

На правах рукописи



Малин Тимур Валерьевич

**Эпитаксиальные слои GaN на кремниевых подложках для AlGaIn/GaN  
гетероструктур с высокой подвижностью электронов**

Специальность

1.3.11 – Физика полупроводников

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Новосибирск – 2025

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки  
Институте физики полупроводников им. А.В. Ржанова  
Сибирского отделения Российской академии наук

Научный руководитель: **Мансуров Владимир Геннадиевич**,  
кандидат физико-математических наук, Федеральное  
государственное бюджетное учреждение науки  
Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова  
Сибирского отделения Российской академии наук,  
г. Новосибирск, лаборатории №18 «Аммиачная  
молекулярно-лучевая эпитаксия GaN гетероструктур  
на подложках кремния для силовых и СВЧ  
транзисторов», старший научный сотрудник.

Официальные оппоненты: **Жмерик Валентин Николаевич**,  
доктор физико-математических наук, Федеральное  
государственное бюджетное учреждение науки  
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе  
Российской академии наук, г. Санкт-Петербург,  
лаборатория оптики кристаллов и гетероструктур с  
экстремальной двумерностью, группа молекулярно-  
пучковой эпитаксии, главный научный сотрудник;

**Гейдт Павел Викторович**,  
кандидат физико-математических наук, Федеральное  
государственное автономное образовательное  
учреждение высшего образования «Новосибирский  
национальный исследовательский государственный  
университет», г. Новосибирск, лаборатория  
функциональной диагностики низкоразмерных  
структур для наноэлектроники, заведующий.

Ведущая организация: Федеральное государственное автономное  
образовательное учреждение высшего образования  
«Томский государственный университет управления и  
радиоэлектроники», г. Томск

Защита состоится «25» апреля 2025 г. в 10:00 часов на заседании  
диссертационного совета 24.2.347.01 при Федеральном государственном  
бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Новосибирский  
государственный технический университет» по адресу: 630073, г. Новосибирск,  
пр. К. Маркса, 20, корпус I, конференц-зал.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Новосибирского  
государственного технического университета и на сайте [www.nstu.ru](http://www.nstu.ru).

Автореферат разослан «\_\_\_» февраля 2025 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,  
кандидат технических наук, доцент



Д.И. Остертак

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность работы и степень разработанности:

Полевой транзистор с высокой подвижностью электронов в канале (HEMT) на основе  $A_3$ -нитридных гетероструктур (ГЭС) с двумерным электронным газом (2DEG) уже является общепризнанным лидером в области разработки базовых элементов для нового поколения приборов СВЧ и силовой электроники. Преимущества транзисторов на основе  $A_3$ -нитридных структур состоят в возможности получения более высокой проводимости канала, по сравнению со структурами на основе кремния и классических  $A_3B_5$  (AlGaAs/GaAs) ГЭС, значительно большей напряженности пробойного поля и большей теплопроводности, а также меньшей чувствительности к температуре и радиации, что обеспечивает возможность работы приборов в экстремальных условиях.

Развитие GaN силовой электроники приводит к конкуренции транзисторов на основе GaN с кремниевыми биполярными транзисторами с изолированным затвором (IGBT) и транзисторами на основе карбида кремния (SiC). Применение подложек SiC для роста GaN гетероструктур, используемых при создании транзисторов, ограничивается значительно более высокой ценой на подложки SiC по сравнению с подложками лейкосапфира ( $Al_2O_3$ ) и кремния (Si), последние из которых являются фундаментальным материалом современной электроники. Основными подложками для роста GaN гетероструктур для силовой электроники на данный момент остаются подложки Si(111) [1, 2]. Обеспечение достаточного теплоотвода от кремниевой подложки позволяет использовать СВЧ транзисторы на основе нитрид галлиевых ГЭС, выращенных на кремниевых подложках, вплоть до 18 ГГц, что стимулирует исследования направленные на развитие технологии роста GaN-на-Si [3, 4].

Существенной технологической проблемой при росте  $A_3$ -нитридных слоёв на подложках Si(111) является растрескивание эпитаксиальных пленок в процессе постростового охлаждения. Природа данной проблемы непосредственно связана с несоответствием параметров кристаллических решеток Si(111) и  $A_3$ -нитридов (~18%), а также с различием коэффициентов термического расширения (КТР) (~54%), что, как следствие, приводит к образованию в эпитаксиальном слое дефектов высокой плотности различной природы, включая образование трещин. Механизм образования трещин в слоях GaN-на-Si хорошо проиллюстрирован в работе [5]. Поэтому, при выборе конструкции буферного слоя при росте  $A_3$ -нитридных структур на подложках Si(111) требуется уделять особое внимание решению данной проблемы.

Одним из ключевых параметров, определяющих характеристики СВЧ транзисторов, является подвижность электронов в 2DEG. Теоретический предел, ограничивающий подвижность носителей заряда в 2DEG, связывают с рассеянием электронов на оптических фононах. Помимо этого, важную роль в рассеянии играют такие механизмы, как рассеяние на шероховатостях гетерограницы, сплавное рассеяние, вызванное флуктуациями состава AlGaIn, кулоновское рассеяние на остаточных донорах и рассеяние электронов в деформационных полях вокруг дислокаций [6]. Таким образом, получение

гладкой морфологии активного слоя GaN и формирование резкой AlGaN/GaN гетерограницы, в совокупности со снижением плотности дислокаций в активном слое GaN – важные шаги на пути к достижению предельных электрофизических параметров ГЭС для НЕМТ.

**Цель диссертационной работы** заключалась в разработке физических основ аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии свободных от трещин слоёв GaN-на-Si для гетероструктур с высокой подвижностью электронов, включающую в себя технологию роста структурно совершенного активного слоя GaN с гладкой морфологией поверхности.

Для достижения поставленной цели в ходе работы решались следующие **основные задачи:**

- 1) Разработка метода прецизионного контроля температуры на поверхности выращиваемых методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ слоёв  $\text{A}_3$ -нитридов;
- 2) Отработка технологического процесса контролируемой нитридации кремниевой подложки;
- 3) Создание технологии роста свободных от трещин слоёв GaN-на-Si;
- 4) Поиск ростовых условий слоёв GaN с гладкой морфологией поверхности, пригодной для создания транзисторов с высокой подвижностью электронов.

**Научная новизна полученных результатов:**

1. Продемонстрировано, что процесс нитридации кремниевой подложки играет в подавлении процесса образования трещин в слоях GaN, выращиваемых на кремнии, не менее важную роль, чем выбор конструкции буферного слоя.
2. Впервые приведены экспериментальные доказательства, образования аморфной фазы нитрида кремния на гетерогранице AlN/Si при высокотемпературной ( $> 800^\circ\text{C}$ ) нитридации кремниевой подложки одновременно с образованием SiN-(8×8);
3. Определено влияние аморфных островков нитрида кремния на гетерогранице AlN/Si, образующихся при нитридации кремниевой подложки и последующей эпитаксии слоя AlN, на упругие напряжения в слоях AlN-на-Si;
4. Установлено, что вне зависимости от остаточных упругих напряжений в эпитаксиальных слоях GaN морфология поверхности слоев определяется исключительно ростовыми условиями.
5. Произведена численная оценка влияния материала подложки на плотность прорастающих дислокаций в слоях GaN, благодаря сравнению плотности дислокаций в слоях GaN, выращенных на кремниевых и сапфировых подложках с применением одинаковых конструкций буферных слоёв и одинаковых условий роста (плотность дислокаций для подложки кремния составила  $\sim 10^9 \text{ см}^{-2}$ , а для подложки сапфира  $\sim 10^8 \text{ см}^{-2}$ ).
6. Проведено сравнение параметров 2DEG в AlGaN/GaN ГЭС, выращенных методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ на подложках кремния и сапфира с использованием одинаковых конструкций буферных слоёв ГЭС и условий роста

(подвижность электронов 2DEG для сапфировой подложки составила  $\sim 1600 \text{ см}^2/\text{В}\times\text{с}$ , для кремниевой подложки  $\sim 1200 \text{ см}^2/\text{В}\times\text{с}$ ).

