел 4.2.2). Принципиальные отличия в параметрах и режимах роста буферных слоев в образцах А, В от образца Е заключаются в скорости роста буферных слоев (в образце Е она выше), а также в наличии выдержки при высокой температуре во время термоциклического отжига (ТЦО)\*\* буферных слоев образца Е. На основе результатов сформулированы следующие выводы.

Во-первых, параметры роста буферных слоев  $A^{III}B^V$  — отношение потоков V/III=80, температура роста  $690^\circ\text{C}$  — способствуют аннигиляции основной плотности антифазных границ в пределах их толщины. При этом чем ниже скорость роста буферных слоев  $A^{III}B^V$ , тем при меньшей толщине происходит аннигиляция.

Во-вторых, отжиг при температуре  $\approx 725^\circ\text{C}$  во время паузы после роста буферных слоев  $A^{III}B^V$  с общим временем  $\approx 30$  мин способствует уменьшению плотности антифазных границ, а также модификации поверхности таким образом, что вклад в дальнейший рост от наиболее благоприятного для заращивания антифазных доменов ступенчатого режима роста становится преобладающим над 2D-островковым (2D-nucleation growth). Все это приводит к выравниванию фронта роста и, как следствие, к уменьшению среднеквадратичной шероховатости поверхности готовой гетероструктуры.

Эффективность подобранных параметров роста буферных слоев  $A^{III}B^V$  для аннигиляции антифазных границ (АФГ) можно наблюдать на ПЭМ-изображениях поперечных срезов, соответствующих рисункам 4 и 5. На данных изображениях видно, что основная плотность АФГ аннигилирует в пределах толщины буферных слоев, граница которых отмечена штрихпунктирной линией.

---

\* А, В ступени — ступени на поверхности полупроводника  $A^{III}B^V$ , у которых края параллельны и перпендикулярны димерам атомов группы V соответственно.

\*\* Термоциклический отжиг — один из методов для уменьшения плотности прорастающих дислокаций (см. раздел 1.2.2.1).

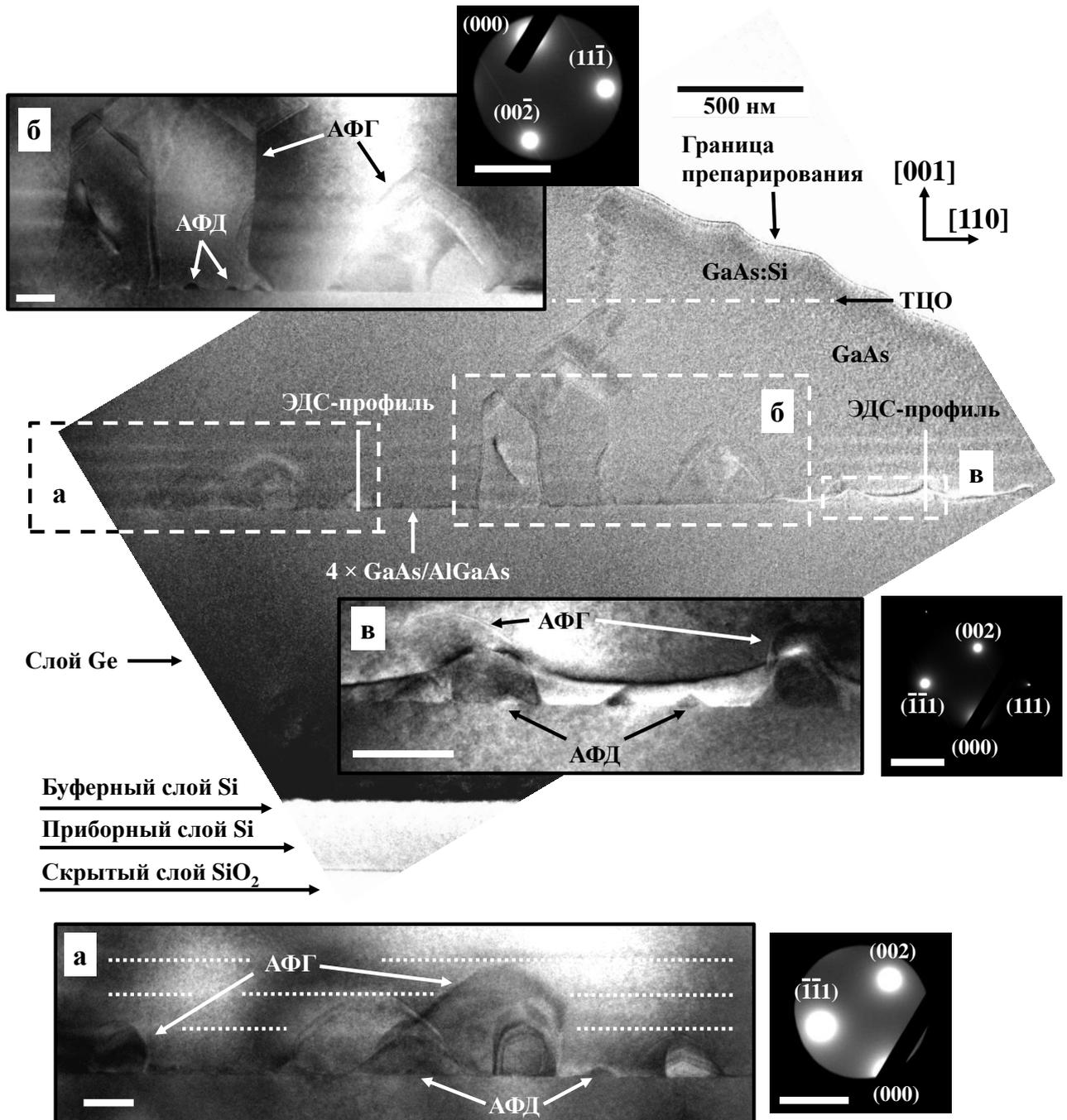


Рисунок 4 — ПЭМ-изображения поперечного среза (ось зон  $[1\bar{1}0]$ ) образца E (Ge/Si/КНИ) с антифазными доменами (АФД) и границами (АФГ)

#### Примечания

1 На дифракционных картинах указаны рефлексы, электронные пучки которых участвовали в формировании изображений на соответствующих вставках (а)–(в).