### **Практическая значимость работы:**

1. Предложен оригинальный способ контроля температуры на поверхности растущей плёнки, основанный на записи и последующей аппроксимации спектров излучения подложки.
2. Создана технология роста свободных от трещин слоёв GaN, включающая в себя контролируруемую низкотемпературную нитридизацию подложек кремния и предложены конструкции буферных слоёв, снижающих растягивающие напряжения в  $A_3$ -нитридных ГЭС.
3. Определены условия роста (температура роста  $800 \text{ }^\circ\text{C}$ ; поток аммиака  $200 \text{ норм. см}^3/\text{мин}$ ) слоёв GaN, выращиваемых методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ с гладкой морфологией поверхности, удовлетворяющей приборным применениям.
4. Продемонстрирована возможность создания AlGaN/GaN гетероструктур с 2DEG на подложках кремния методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ.

### **Объекты и методы исследования:**

Объектом исследования являлись эпитаксиальные слои GaN, AlN и ГЭС с 2DEG, выращенные методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии ( $\text{NH}_3$ -МВЕ) на подложках кремния и сапфира.

Для решения поставленных в работе задач использовались современные экспериментальные методы и теоретические модели. Морфология слоёв и формирование сверхструктур на поверхности выращиваемых плёнок исследовались методами дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО), атомно-силовой микроскопии (АСМ) и сканирующей туннельной микроскопией (СТМ). Макроскопические дефекты (трещины) на поверхности исследуемых образцов контролировались с помощью оптической микроскопии. Структурное совершенство эпитаксиальных слоёв оценивалось по данным дифракции рентгеновских лучей (ДРЛ) и путём анализа дефектных полос в спектрах фотолюминесценции (ФЛ). Определение остаточных напряжений в слоях GaN, выращиваемых на различных подложках осуществлялось с помощью комбинационного рассеяния света (КРС). Исследование границы раздела AlN/Si осуществлялось методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с применением быстрого преобразования Фурье (FFT).

Контроль толщин выращиваемых слоёв ГЭС *in situ* осуществлялся с помощью измерений скорости роста оптическим рефлектометром, *ex situ* проверка толщин буферных слоёв ГЭС выполнялась методами ПЭМ и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Оценка концентраций нейтральных доноров в слоях GaN-на-Si, производилась на основе результатов аппроксимации кривых затухания ФЛ теоретической зависимостью. Токи утечки в слоях GaN-на-Si измерялись при помощи анализатора параметров полупроводниковых приборов Agilent B1500A с использованием ручной зондовой станции Cascade M150. Электрофизические параметры 2DEG измерялись методом Ван дер Пау.

## **Научные положения, выносимые на защиту:**

1. Низкотемпературная нитридизация поверхности кремния (111) (~ 700 °С) в сравнении с более высокими температурами нитридации при фиксированной дозе нитридации, приводит к уменьшению количества островков аморфного SiN на границе раздела AlN/Si, что обеспечивает снижение растягивающих напряжений в зародышевых слоях AlN-на-Si.
2. Условия нитридации кремниевых подложек существенно влияют на процесс образования трещин в эпитаксиально выращиваемых слоях GaN-на-Si. Свободные от трещин слои GaN-на-Si, в аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии, возможно получить при совместном применении оптимальной низкотемпературной нитридации кремния (температура 700 °С; поток аммиака 1 норм. см<sup>3</sup>/мин; время нитридации 120 с) и использовании конструкций буферных слоёв, вводящих сжимающие напряжения в выращиваемые слои ГЭС.
3. Для получения гладкой морфологии поверхности (RMS менее 5 нм) слоёв GaN, эпитаксиальный рост необходимо выполнять при температуре 800 °С в потоке аммиака 200 норм. см<sup>3</sup>/мин, который характеризуется режимом квазитечения ступеней, закручивающихся вокруг мест выхода прорастающих дислокаций, при этом морфология поверхности слоёв GaN, выращиваемых на различных подложках не зависит от величины остаточных механических напряжений в них.

**Достоверность результатов**, представленных в диссертации, обеспечивается использованием современных экспериментальных методов исследования, воспроизводимостью результатов, хорошим согласием экспериментальных данных с теоретическими расчетами, сопоставлением результатов с данными работ других авторов.

## **Личный вклад автора:**

Все результаты работы были получены в ходе выполнения государственных заданий «Аммиачная молекулярно-лучевая эпитаксия GaN гетероструктур на подложках кремния для силовых и СВЧ транзисторов» и «Гетероструктуры на основе материалов A<sub>3</sub>B<sub>5</sub> для радиофотоники, СВЧ электроники и фотоэлектроники», научно-исследовательской работы «Исследование возможности применения в качестве подложек пластин полированных из кремния монокристаллического, выращенного по методу бестигельной зонной плавки, для изготовления гетероструктур Ga(Al)N методом молекулярно-лучевой эпитаксии», гранта РФФИ «Механизмы образования новой графеноподобной модификации нитрида кремния (g-Si<sub>3</sub>N<sub>3</sub>) на поверхности Si(111) и возможности ее применения в синтезе силицена». В ходе работы в ИФП СО РАН соискатель модернизировал установку Riber CBE/MBE-32P, преобразовав её в установку NH<sub>3</sub>-MBE, а также произвёл перенос технологии роста нитридных слоёв на введённую им в работу установку NH<sub>3</sub>-MBE Riber Compact-21. Рост всех исследуемых в рамках диссертации образцов и 99% нитридных образцов, выращенных с 2009 года в ИФП СО РАН,

осуществлялся соискателем. Основные результаты диссертации были получены при непосредственном участии автора.

### **Апробация работы:**

Результаты, полученные в рамках данной работы, были апробированы на всероссийских и международных конференциях: на 10-ой Всероссийской конференции «Нитриды галлия индия и алюминия структуры и приборы»; на 11-ой Всероссийской конференции «Нитриды галлия индия и алюминия структуры и приборы»; на 19-ом Европейском семинаре «EuroMBE19»; на 13-ой Международной научно-практической конференции по физике и технологии наногетероструктурной СВЧ-электроники «МОКЕРОВСКИЕ ЧТЕНИЯ»; на 15-ой Российской конференции по физике полупроводников; на 15-ой Международной научно-практической конференции по физике и технологии наногетероструктурной СВЧ-электроники «МОКЕРОВСКИЕ ЧТЕНИЯ».

### **Публикации:**

Материалы диссертации опубликованы в 12 печатных работах [A1 – A12], из них 6 статей в рецензируемых журналах (входящих в список журналов ВАК РФ, индексируемых в базах РИНЦ, Web of Science и Scopus), 6 тезисах докладов на российских и международных конференциях.

### **Структура и объем диссертации:**

Данная диссертация состоит из введения, 4 глав, заключения, содержащего основные результаты, списка сокращений и условных обозначений, списка цитируемой литературы и списка основных публикаций автора по теме работы. Диссертация содержит 124 страницы, 4 таблицы, 47 рисунков и список литературных источников из 119 наименований.

## **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

**Глава 1** посвящена обзору развития GaN СВЧ и силовой электроники на основе  $A_3$ -нитридов, описанию явления спонтанной поляризации в  $A_3$ -нитридах и природе формирования 2DEG в  $A_3$ -нитридных гетероструктурах, сравнению различных конструкций гетероструктур с 2DEG и технологическим задачам, требующим решения при выращивании слоёв GaN на кремниевых подложках для приборных применений.

Создание и развитие материалов посткремниевой микроэлектроники является одной из приоритетных задач сегодняшнего дня. В данный момент наблюдается продолжение бурного развития GaN – широкозонного полупроводникового материала современной микроэлектроники. Качественным преимуществом GaN перед другими широкозонными материалами, такими как карбид кремния и алмаз, является возможность создания ГЭС, что обеспечивает широкие предпосылки вариации зонной структуры, создания низкоразмерных ГЭС с новыми физическими свойствами, получение 2DEG с выдающимися электрофизическими параметрами.

Востребованность AlGaN/GaN ГЭС на кремнии продиктована высоким кристаллическим совершенством кремниевых подложек, коммерческой

доступностью подложек кремния большого диаметра (до 200 мм), высокой теплопроводностью и перспективой интеграции GaN технологии в развитую планарную кремниевую технологию с широкой номенклатурой элементной базы. Синтез эпитаксиальных  $A_3$ -нитридных ГЭС для изготовления полевых транзисторов с 2DEG на подложках кремния является возможным, поскольку поверхность Si(111) обладает необходимой гексагональной структурой. Соотношение параметров кристаллических решеток подложки Si(111) и слоя AlN, который обычно используют в качестве зародышевого слоя на Si(111), с точностью около 1 % согласуется с целочисленным отношением 4:5, то есть  $4 \times a_{Si}(3,84 \text{ \AA}) \approx 5 \times a_{AlN}(3,11 \text{ \AA})$ .

Одними из ключевых параметров, определяющих предельные характеристики СВЧ транзисторов, являются подвижность электронов 2DEG в низких электрических полях и/или максимум дрейфовой скорости электронов в высоких электрических полях. Важную роль в рассеянии играют такие механизмы, как рассеяние на шероховатостях гетерограницы, сплавное рассеяние, кулоновское рассеяние на остаточных донорах и рассеяние электронов в деформационных полях вокруг дислокаций [6]. Таким образом, получение гладкой морфологии активного слоя GaN и формирование резкой Al(Ga)N/GaN гетерограницы, в совокупности со снижением плотности дислокаций в активном слое GaN – важные шаги на пути к достижению предельных электрофизических параметров ГЭС для НЕМТ.

Существенной технологической проблемой при росте  $A_3$ -нитридных слоёв на подложках Si(111) является растрескивание эпитаксиальных пленок в процессе постростового охлаждения. Поэтому, при выборе конструкции буферного слоя при росте  $A_3$ -нитридных структур на подложках Si(111) требуется уделять особое внимание решению данной проблемы. В работе [7] проведено исследование процесса формирования слоёв GaN на буферном слое AlGaN/AlN методом  $NH_3$ -МБЕ. Установлено, что плотность трещин уменьшается с увеличением толщины слоя AlGaN и стремится к нулю при достижении толщины около 250 нм, однако, дальнейшее увеличение толщины пленки приводит к повторному появлению трещин. Авторы заключили, что оптимальными толщинами буферных слоев являются 120 нм для AlN и 250 нм для AlGaN. Исследователи из Греции и Польши в своей работе [8] использовали ступенчатое изменение состава в последовательности слоев AlGaN для предотвращения релаксации механических напряжений в слоях GaN-на-Si. Авторы работы [9] для решения проблемы растрескивания слоёв GaN-на-Si использовали структуру, состоящую из тонкого зародышевого слоя AlN (70 нм) и сверхрешетки GaN/AlGaN. Важно отметить, как полагают авторы, что, несмотря на возникновение растягивающих напряжений при охлаждении образцов, появления трещин удастся избежать, если полностью исключить образование аморфной фазы SiN на поверхности Si на начальных этапах роста и обеспечить высокую однородность зарождения AlN. В работе [10] сообщается об успешном создании свободных от трещин эпитаксиальных слоев GaN толщиной до 6,7 мкм на 4-х дюймовых подложках Si(111). Авторам работы удалось достичь данного результата благодаря введению тонких слоев AlN в процессе эпитаксиального роста GaN. Слои AlN создают напряжения



сжатия, компенсирующие растягивающие напряжения подложки и слоев GaN. Группа исследователей из CRHEA-CNRS (Франция), специализирующаяся на росте  $A_3$ -нитридов методом  $NH_3$ -МБЕ, в своей работе [11] предлагает для решения проблемы растрескивания слоёв GaN-на-Si использовать вставку в виде слоя AlN толщиной 250 нм, выращиваемую поверх 250 нм слоя GaN, находящегося на тонком зародышевом слое AlN. Исследователи из Сингапура в своей работе [4] сообщают о более эффективном снижении растягивающих напряжений в слоях GaN-на-Si при вставке в слой GaN помимо 250 нм AlN дополнительного слоя AlGaN малого состава толщиной 250 нм. Таким образом, можно заключить, что подавление образования трещин в слоях GaN, выращенных на подложках Si(111) заключается в компенсации возникающих растягивающих напряжений введением в конструкцию буфера слоёв, приводящих к сжатию слоёв GaN. Помимо этого, вероятно, на образование трещин влияет процесс нитридизации кремниевой подложки.

Цель диссертационной работы заключалась в разработке физических основ аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии свободных от трещин слоёв GaN-на-Si для транзисторов с высокой подвижностью электронов, включающую в себя технологию роста структурно совершенного активного слоя GaN с гладкой морфологией поверхности.

**Глава 2** содержит описание конструкций современных установок  $NH_3$ -МЛЭ, обзор технических проблем, возникающих при  $NH_3$ -МЛЭ и пути их решения, а также включает описание оригинального оптического метода контроля температуры на поверхности растущей плёнки и раздел, посвящённый контролю скорости роста  $A_3$ -нитридов методом оптической рефлектометрии. Помимо описания особенностей метода  $NH_3$ -МЛЭ глава содержит раздел, посвящённый описанию используемого оборудования для характеристики ГЭС, применяемыми в данной диссертации физическими методами исследования твёрдого тела.

Рост всех исследуемых образцов осуществлялся на установке  $NH_3$ -МЛЭ Comrast-21N, которая укомплектована оригинальным высокотемпературным нагревателем подложек производства фирмы Riber, Франция. Принципиальное отличие данного нагревателя от стандартного нагревателя с танталовой спиралью заключается в использовании в его конструкции спирали из пиролитического графита. Такой нагревательный элемент является абсолютно устойчивым к агрессивной атмосфере остаточного аммиака и способен обеспечивать ростовую температуру до 1500 °С.

Нагрев подложек во время роста нитридных структур производится посредством бесконтактного радиационного нагрева. В штатной конструкции установок МЛЭ манипуляторы оснащены термопарой, изготовленной на основе сплава металлов W-Re, которая является частью конструкции нагревателя и располагается с противоположной образцу стороны относительно спирали нагревателя. Таким образом, измеряемая термопарой температура значительно (до 100 °С) отличается от температуры на поверхности образца, и меняется от роста к росту в зависимости от степени запылённости держателя и типа обработки обратной стороны подложки. Помимо термопары установка  $NH_3$ -

МЛЭ, оборудована одноцветным пирометром интенсивности. Было обнаружено, что в процессе ростовых сессий происходит запыление смотрового окна, на которое смонтирован пирометр, что приводит к понижению регистрируемой одноцветным пирометром интенсивности  $I_{\text{сop}}$  температуры подложки при той же мощности нагрева. При этом истинная температура на поверхности растущей плёнки неизвестна.

Для определения истинной температуры подложки было предложено измерять спектры свечения нагретых подложек из различных материалов. Суть используемого метода контроля температуры сводится к записи спектра от нагретого образца с помощью оптического спектрометра Ocean Optics (рабочий диапазон длин волн 450-1100 нм) и дальнейшей аппроксимации полученного спектра с использованием фундаментального закона Планка. Спектры свечения подложек калибровались с помощью нормировочного спектра системы регистрации, вычисленного на основании измерения спектра лампы с известной цветовой температурой. При подгонке измеренного спектра по формуле Планка использовались логарифмированные спектры с целью минимизации статистической ошибки. Алгоритм измерения температуры на поверхности образца с помощью предложенного метода включает в себя следующие операции: запись спектра от нагретого образца; запись темнового спектра; вычитание из спектра нагретого образца темнового спектра; нормировка полученного после вычитания темнового спектра на чувствительность системы; переход в логарифмический масштаб по шкале интенсивности; вычисление температуры на поверхности образца путём подгонки к измеренному спектру рассчитанного по формуле Планка спектра абсолютно чёрного тела.