2 Масштабная шкала: на вставках (а)–(в) — 100 нм, на дифракционных картинах от соответствующих областей —  $2 \text{ нм}^{-1}$ .

3 Штрихпунктирной линией отмечается приблизительное расположение границы между слоями GaAs и GaAs:Si, а также момент паузы роста для проведения термоциклического отжига (ТЦО).

4 Сплошными линиями отмечаются ЭДС-профили, которые получены методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС).

5 Пунктирной линией на вставке (а) отмечено примерное расположение слоев AlGaAs (за исключением зародышевого слоя AlGaAs).

Влияние скорости роста буферных слоев на эффективность аннигиляции АФГ хорошо просматривается при сравнении ПЭМ-изображений поперечного среза образцов Е (рисунок 4) и В (рисунок 5) с разными значениями данного параметра.

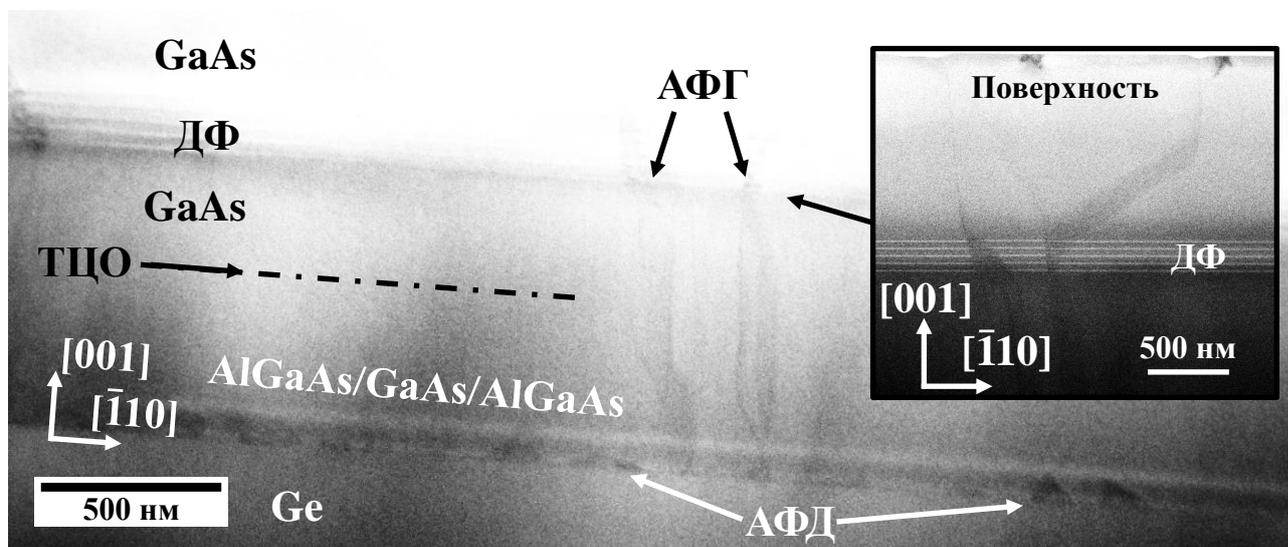


Рисунок 5 — ПЭМ-изображение поперечного среза (ось зон [110]) образца В (Ge/Si/КНИ)

#### Примечания

1 Штрихпунктирной линией отмечается момент паузы роста для проведения термоциклического отжига (ТЦО).

2 На вставке: СПЭМ-изображение области, указанной стрелкой.

3 ДФ — дислокационный фильтр InAlAs/GaAs; АФГ — антифазная граница; АФД — антифазный домен.

В случае образца В, в котором скорость роста буферных слоев была меньше, основная плотность АФГ аннигилировала в пределах первого периода буферных слоев GaAs/AlGaAs (рисунок 5). А в случае образца Е с большей скоростью роста буферных слоев активная аннигиляция АФГ наблюдалась и в последующих периодах GaAs/AlGaAs (рисунок 4).

Вывод о положительном влиянии отжига при температуре  $\approx 725$  °С с общим временем  $\approx 30$  мин во время паузы после роста буферных слоев  $A^{III}B^V$ , который совмещен с термоциклическим отжигом в процессе роста Е (Ge/Si/КНИ), на эффективность аннигиляции АФГ подтверждается следующими результатами.

В образцах А и В вертикальные АФГ, наблюдаемые на поперечном срезе, в той области образца, где проведен термоциклический отжиг (ТЦО), не меняли плоскости распространения и доросли до поверхности (рисунок 5). В образце Е, где ТЦО был с выдержкой при высокой температуре, картина обратная (рисунок 6). В последнем случае на поперечном срезе мы можем наблюдать множество замкнутых АФГ в буферном слое GaAs, который выращен до проведения ТЦО, но после четырех периодов буферных слоев GaAs/AlGaAs (такие АФГ отмечены цифрами 1–2, 3–4 на рисунке 6). Причем такие замкнутые АФГ отличаются от тех антифазных границ, которые аннигилировали во время роста буферных слоев GaAs/AlGaAs (цифра 5 на рисунке 6). Замкнутые АФГ,

наблюдаемые в буферном слое GaAs после слоев GaAs/AlGaAs, имеют преимущественно либо резкую смену плоскости с вертикальной на наклонную, как указано цифрами 1; 2; 3 на рисунке 6, либо зигзагообразную форму, как отмечено цифрой 4 на рисунке 6. Похожую зигзагообразную форму антифазной границы можно наблюдать на рисунке 4.