Предложенный способ контроля температуры, позволил достоверно определять температуру на поверхности образцов во время роста с точностью  $\pm 5$  °C, связанную с точностью аппроксимации спектра и с точностью калибровки цветовой температуры лампы.

**Глава 3** посвящена отработке технологии роста свободных от трещин слоёв GaN, выращиваемых на кремниевых подложках методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ, включая исследование границы раздела зародышевого AlN и кремниевой подложки при различных условиях нитридации кремния. Помимо этого, глава включает в себя результаты поисковых ростовых исследований, направленных на получение пригодной для формирования резких гетерограниц морфологии слоёв GaN, выращиваемых методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ и результаты исследований влияния температуры роста на сопротивление слоёв GaN-на-Si.

Исследование влияния условий роста на морфологию поверхности слоёв GaN выполнялось на подложках сапфира. Перед ростовыми экспериментами подложки сапфира производства компании PAMXIAMEN (КНР) диаметром 50 мм, толщиной 430 мкм с химически полированной рабочей поверхностью  $\text{RMS} \leq 0,5$  нм проходили очистку от поверхностных загрязнений путём высокотемпературного отжига в загрузочной камере при температуре 900 °C в течение одного часа. Затем подложки сапфира экспонировались в потоке аммиака (нитридизовались) 25 норм. см<sup>3</sup>/мин в течение десяти минут при температуре 840 °C. Данные условия нитридации способствуют решению

задачи согласования сапфировой подложки с последующими слоями ГЭС и в дальнейшем приводят к росту AlN металлической полярности. Подробно влияние нитридации на морфологию и структурное совершенство буферных слоёв AlN исследовано в работе [A1]. Далее при температуре 940 °С и потоке аммиака 75 норм. см<sup>3</sup>/мин со скоростью роста 0,3 мкм/ч выращивался буферный слой AlN толщиной примерно 300 нм. На заключительном этапе поверх буферного слоя AlN выращивались исследуемые слои GaN толщиной 1000 нм со скоростью роста 0,6 мкм/ч. При росте исследуемых слоёв, использовались металлы Ga и Al с чистотой 8N и 5N<sub>up</sub> соответственно.

Методом ДБЭО было установлено, что при росте GaN при температуре 800 °С и потоке аммиака 200 норм. см<sup>3</sup>/мин наблюдается двумерная мода роста GaN с характерными для неё дифракционными картинками (ДК), соответствующими отражательной дифракции. Согласно данным АСМ, в данных условиях формируется гладкая (среднеквадратическое значение шероховатости поверхности (RMS ~ 2 нм на площади 5×5 мкм<sup>2</sup>) поверхность GaN (см. рисунок 1б) со средним размером гексагональных холмов 0,7 мкм. Рост GaN в данных ростовых условиях происходит согласно модели роста кристаллов Бартон–Кабреры–Франка (BCF) [12]. BCF модель роста представляет собой частный случай режима течения ступеней, разрастание которых происходит по спиралям, закручивающимся вокруг мест выхода дислокаций. При снижении температуры роста ниже 775 °С рост GaN характеризуется трёхмерной модой роста, проявляющейся в наблюдении трансмиссионных ДК, при этом на поверхности GaN возникает значительная шероховатость (см. рисунок 1а). Такая морфология (RMS более 60 нм) связана с малой диффузионной длиной адатомов Ga на поверхности растущего слоя, в результате чего реализуется нестабильный послойный рост GaN. Увеличение температуры роста выше 825 °С, хотя и характеризуется отражательной ДК, однако данные АСМ указывают на высокую плотность растратов (ямки - следы локального разложения GaN) на поверхности выращиваемого слоя GaN (см. рисунок 1в). Подобные растраты, предположительно, обусловлены местами выхода прорастающих дислокаций на поверхность растущего слоя. Дальнейшее повышение температуры роста приводит к переходу в смешанный двумерно-трёхмерный режим роста (см. рисунок 2г), что связано с термическим разложением GaN. При снижении потока аммиака до 150 норм. см<sup>3</sup>/мин режим квазитечения ступеней, описываемый в рамках BCF модели не наблюдался (см. рисунок 2д,е,ё,ж).

Таким образом, был установлен диапазон рабочих температур (775-825 °С) при потоке аммиака 200 норм. см<sup>3</sup>/мин и потоке Ga ~ 3,0×10<sup>-7</sup> Торр, характеризующийся двумерной модой роста GaN слоёв и гладкой морфологией поверхности, позволяющей в дальнейшем формировать ГЭС с резкими гетерограницами [A2]. Важно отметить, что данные ростовые условия определяют характер морфологии выращиваемых слоёв GaN вне зависимости от типа исходной подложки [A3]. В ходе проведённых исследований была продемонстрирована возможность формирования методом NH<sub>3</sub>-МВЕ слоев GaN с гладкой морфологией поверхности.

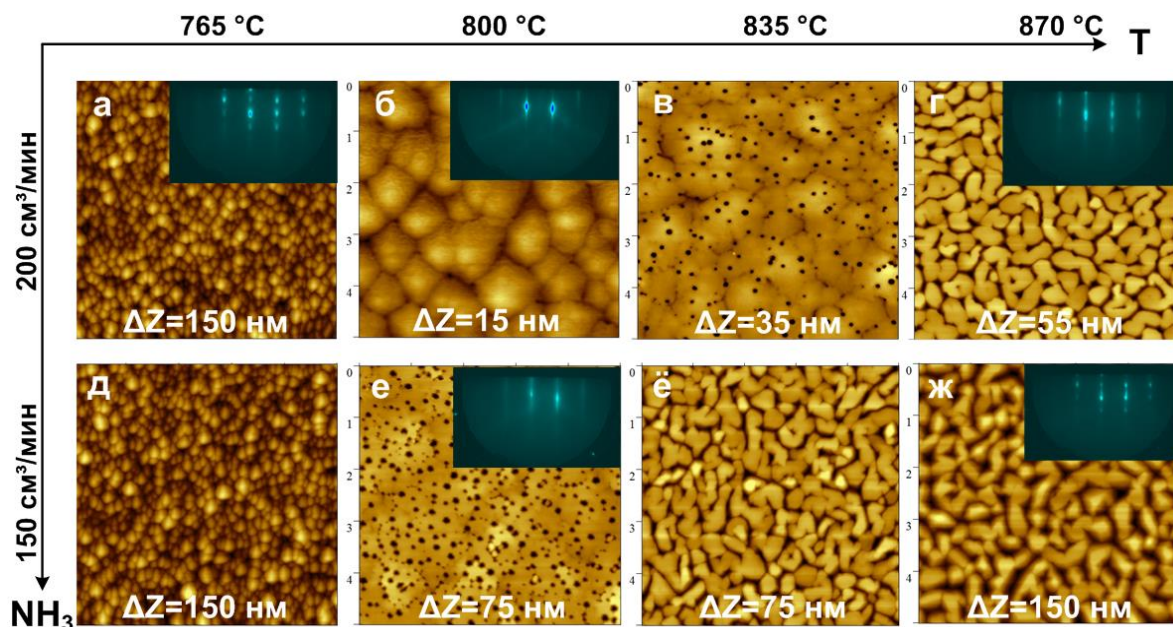


Рисунок 1 – Изображение поверхностей слоёв GaN, полученных с помощью атомно-силового микроскопа размером  $5 \times 5 \text{ мкм}^2$ , на вставках приведены ДК, полученные от соответствующих поверхностей слоёв GaN

В рамках отработки технологии роста свободных от трещин слоёв GaN были исследованы две экспериментальные серии образцов GaN-on-Si с одинаковыми конструкциями буферных слоёв, но отличающиеся условиями нитридации Si. Нитридация кремниевой подложки является повсеместно используемым процессом перед ростом  $A_3$ -нитридных ГЭС и обеспечивает наилучшие структурные свойства, выращиваемых слоёв [13]. Процесс нитридации поверхности Si(111) был тщательно исследован ранее в работах [14,15].

Исследование кинетики процесса нитридации поверхности кремния методом ДБЭО, заключается в записи интенсивности рефлекса  $11/8$  реконструкции  $(8 \times 8)$ , характерной для упорядоченной двумерной кристаллической фазы нитрида кремния, образующейся в ходе нитридации кремния с помощью системы записи и анализа дифракционных картин (ДК) kSA 400. В процессе нитридации поверхности кремния интенсивность рефлексов реконструкции  $(8 \times 8)$  на ДК увеличивается, при этом для температур нитридации выше  $800 \text{ °C}$  со временем наблюдается уменьшение интенсивности всех рефлексов на ДК из-за образования аморфной фазы нитрида кремния на поверхности [14].

На рисунке 3 приведены кинетические кривые процесса нитридации записанные при температурах  $700 \text{ °C}$  и  $900 \text{ °C}$  в потоке аммиака  $1 \text{ норм. см}^3/\text{мин}$ . Точка ноль по оси абсцисс, соответствует моменту подачи аммиака в ростовую камеру. Далее в работе были использованы два типа нитридации, отмеченные точками на рисунке 5: нитридация  $900 \text{ °C}$  в потоке аммиака  $1 \text{ норм. см}^3/\text{мин}$  в течении  $50 \text{ с}$  и нитридация при температуре  $700 \text{ °C}$  в потоке аммиака  $1 \text{ норм. см}^3/\text{мин}$  в течении  $100 \text{ с}$ .

Выбор длительности нитридации основан на степени завершенности процесса нитридации, определяемого по кинетическим кривым процессов нитридации при разных температурах. Примеры дифракционных картин

формирующихся реконструкций и СТМ изображений поверхности при температурах 700 °С и 900 °С приведены на вставках в рисунок 2.

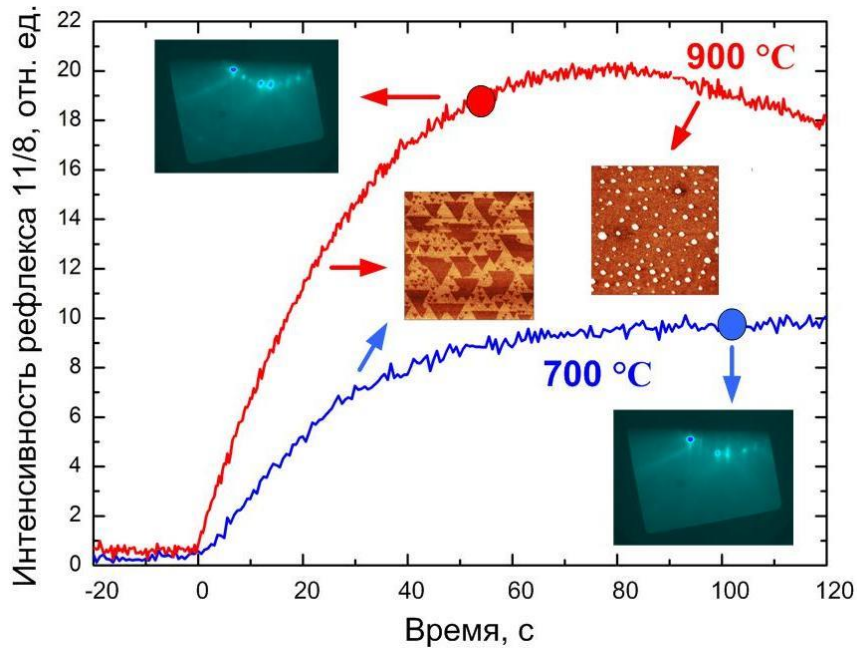


Рисунок 2 – Кинетические кривые процесса нитридации поверхности Si(111) при температурах подложки 700 °С и 900 °С, на вставках в рисунок дифракционные картины реконструкции (8×8) и СТМ изображения кристаллической (8×8) и аморфной фаз SiN

При температуре 700 °С интенсивность рефлексов реконструкции (8×8) выходит на полку, что связано с ограниченным количеством свободных адатомов, кремния присутствующих на поверхности при данной температуре и выступающих в роли строительного компонента для формирования упорядоченной структуры SiN [15]. Для температуры 900 °С кинетические кривые процесса нитридации кремния имеют максимум, появление максимума связано с формированием на поверхности Si не только кристаллической фазы SiN, но и аморфной фазы SiN.

Перед проведением процесса нитридации кремниевых подложек, производился их высокотемпературный отжиг до 1200 °С, позволяющий при охлаждении получить на поверхности Si(111) реконструкцию (7×7). Влияние и важность процесса подготовки кремниевой подложки путём высокотемпературного отжига с целью получения реконструкции (7×7) подробно описана в работе [16].

После процесса нитридации на подложках Si выращивался зародышевый слой AlN толщиной 50 nm. Каждая из исследуемых серий состояла из трёх образцов с одинаковыми конструкциями буферных слоёв. Первая конструкция буферного слоя состояла из чередующихся слоёв GaN/AlN, толщиной 250 nm каждый (далее по тексту обозначена как «AlN-250»). Вторая конструкция представляла собой сверхрешётку, включающую в себя 50 периодов GaN/AlN, суммарной толщиной 500 nm («CP»). Третья конструкция буферного слоя включала в себя слои AlN, Al<sub>0,7</sub>GaN, Al<sub>0,3</sub>GaN толщиной 166 nm каждый (далее по тексту обозначена как «AlGaN»).

Изображения поверхности выращенных слоёв GaN-на-Si полученные с помощью оптического микроскопа Olympus BX53 с использованием тёмнопольного режима съёмки, приведены на рисунке 3. Из рисунка 3 видно, что при использовании температуры нитридации 900 °С в независимости от конструкции буферного слоя на поверхности слоёв GaN присутствуют трещины, однако следует отметить, что для буферов «AlN-250» и «AlGaN» плотность трещин значительно ниже, чем для буфера «CP». Процесс нитридации Si при температуре 700 °С приводит к снижению плотности трещин на поверхности слоёв GaN для буфера «CP», а для буферов «AlN-250» и «AlGaN» позволяет получить свободные от трещин слои GaN.

Для объяснения, установленного в диссертационной работе, эффекта влияния условий нитридации подложки Si(111) на образование трещин в слоях GaN-на-Si дальнейшие исследования были направлены на изучение влияния условий нитридации Si на механические напряжения в зародышевых слоях AlN-на-Si. С помощью техники ПЭМ высокого разрешения с применением FFT анализа ПЭМ изображений показано, что наличие включений аморфной фазы Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> в границе интерфейса AlN/Si увеличивается с ростом температуры нитридации. Снижение температуры нитридации приводит к уменьшению количества аморфной фазы Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> на интерфейсе AlN/Si, что сопровождается снижением растягивающих напряжений в слое AlN.