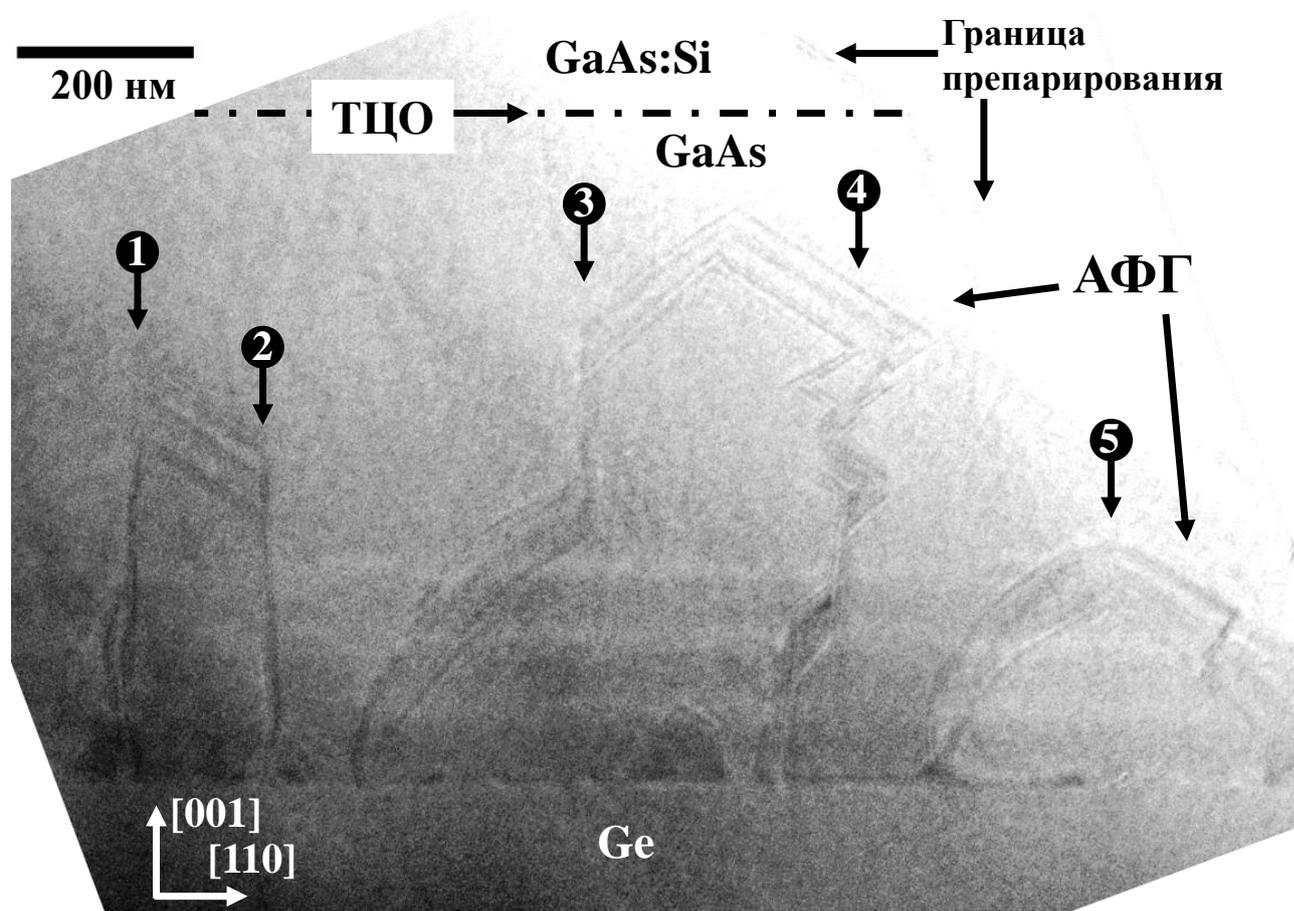


Рисунок 6 — ПЭМ-изображение поперечного среза (ось зон  $[1\bar{1}0]$ ) слоев  $A^{III}B^V/Ge/Si$  образца E (Ge/Si/КНИ) с замкнутыми антифазными границами 1-2, 3-4 (АФГ), которые предположительно аннигилировали после проведения термоциклического отжига (ТЦО) с выдержкой при высокой температуре

Примечание — Штрихпунктирной линией отмечается приблизительное расположение границы между слоями GaAs и GaAs:Si, а также момент паузы роста для проведения термоциклического отжига.

Как отмечено в литературном обзоре (см. раздел 1.2.1.2), АФГ подвижны во время отжига, и их движение происходит к центрам кривизны, что в конечном итоге приводит к аннигиляции [19]. По-видимому, во время отжига после аннигиляции антифазная граница распространяется вглубь материала  $A^{III}B^V$ , что мы и наблюдаем на поперечном срезе (рисунок 6). Вероятнее всего, именно движение АФГ во время выдержки при высокой температуре стало причиной развития шероховатости поверхности, зафиксированного методом *in-situ* измерения отражательной способности (см. раздел 4.2.2.4).

Кроме того, при анализе результатов исследования установлено, что после отжига платформы при температуре  $\approx 730$  °С в атмосфере водорода с арсином и коалесценции 3D-островков  $A^{III}B^V$  в зародышевом слое  $Al_{0,3}Ga_{0,7}As$  рост  $A^{III}B^V$  осуществляется преимущественно в режиме 2D-островковом (2D-nucleation growth). На это указывают измерения методом атомно-силовой микроскопии. На АСМ-сканах 7 на 7 мкм образцов А и В видна картина, характерная для 2D-островкового режима роста, представляющая собой множество 2D-островков с окружающим их набором замкнутых ступеней (рисунок 7 (б)). Следствием 2D-островкового роста являются наличие АФГ, которые распространяются вертикально, что мы наблюдаем на ПЭМ-изображениях поперечного среза (рисунок 5), а также одинаковые значения площадей разных фаз (см. раздел 4.2.2.5).