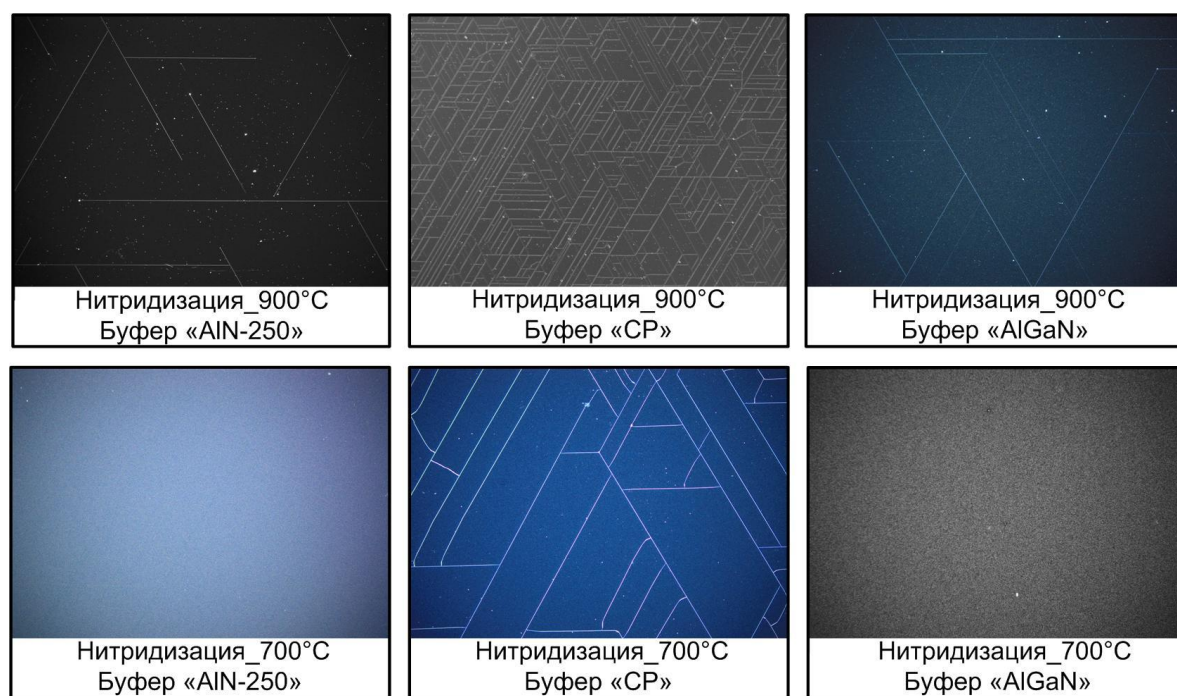


Рисунок 3 – Тёмнопольные изображения поверхности слоёв GaN-на-Si размером 3,5×2,5 мм выращенных при разных условиях нитридации и с использованием различных конструкций буфера

Оценка параметров латеральной решетки зародышевых слоев AlN, выращенных на поверхности Si при различных температурах нитридации и содержащих различные интерфейсы AlN/amorph-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si, AlN/SiN(8×8)/Si и AlN/Si, коррелирует с оценками значений напряжений в слоях AlN, полученными методом комбинационного рассеяния света (КРС). Данные

результаты наглядно демонстрируют (см. рисунок 4), что одной из причин возникновения трещин в слоях III-нитридов, выращенных на кремниевых подложках, является образование на границе раздела AlN/Si большого количества аморфной фазы Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, которая приводит к росту растянутых слоев AlN, что характерно для нитридации кремния при температурах выше 700 °С [A5].

Проведённые исследования подтверждают влияние условий процесса нитридации на процесс образования трещин в слоях GaN-на-Si. Экспериментально установлено, что высокая температура нитридации, не позволяет выращивать свободные от трещин слои GaN-на-Si методом NH<sub>3</sub>-МВЕ. Использование низкотемпературной нитридации кремния в комплексе с применением конструкций буферных слоёв с промежуточными дополнительными слоями AlN или с переходными слоями AlGaN, позволяет выращивать свободные от трещин слои GaN-на-Si [A4]. Достигнутая плотность тока утечек 1 мА/мм при напряженности поля 25 кВ/см, полученная для слоёв GaN-на-Si, выращенных при температуре 800 °С, указывает на возможность надежной работы транзистора при стандартном, для СВЧ-применений, напряжении 28 В [A3].

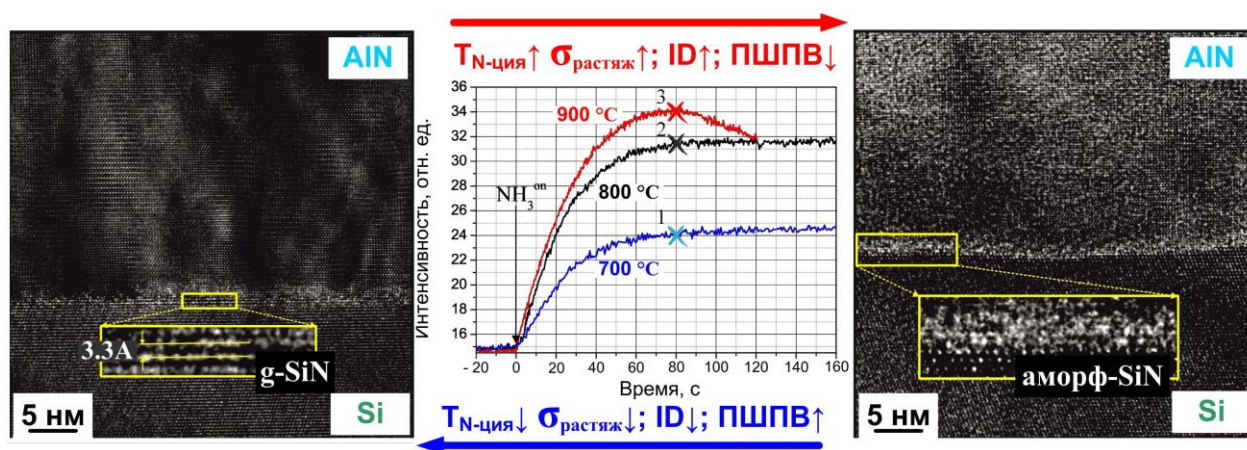


Рисунок 4 – Результаты ПЭМ исследований влияния условий нитридации на гетерограницу AlN/Si

**Глава 4** содержит описание результатов сравнения структурных свойств слоёв GaN и электрофизических параметров 2DEG в AlGaN/GaN гетероструктурах, выращенных методом NH<sub>3</sub>-МВЕ на подложках сапфира и кремния с использованием одинаковых конструкций буферного слоя.

Для того чтобы исключить влияние конструкции буферного слоя на плотность дислокаций в активном слое GaN и выявить влияние самих подложек на плотность дислокаций в слоях GaN, ГЭС с 2DEG выращивались на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001) и Si(111) с использованием одинаковой конструкции буферного слоя, препятствующей растрескиванию нитридных слоёв при росте на подложках Si(111). Морфология слоёв GaN, выращенных на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001) и Si(111) контролировалось *ex situ* с помощью метода АСМ. Изображения поверхности слоёв GaN представлены на рисунке 5а,в. Одинаковый характер морфологии слоёв GaN, выращенных на сапфировой и кремниевой подложках, даёт основание полагать, что рассеяние носителей заряда на шероховатостях гетерограниц будет давать одинаковый вклад в

суммарное рассеяние носителей заряда в формируемых ГЭС. Кристаллическое качество слоев GaN оценивалось методом ДРЛ из измерений ПШПВ рентгеновских рефлексов. Плотности дислокаций рассчитывались по формуле для хаотически распределенных дислокаций. Для определения остаточных упругих напряжений в эпитаксиальных слоях GaN использовался метод ФЛ (см. рисунок 5б). Положение максимума полосы фотолуминесценции экситонного перехода составляет 3,40 эВ для GaN/Si(111) и 3,43 эВ для GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001). Из этих данных были получены следующие значения компоненты тензора деформации  $\varepsilon_{zz}$ :  $\varepsilon_{zz} = -0,096\%$  для GaN/Si(111) (биаксиальное растяжение);  $\varepsilon_{zz} = 0,095\%$  для GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001) (биаксиальное сжатие).

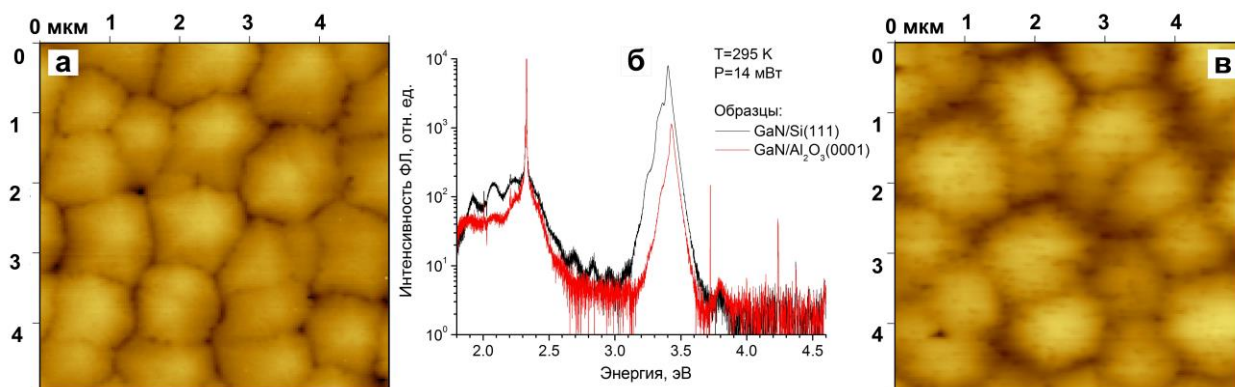


Рисунок 5 – АСМ-изображения поверхности слоёв GaN (Z-контраст = 30 нм), выращенных при температуре роста 800 °С и потоке аммиака 200 норм. см<sup>3</sup>/мин на: а – подложке Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001), в – подложке Si(111), б – спектры ФЛ слоев GaN на подложках Si(111) и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001)

Полученные в ходе исследования выращенных на подложках сапфира и кремния слоёв GaN методами АСМ, и ФЛ результаты, наглядно демонстрируют отсутствие влияния остаточных механических напряжений на морфологию слоёв GaN, которая определяется исключительно ростовыми условиями [А6].

Для измерения электрофизических параметров 2DEG на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001) и Si(111) были выращены тестовые AlGaN/GaN ГЭС. Толщина активного слоя GaN составляла около 1,3 мкм. Рост активного слоя GaN осуществлялся при температуре 800 °С и потоке аммиака 200 норм. см<sup>3</sup>/мин на буферной конструкции с чередующимися слоями AlN и GaN. В этих же ростовых условиях выращивался модификатор потенциального рельефа квантовой ямы – слой AlN толщиной 1 нм, барьерный слой Al<sub>0,28</sub>Ga<sub>0,72</sub>N толщиной 20 нм и защищающий от окисления «сар»-слой GaN толщиной 1,5 нм. Значения концентрации и подвижности электронов в 2DEG измерялись с помощью эффекта Холла.

Гетероструктуры с одинаковой конструкцией буферных слоёв, выращенные на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001) и Si(111), в совокупности с ростом активного слоя GaN в одинаковых ростовых условиях, приводящих к идентичной морфологией поверхности, позволили провести сравнение влияния исключительно подложечного материала на кристаллическое совершенство слоёв GaN и подвижность носителей заряда 2DEG. По данным ДРЛ установлено, что плотность дислокаций в свободных от трещин слоях GaN,



выращенных на кремниевой подложке, в 5 раз выше, чем в слоях GaN, выращенных на сапфировой подложке ( $\sim 10^9 \text{ см}^{-2}$  для подложки Si(111) и  $\sim 10^8 \text{ см}^{-2}$  для подложки  $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ ). Полученные значения подвижности электронов в 2DEG, в выращенной по той же технологии ГЭС на сапфировой подложке ( $\sim 1600 \text{ см}^2/\text{В}\times\text{с}$ ) выше на 30%, чем на кремниевой ( $\sim 1200 \text{ см}^2/\text{В}\times\text{с}$ ) при концентрации двумерных электронов  $1,0-1,1 \times 10^{13} \text{ см}^{-2}$ .

**В заключении** диссертации приводятся основные результаты работы.

## **ЗАКЛЮЧЕНИЕ**

1. Разработан оригинальный оптический метод контроля температуры на поверхности растущей плёнки, основанный на измерении спектров свечения нагретой подложки.

2. Продемонстрировано, что высокотемпературная нитридизация кремния приводит к увеличению остаточных растягивающих напряжений в зародышевых слоях AlN, из-за формирования на границе раздела AlN/Si аморфной фазы SiN.

3. Создана технология роста свободных от трещин слоёв GaN на кремниевых подложках (111) методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ для приборных применений.

4. Определены три основные моды роста слоёв GaN, выращиваемых методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ, соответствующие определённым ростовым условиям: нестабильный послойный рост, режим квазитечения ступеней, закручивающихся вокруг мест выхода прорастающих дислокаций и режим, характеризующийся локальным разложением GaN в местах выхода дислокаций на поверхность.

5. Установлено, что рост слоёв GaN при температуре роста ниже  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ может приводить к формированию в слое GaN инверсионных доменов, образование которых приводит к уменьшению сопротивления слоёв GaN.

6. Установлено, что остаточные механические напряжения не влияют на морфологию, выращиваемых слоёв GaN, которая определяется ростовыми условиями.

7. Проведено сравнение параметров 2DEG в гетероструктурах AlGaIn/GaN, выращенных с использованием одинаковых ростовых условий и с применением идентичных конструкций буферных слоёв на подложках кремния и сапфира. Продемонстрировано, что одинаковые ростовые условия приводят к формированию слоёв GaN со схожей морфологией поверхности, в результате чего установлено влияние подложечного материала на плотность прорастающих дислокаций и, как следствие, на параметры 2DEG.

### **Публикации по теме диссертации**

*Публикации в рецензируемых научных изданиях (перечень ВАК РФ):*

A1. **Т.В. Малин**, Д.С. Милахин, В.Г. Мансуров, Ю.Г. Галицын, А.С. Кожухов, В.В. Ратников, А.Н. Смирнов, В.Ю. Давыдов, К.С. Журавлёв «Влияние степени нитридации сапфира и обогащения алюминием зародышевого слоя на структурные свойства слоев AlN», Физика и техника полупроводников, том 52, вып. 6, (2018). DOI: 10.21883/FTP.2018.06.45930.8600.

A2. **Т.В. Малин**, Д.С. Милахин, В.Г. Мансуров, А.С. Кожухов, Д.Ю. Протасов, И.Д. Лошкарёв, К.С. Журавлёв «Рост Al(Ga)N/GaN гетероэпитаксиальных транзисторных структур: от GaN буфера до SiN пассивации поверхности», Автометрия, том 56, вып. 5, 44-51, (2020). DOI: 10.15372/AUT20200500.

*Публикация научных изданий индексируемых базами Scopus/Web of Science:*

A3. **Timur Malin**, Igor Osinnykh, Vladimir Mansurov, Dmitriy Protasov, Sergey Ponomarev, Denis Milakhin, Konstantin Zhuravlev «Effect of growth temperature of NH<sub>3</sub>-MBE grown GaN-on-Si layers on donor concentration and leakage currents», Journal of Crystal Growth, 626, 127459 (2024). DOI: 10.1016/j.jcrysgr.2023.127459.

A4. **Timur Malin**, Yan Maidebura, Vladimir Mansurov, Tatyana Gavrilova, Anton Gutakovskiy, Vladimir Vdovin, Sergey Ponomarev, Ivan Loshkarev, Igor Osinnykh, Vladimir Volodin, Denis Milakhin, Konstantin Zhuravlev «Influence of substrate nitridation conditions and buffer layer structures on the growth of crack-free GaN layers on silicon substrate grown by ammonia assisted MBE», Thin Solid Films, 791, 140246 (2024). DOI: 10.1016/j.tsf.2024.140246.

A5. Denis Milakhin, **Timur Malin**, Vladimir Mansurov, Yan Maidebura, Dmitriy Bashkatov, Ilya Milekhin, Sergey Goryainov, Vladimir Volodin, Ivan Loshkarev, Vladimir Vdovin, Anton Gutakovskii, Sergei Ponomarev, Konstantin Zhuravlev «Tackling residual tensile stress in AlN-on-Si nucleation layers via the controlled Si(111) surface nitridation», Surfaces and Interfaces, 51, 104817 (2024). DOI: 10.1016/j.surfin.2024.104817.

A6. **Timur Malin**, Denis Milakhin, Vladimir Mansurov, Vladimir Vdovin, Anton Kozhukhov, Ivan Loshkarev, Ivan Aleksandrov, Dmitry Protasov, Konstantin Zhuravlev «Electrophysical parameter comparison of 2DEG in AlGaIn/GaN heterostructures grown by the NH<sub>3</sub>-МЛЭ technique on sapphire and silicon substrates», Journal of Crystal Growth, 588, 126669 (2022). DOI: 10.1016/j.jcrysgr.2022.126669.