Заметно отличающаяся картина поверхности наблюдается в образце Е (Ge/Si/КНИ), в котором использовался термоциклический отжиг с выдержкой при высокой температуре (рисунок 7 (в), (г)). Можно выделить четыре особенности, которые в диссертации рассмотрены детально (см. раздел 4.2.2.5). Здесь же мы отметим лишь две. Во-первых, линейная плотность антифазных границ, подсчитанная на АСМ-сканах 50 на 50 мкм, в образце Е (Ge/Si/КНИ) более чем в два раза меньше, чем в образце В (Ge/Si/КНИ):  $0,18$  мкм<sup>-1</sup> против  $0,41$  мкм<sup>-1</sup>. Во-вторых, на АСМ-сканах 7 на 7 мкм образца Е наблюдается ступенчатая морфология поверхности, в которой ступени, имеющие в большей степени волнистый контур, чередуются с террасами в кристаллографическом направлении  $\langle 110 \rangle$  (рисунок 7 (г)).

Последняя особенность поверхности образца Е характерна для режима роста на ступенях (Step flow growth). Единственным фактором, который мог бы преобразовать поверхность в образце Е таким образом, чтобы вклад режима роста на ступенях стал преобладающим по сравнению с режимом роста 2D-островковым, является термоциклический отжиг с выдержкой при высокой температуре (ТЦО). Выравнивание фронта роста именно после ТЦО, зафиксированное методом in-situ измерения отражательной способности, является тому доказательством (см. раздел 4.2.2.4).

Стоит отметить, что среднеквадратичная шероховатость поверхности (RMS) в образце Е (Ge/Si/КНИ), в котором использовался термоциклический отжиг (ТЦО) с выдержкой при высокой температуре, по АСМ-скану 7 на 7 мкм (рисунок 7 (в)) составляет  $0,8$  нм, что более чем в 5 раз ниже, чем в образце В (Ge/Si/КНИ), в котором не использовалась выдержка при высокой температуре во время ТЦО. Кроме того, в области без антифазных границ на АСМ-скане образца Е (рисунок 7 (в)) RMS составляет  $\approx 0,3$  нм, что меньше, чем RMS поверхности созданной платформы Ge/Si/КНИ (001) в области на АСМ-сканах примерно такой же площади и латерального разрешения, которое составляет  $\approx 0,6$  нм.

Еще один из способов борьбы с антифазными границами — использование зародышевого слоя  $Al_{0,3}Ga_{0,7}As$  [20, 21]. Кроме того, применение системы зародышевых слоев  $Al_{0,3}Ga_{0,7}As/GaAs/Al_{0,3}Ga_{0,7}As$  позволяет максимально уменьшить плотность антифазных границ (АФГ) [21].

Известно, что при эпитаксии  $A^{III}B^V$  на Si использование вставки  $Al_{0,5}Ga_{0,5}As$  вблизи гетерограницы с Si совместно с термоциклическим отжигом является целесообразным

способом уменьшения плотности прорастающих дислокаций (ППД), так как не добавляет значительной для трещинообразования толщины эпитаксиальных слоев [22, 23]. В данном направлении не исследован вопрос эффективности уменьшения ППД вставкой  $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$  с меньшей долей атомов Al при росте  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  на системе Ge/Si (001).

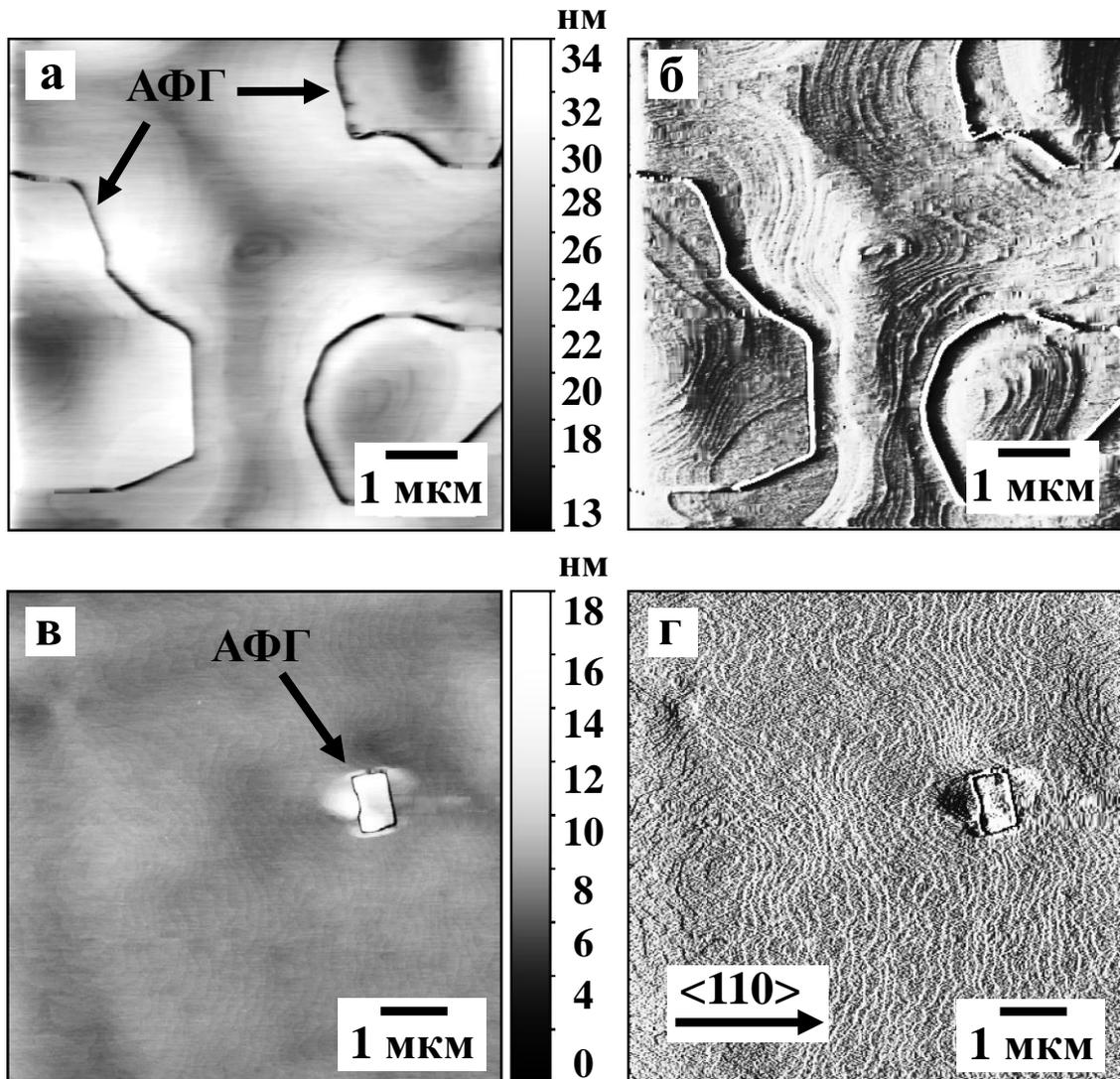


Рисунок 7 — АСМ-сканы поверхности образцов (а), (б) В (Ge/Si/КНИ); (в), (г) Е (Ge/Si/КНИ) с антифазными границами (АФГ)

Примечание — АСМ-сканы (б) и (г) соответствуют сканам (а) и (в), которые прошли через дополнительную обработку с помощью операций адаптивной нелинейной установки цветовой шкалы и затемнения данных для лучшей визуализации ступеней на поверхности.

Кроме того, известно, что эффективность подавления взаимной диффузии атомов на гетерогранице с Ge зародышевым слоем  $\text{AlAs}$ , а, следовательно, и твердым раствором  $\text{AlGaAs}$ , зависит от ориентации подложки и угла отклонения среза (см. раздел 1.3). В данном направлении не исследован вопрос эффективности зародышевого слоя  $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$  в подавлении взаимной диффузии атомов на гетерогранице со слоем Ge, сформированным на Si (001) с отклонением среза  $<0,5^\circ$ .

Результаты исследований влияния системы буферных слоев  $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}/\text{GaAs}/\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$  в гетероструктуре  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}/\text{Ge}$  на подложке с кристаллографической ориентацией (001) и отклонением среза  $<0,5^\circ$  на различного рода дефекты и взаимную диффузию атомов на гетерогранице с Ge позволили установить следующее (см. раздел 4.2.3).

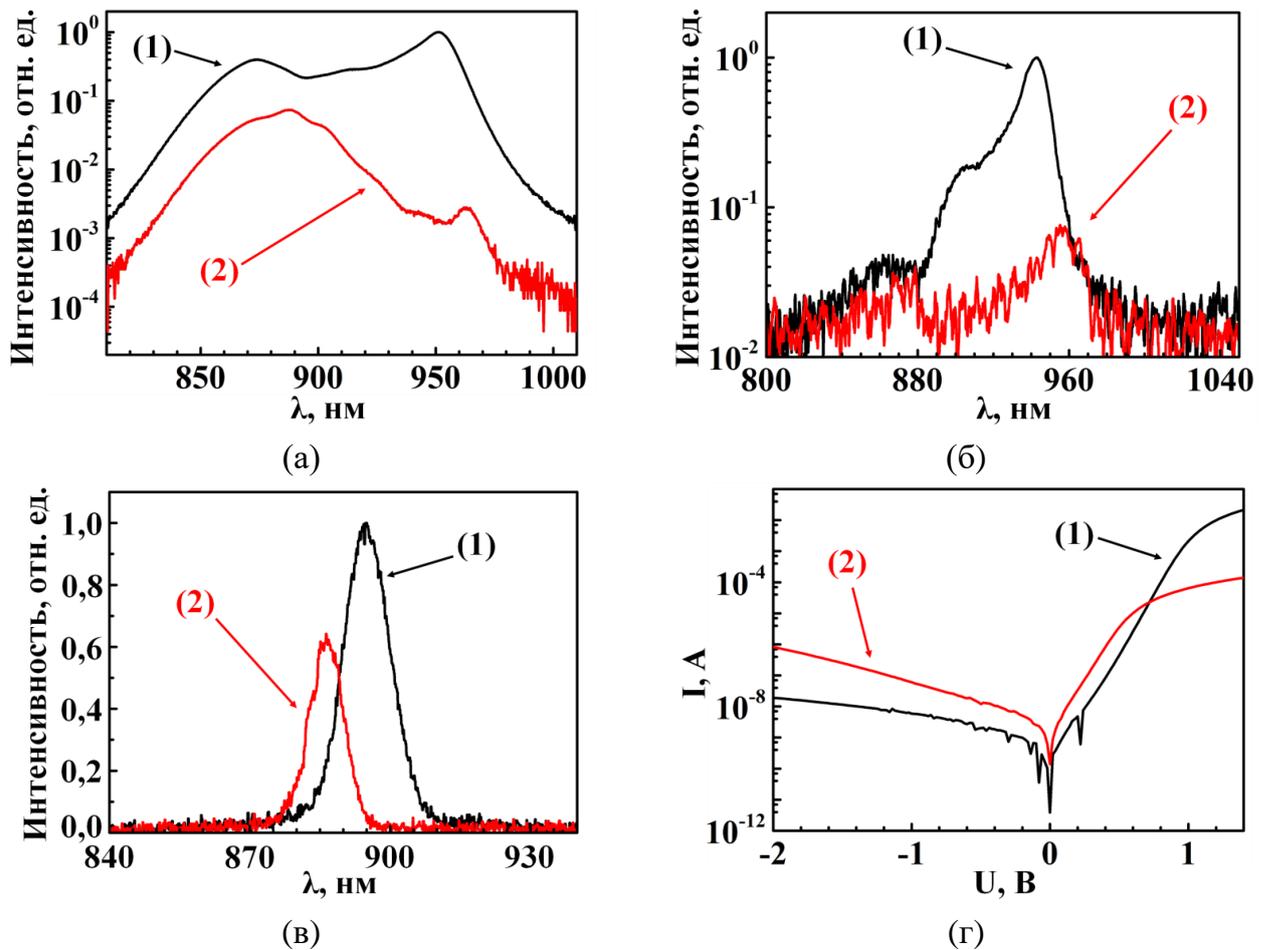
Зародышевый слой  $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$  является эффективным в борьбе с взаимной диффузией атомов. Использование вставки  $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$ , даже с применением во время роста термоциклического отжига, не играет существенной роли в уменьшении плотности прорастающих дислокаций, однако оказывает положительное влияние на уменьшение плотности антифазных границ.

На основе результатов исследований, описанных ранее, можно сформулировать следующие рекомендации для формирования буферных слоев  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  методом МОС-гидридной эпитаксии на созданной платформе Ge/Si/КНИ (001). В качестве параметров роста буферных слоев  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  рекомендуется использовать температуру роста  $690^\circ\text{C}$ , отношение потоков V/III равное 80, низкие скорости роста  $\approx 0,3$  нм/с. В качестве зародышевых слоев необходимо использовать систему  $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}/\text{GaAs}/\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}$  с толщинами слоев AlGaAs и GaAs равными 25 и 50 нм соответственно. После роста буферного слоя GaAs во время проведения термоциклического отжига (ТЦО) необходимо сделать выдержку при высокой температуре  $725^\circ\text{C}$  с общим временем 30 мин. После ТЦО требуется повторить рост буферного слоя GaAs. В случае толщины конечной гетероструктуры  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  меньше критической толщины для трещинообразования или в случае использования подходов для минимизации количества термических трещин [5] рекомендуется выращивать дислокационные фильтры  $\text{In}_{0,14}\text{Al}_{0,86}\text{As}/\text{GaAs}$  с толщинами твердого раствора  $\approx 10$  нм, но не более 13 нм, а разделительного слоя GaAs — более 15 нм.

На основе данных результатов выносятся на защиту положение № 2.

Положение № 3 сформулировано на основе следующих результатов (см. раздел 4.3).

Впервые продемонстрирована фотолюминесценция ( $\approx 965$  нм) при комнатной температуре от квантовых ям  $\text{In}_{0,14}\text{Ga}_{0,86}\text{As}/\text{GaAs}$  в гетероструктуре  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ , выращенной методом МОС-гидридной эпитаксии на платформе Ge/Si/КНИ (001) с использованием подходов для снижения плотности дефектов и шероховатости поверхности, описанных ранее (рисунок 8 (а)). Созданные светоизлучающие p-i-n диоды на основе данной гетероструктуры и на основе контрольного образца на подложке GaAs (001) демонстрируют электролюминесценцию при температуре 77 К одного порядка интенсивности (рисунок 8 (в)). Вольтамперные характеристики, измеренные при комнатной температуре, показали хорошие выпрямляющие свойства диода и достаточно низкие обратные токи: ток при обратном смещении минус 1,4 В на три порядка меньше тока при прямом смещении 1,4 В (рисунок 8 (г)).



1 — Зависимости для образца D (GaAs); 2 — зависимости для образца E (Ge/Si/КНИ).

Рисунок 8 — (а) Типичные спектры фотолюминесценции (ФЛ) гетероструктур  $A^{III}B^V$  на подложке GaAs (001) (образец D) и платформе Ge/Si/КНИ (001) (образец E); (б), (в) типичные спектры электролюминесценции (ЭЛ), полученные при температурах 300 К и 77 К соответственно; (г) вольтамперные характеристики (ВАХ) от светоизлучающих p-i-n диодов образцов D, E

#### Примечания

1 Температура при измерении: (а), (б), (г) — 300 К; (в) — 77 К.

2 Параметры схем измерений образцов D и E: (а), (в) — одинаковые; (б) — разные (см. раздел 4.3.1).

3 Интенсивность спектров ФЛ и ЭЛ нормирована на интенсивность максимума пика от квантовых ям в гетероструктуре на подложке GaAs (образец D) на соответствующем спектре.

4 Отрицательные значения токов при обратном смещении на ВАХ представлены по модулю.

Следовательно, созданные платформы Ge/Si/КНИ (001), удовлетворяющие критериям: плотность прорастающих дислокаций  $\sim 10^7$  см<sup>-2</sup>, среднеквадратичная шероховатость поверхности  $< 1$  нм, а также внедренные в процесс роста МОС-гидридной эпитаксии методы снижения плотности дефектов и шероховатости поверхности могут быть использованы для создания светоизлучающих гетероструктур  $A^{III}B^V$ .

В заключении сформулированы основные результаты диссертации.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ВЫВОДЫ

В диссертации проанализированы технологические пути преодоления фундаментальных проблем интеграции эпитаксиальных слоев полупроводников  $A^{III}B^V$  с кремнием при формировании на подложках класса «кремний-на-изоляторе».

Установлено, что платформа Ge/Si/КНИ удовлетворяет требуемым критериям для роста светоизлучающих гетероструктур  $A^{III}B^V$ : плотность прорастающих дислокаций  $\sim 10^7 \text{ см}^{-2}$ , среднеквадратичная шероховатость поверхности  $< 1 \text{ нм}$ , если использовать в качестве подложки класса «кремний-на-изоляторе» одноименную подложку типа «кремний-на-изоляторе» (Si/SiO<sub>2</sub>/Si (001)), изготовленную по технологии Smart Cut, а в качестве метода роста слоев Ge/Si — метод молекулярно-пучковой эпитаксии с применением двухстадийного режима роста Ge, термоциклического отжига в вакууме и оптимизированных температурных режимов. Продемонстрировано, что созданная платформа Ge/Si/КНИ (001) может быть использована для роста слоев  $A^{III}B^V$  со структурными и с оптическими свойствами, не уступающими слоям  $A^{III}B^V$ , сформированным на платформе Ge/Si (001).

Исследованы и внедрены методы уменьшения плотности дефектов и шероховатости поверхности в выращиваемых гетероструктурах  $A^{III}B^V$  на созданной платформе Ge/Si/КНИ (001), которые позволили сформировать светоизлучающую гетероструктуру  $A^{III}B^V$ , демонстрирующую фотолюминесценцию при комнатной температуре, а также создать на ее основе p-i-n диод, демонстрирующий электролюминесценцию при температуре 77 К одного порядка интенсивности с интенсивностью электролюминесценции от p-i-n диода, созданного на основе контрольного образца на подложке GaAs (001).

Результаты диссертации указывают на возможность создания светоизлучающей гетероструктуры  $A^{III}B^V$  методом МОС-гидридной эпитаксии на сформированной платформе Ge/Si/КНИ (001) и служат научным заделом для развития данного направления.

Представляются актуальными исследования модификации поверхности созданной платформы Ge/Si/КНИ (001) с помощью отжига при высокой температуре в атмосфере водорода с целью создания благоприятных начальных условий для полного зарастивания антифазных доменов полупроводников  $A^{III}B^V$ . Также необходима дальнейшая оптимизация внедренных в процесс МОС-гидридной эпитаксии гетероструктур  $A^{III}B^V$  методов уменьшения плотности дефектов и шероховатости поверхности для минимизации толщины буферных слоев и приближения к характеристикам гетероструктур, получаемых на подложках GaAs (001).

### Список цитируемой литературы

1. Miller, D. A. B. Device Requirements for Optical Interconnects to CMOS Silicon Chips / D. A. B. Miller // Proc IEEE Inst Electr Electron Eng. —2009. — V. 97. — N. 7. — P. 1166–1185.
2. Han, Y. Recent advances in light sources on silicon / Y. Han, H. Park, J. Bowers, K. M. Lau // Adv. Opt. Photonics. — 2022. — V. 14. — N. 3. — P. 404–454.
3. Cao, V. Recent Progress of Quantum Dot Lasers Monolithically Integrated on Si Platform / V. Cao, J.-S. Park, M. Tang, T. Zhou, A. Seeds, S. Chen, H. Liu // Front. Phys. — 2022. — V. 10. — P. 1–16.
4. Wei, W.-Q. Monolithic integration of embedded III-V lasers on SOI / W.-Q. Wei, A. He, B. Yang, Z.-H. Wang, J.-Z. Huang, D. Han, M. Ming, X. Guo, Y. Su, J.-J. Zhang, T. Wang // Light Sci. Appl. — 2023. — V. 12. — N.84. — P. 1–11.
5. Park, J. S. Heteroepitaxial Growth of III-V Semiconductors on Silicon / J. S. Park, M. Tang, S. Chen, H. Liu // Crystals. — 2020. — V.10. — N. 12. — P. 1163.
6. Chand, N. Diffusion of As and Ge during growth of GaAs on Ge substrate by molecular beam epitaxy: Its effect on the device electrical characteristics / N. Chand, J. Klem, T. Henderson, H. Morkoc // J. Appl. Phys. —1986. — V. 59. — P. 3601–3604.
7. Volkov, P. V. Features of SOI substrates heating in MBE growth process obtained by low-coherence tandem interferometry / P. V. Volkov, A. V. Goryunov, D. N. Lobanov, A. Yu. Lukyanov, A. V. Novikov, A. D. Tertyshnik, M. V. Shaleev, D. V. Yurasov // Journal of Crystal Growth. — 2016. — V. 448. — P. 89–92.
8. Shang, C. High-temperature reliable quantum-dot lasers on Si with misfit and threading dislocation filters / C. Shang, E. Hughes, Y. Wan, M. Dumont, R. Koscica, J. Selvidge, R. Herrick, A. C. Gossard, K. Mukherjee, J. E. Bowers // Optica. — 2021. — V. 8. — N. 5. — P. 749–754.
9. Liu, Z. Origin of defect tolerance in InAs/GaAs quantum dot lasers grown on silicon / Z. Liu, C. Hantschmann, M. Tang, Y. Lu, J. Park, M. Liao, S. Pan, A. Sanchez, R. Beanland, M. Martin, T. Baron, S. Chen, A. Seeds, R. Penty, I. White, H. Liu. // Journal of Lightwave Technology. — 2020. — V. 38. — N. 2. — P. 240–248.
10. Yang, J. All-MBE grown InAs/GaAs quantum dot lasers with thin Ge buffer layer on Si substrates / J. Yang, Z. Liu, P. Jurczak, M. Tang, K. Li, Sh. Pan, A. Sanchez, R. Beanland, J. Zhang, H. Wang, F. Liu, Zh. Li, S. Shutts, P. Smowton, S. Chen, A. Seeds and H. Liu // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2021. — V. 54. — P. 035103.
11. Yang, J. Thin Ge buffer layer on Silicon for Integration of III-V on Silicon / J. Yang, P. Jurczak, F. Cui, K. Li, M. Tang, L. Billiald, R. Beanland, A. M. Sanchez, H. Liu // J. Cryst. Growth. — 2019. — V. 514. — P. 109–113.
12. Wang, B. Effectiveness of InGaAs/GaAs superlattice dislocation filter layers epitaxially grown on 200 mm Si wafers with and without Ge buffers / B. Wang, G. J. Syaranamual, K. H. Lee, S. Bao, Y. Wang, K. E. K. Lee, E. A. Fitzgerald, S. J. Pennycook, S. Gradecak, J. Michel // Semiconductor Science and Technology. — 2020. — V. 35. — N. 9. — P. 095036.

13. Rykov, A. V. Structural and optical characteristics of GaAs films grown on Si/Ge substrates / A. V. Rykov, M. V. Dorokhin, P. S. Vergeles, N. V. Baidus, V. A. Kovalskiy, E. B. Yakimov, O. A. Soltanovich // *Journal of Physics: Conf. Series.* — 2018. — V. 993. — P. 012014.
14. Nikolskaya, A. A. Light-emitting 9R-Si phase formed by Kr<sup>+</sup> ion implantation into SiO<sub>2</sub>/Si substrate / A. A. Nikolskaya, D. S. Korolev, A. N. Mikhaylov, A. I. Belov, A. A. Sushkov, N. O. Krivulin, K. R. Muhamatchin, A. A. Elizarova, M. O. Marychev, A. A. Konakov, D. I. Tetelbaum, D. A. Pavlov // *Appl. Phys. Lett.* — 2018. — V. 113. — P. 182103.
15. Shitara, T. As/Ga ratio dependence of Ga adatom incorporation kinetics at steps on vicinal GaAs(001) surfaces / T. Shitara, J. Zhang, J.H. Neave, B.A. Joyce // *Journal of Crystal Growth.* — 1993. — V. 127. — P. 494–498.
16. Shitara, T. Ga adatom incorporation kinetics at steps on vicinal GaAs (001) surfaces during growth of GaAs by molecular beam epitaxy / T. Shitara, J. Zhang, J.H. Neave, B.A. Joyce // *Appl. Phys. L.* — 1992. — V. 71. — P. 4299–4304.
17. Lin, A. C. Antiphase domain annihilation during growth of GaP on Si by molecular beam epitaxy / A. C. Lin, M. M. Fejer, J. S. Harris // *Journal of Crystal Growth.* — 2013. — V. 363. — P. 258–263.
18. 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, N. Bertru // *Physical review materials.* — 2020. — V. 4. — P. 053401.
19. Barrett, C. S. C. Dissolution of antiphase domain boundaries in GaAs on Si(001) via post-growth annealing / C. S. C. Barrett, A. Atassi, E. L. Kennon, Z. Weinrich, K. Haynes, X.-Y. Bao, P. Martin, K. S. Jones // *J Mater Sci.* — 2019. — V. 54. — P. 7028–7034.
20. Kwoen, J. Elimination of anti-phase boundaries in a GaAs layer directly-grown on an on-axis Si(001) substrate by optimizing an AlGaAs nucleation layer / J. Kwoen, J. Lee, K. Watanabe, Y. Arakawa // *Japanese J. of App. Phys.* — 2019. — V. 58. — P. SBBE07.
21. Rykov, A. V. Effect of the AlGaAs Seed Layer Composition on Antiphase Domains Formation in (Al)GaAs Structures Grown by Vapor-Phase Epitaxy on Ge/Si(100) Substrates / A. V. Rykov, R. N. Kryukov, I. V. Samartsev, P. A. Yunin, V. G. Shengurov, A. V. Zaitsev, N. V. Baidus' // *Technical Physics Letters.* — 2021. — V. 47. — N. 5. — P. 413–416.
22. Marschner, T. Improvements in the heteroepitaxial growth of GaAs on Si by MOVPE / T. Marschner, W. Stolz, E.O. Gobel, F. Phillipp, M. Miiller, J. Lorberth // *Malertals Science and Engineering.* — 1993. — V. B21. — P. 266–269.
23. Jin-Phillipp, N. Y. Transmission electron microscopy study on defect reduction in GaAs on Si heteroepitaxial layers grown by metalorganic vapor phase epitaxy / N. Y. Jin-Phillipp, F. Phillipp, T. Marschner, W. Stolz, E. O. Gobel // *Journal of Crystal Growth.* — 1996. — V. 158. — P. 28–36.

**Список основных опубликованных работ автора по теме диссертации**

A1. Sushkov, A. A. Comparison of III–V Heterostructures Grown on Ge/Si, Ge/SOI, and GaAs / A. A. Sushkov, D. A. Pavlov, A. I. Andrianov, V. G. Shengurov, S. A. Denisov, V. Yu. Chalkov, R. N. Kriukov, N. V. Baidus, D. V. Yurasov, A. V. Rykov // *Semiconductors*. — 2022. — V. 56. — N. 2. — P. 122.

A2. Sushkov, A. A. Growth of a Ge Layer on a Si/SiO<sub>2</sub>/Si(100) Structure by the Hot Wire Chemical Vapor Deposition / A. A. Sushkov, D. A. Pavlov, S. A. Denisov, V. Yu. Chalkov, R. N. Kryukov, E. A. Pitirimova // *Semiconductors*. — 2020. — V. 54. — N. 10. — P. 1332.

A3. Sushkov, A. A. Studies of the Cross Section and Photoluminescence of a GaAs Layer Grown on a Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Substrate / A. A. Sushkov, D. A. Pavlov, V. G. Shengurov, S. A. Denisov, V. Yu. Chalkov, N. V. Baidus, A. V. Rykov, R. N. Kryukov // *Semiconductors*. — 2019. — V. 53. — N. 9. — P. 1242.

A4. Baidus, N. V. MOCVD Growth of InGaAs/GaAs/AlGaAs Laser Structures with Quantum Wells on Ge/Si Substrates / N. V. Baidus, V. Ya Aleshkin, A. A. Dubinov, K. E. Kudryavtsev, S. M. Nekorkin, A. V. Novikov, D. A. Pavlov, A. V. Rykov, A. A. Sushkov, M. Shaleev, P. A. Yunin, D. A. Yurasov, Z. F. Krasilnik // *Crystals*. — 2018. — V. 8. — N. 8. — P. 311.

A5. 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. Baidusy, A. A. Dubinov, Z. F. Krasilynik, A. V. Novikov, D. A. Pavlov, A. V. Rykov, A. A. Sushkov, D. V. Yurasov, A. E. Zhukov // *Opt. Express*. — 2017. — V. 25. — N. 14. — P. 16754.

A6. Baidus, N. V. Peculiarities of growing InGaAs/GaAs/AlGaAs laser structures by MOCVD on Ge/Si substrates / N. V. Baidus, V. Ya. Aleshkin, A. A. Dubinov, K. E. Kudryavtsev, S. M. Nekorkin, A. V. Novikov, D. A. Pavlov, A. V. Rykov, A. A. Sushkov, M. V. Shaleev, P. A. Yunin, D. V. Yurasov, A. N. Yablonskiy, Z. F. Krasilnik // *Semiconductors*. — 2017. — V. 51. — N. 11. — P. 1527.

A7. Aleshkin, V. Ya. 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 // *Appl. Phys. Lett.* — 2016. — V. 109. — N. 6. — P. 061111.