*Тезисы докладов:*

A7. **Т.В. Малин**, Д.С. Милахин, В.Г. Мансуров, Ю.Г. Галицин, А.С. Кожухов, В.В. Ратников, А.Н. Смирнов, В.Ю. Давыдов, К.С. Журавлёв «Влияние нитридации сапфира и зарождения слоёв AlN на морфологию и структурное совершенство пленок AlN, выращенных методом аммиачной МВЕ» Тезисы докладов 10-й Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы», 23-25 марта 2015, Зеленогорск, Санкт-Петербург, с. 107.

A8. Р.В. Рыжук, **Т.В. Малин**, В.Г. Мансуров, Д.С. Милахин, К.С. Журавлёв, Н.И. Каргин «Температурный диапазон двумерного роста GaN при аммиачной МВЕ» Тезисы докладов 11-й Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы», 1-3 февраля 2017, Москва, с. 40-41.

A9. **T. Malin**, D. Milakhin, V. Mansurov, K. Zhuravlev, A. Kozhukhov, I. Loshkarev «Comparing of the effect on GaN epitaxial layers quality grown by ammonia molecular beam epitaxy: growth conditions versus AlN buffer layer crystal quality» Abstract book 19<sup>th</sup> European Workshop on Molecular Beam Epitaxy, 19-22 March 2017, Korobitsyno, St. Peterburg, p. 102.

A10. **Т.В. Малин**, Д.С. Милахин, В.Г. Мансуров, В.И. Вдовин, А.С. Кожухов, И.Д. Лошкарёв, И.А. Александров, Д.Ю. Протасов, К.С. Журавлев «Сравнение электрофизических параметров 2DEG в гетероструктурах AlGaN/GaN, выращенных методом NH<sub>3</sub>-МБЕ на сапфировых и кремниевых подложках» Сборник трудов 13-ой Международной научно-практической конференции по физике и технологии наногетероструктурной СВЧ-электроники «Мокеровские чтения», 25-26 мая 2022, Москва, с. 14-15.

A11. **Т.В. Малин**, Д.С. Милахин, В.Г. Мансуров, В.И. Вдовин, А.С. Кожухов, И.Д. Лошкарёв, И.А. Александров, Д.Ю. Протасов, К.С. Журавлев «Гетероструктуры AlGaN/GaN, выращенные методом аммиачной МЛЭ на отечественных и зарубежных подложках Si(111)» Тезисы докладов 15-ой Российской конференции по физике полупроводников, 3-7 октября 2022, Нижний Новгород, с. 108.

A12. **Т.В. Малин**, Я.Е. Майдэбура, В.Г. Мансуров, Т.А. Гаврилова, А.К. Гутаковский, В.И. Вдовин, С.А. Понамарёв, И.Д. Лошкарёв, И.В. Осиных, В.А. Володин, Д.С. Милахин, К.С. Журавлев «Рост свободных от трещин слоёв GaN-on-Si выращиваемых методом NH<sub>3</sub>-МБЕ» Сборник трудов 15-ой Международной научно-практической конференции по физике и технологии наногетероструктурной СВЧ-электроники «Мокеровские чтения», 22-23 мая 2024, Москва, с. 111-112.

#### **Список используемых литературных источников**

[1] Y. Zhong, J. Zhang, S. Wu, L. Jia, X. Yang, Y. Liu, Y. Zhang, Q. Sun «A review on the GaN-on-Si power electronic devices», *Fundamental Research* 2, 462–475 (2022). DOI: 10.1016/j.fmre.2021.11.028.

[2] K.J. Chen, O. Haberlen, S. Member, A. Lidow, C. Tsai, T. Ueda, Y. Uemoto, Y. Wu «GaN-on-Si Power Technology Devices and Applications», *IEEE Transactions on Electron Devices*, 64(3), 779-795 (2017). DOI: 10.1109/TED.2017.2657579.

[3] S.A. Kukushkin, A.M. Mizerov, A.V. Osipov, A.V. Redkov, S.N. Timoshnev «Plasma assisted molecular beam epitaxy of thin GaN films on Si(111) and SiC/Si(111) substrates: Effect of SiC and polarity issues», *Thin Solid Films* 646, 158–162 (2018). DOI: 10.1016/j.tsf.2017.11.037.

[4] R. Lingparthi, N. Dharmarasu, K. Radhakrishnan, M. Agrawal « In-situ stress evolution and its correlation with structural characteristics of GaN buffer grown on Si substrate using AlGaIn/AlN/GaN stress mitigation layers for high electron mobility transistor applications», *Thin Solid Films* 708, 138128 (2020). DOI: 10.1016/j.tsf.2020.138128.

[5] N. Watanabe «GaN-on-Si technology for high-power transistors», *NTT Technical Review* 12 (4) (2014) pp. 1-6. <https://www.ntt-review.jp/archive/index.html>

[6] D.Yu. Protasov, T.V. Malin, A.V. Tikhonov, A.F. Tsatsulnikov, K.S. Zhuravlev «Electron scattering in AlGaIn/GaN heterostructures with a two-dimensional electron gas», *Semiconductors*, 47(1), 33-44 (2013). DOI: 10.1134/S1063782613010181.

[7] N.H. Zhang, X.L. Wang, Y.P. Zeng, H.L. Xiao, J.X. Wang, H.X. Liu, J.M. Li «Growth and properties of GaN on Si (111) substrates with AlGaIn/AlN buffer

layer by  $\text{NH}_3$ -GSMBE», *Journal Physics D: Applied Physics*, 38(12), 1888–1891 (2005). DOI: 10.1088/0022-3727/38/12/006.

[8] A. Gkanatsiou, Ch.B. Lioutas, N. Frangis, E.K. Polychroniadis, P. Prystawko, M. Leszczynski «Electron microscopy characterization of AlGaN/GaN heterostructures grown on Si(111) substrates», *Superlattices and Microstructures* 103 (2016). DOI: 10.1016/j.spmi.2016.10.024.

[9] S.A. Nikishin, N.N. Faleev, V.G. Antipov, S. Francoeur, L. Grave de Peralta, G. Seryogin, H. Temkin, T.I. Prokofyeva, M. Holtz, S.N.G. Chu «High quality GaN grown on Si(111) by gas source molecular beam epitaxy with ammonia» *Applied Physics Letters*, 75(14), 2073–2075 (1999). DOI: 10.1063/1.124920.

[10] H.P.D. Schenk, E. Frayssinet, A. Bavard, D. Rondi, Y. Cordier, M. Kennard «Growth of thick, continuous GaN layers on 4-in. Si substrates by metalorganic chemical vapor deposition» *Journal of Crystal Growth*, 314(1), 85–91 (2011). DOI: 10.1016/j.jcrysgr.2010.10.170.

[11] F. Semond, Y. Cordier, N. Grandjean, F. Natali, B. Damilano, S. Ve-zian and J. Massies «Molecular Beam Epitaxy of Group-III Nitrides on Silicon Substrates: Growth, Properties and Device Applications» *Physica Status Solidi (a)* 188, No. 2, 501–510 (2001). DOI: 10.1002/1521-396X(200112)188:23.0.CO;2-6.

[12] W.K. Burton, N. Cabrera, F.C. Frank «The Growth of Crystals and the Equilibrium Structure of their Surfaces» *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 243(866), 299–358 (1951). DOI: 10.1098/rsta.1951.0006.

[13] A.Le Louarn, S. Ve-zian, F.Semond, J. Massies «AlN buffer layer growth for GaN epitaxy on (111) Si: Al or N first?», *Journal of Crystal Growth*, 311, 3278–3284 (2009). DOI: 10.1016/j.jcrysgr.2009.04.001.

[14] Vladimir G. Mansurov, Timur V. Malin, Yuriy G. Galitsyn, Alexander A. Shklyayev, Konstantin S. Zhuravlev «Kinetics and thermodynamics of Si(111) surface nitridation in ammonia» *Journal of Crystal Growth*, 441, 12–17, (2016). DOI: 10.1016/j.jcrysgr.2016.02.007.

[15] В.Г. Мансуров, Т.В. Малин, Д.Д. Башкатов, Д.С. Милахин, К.С. Журавлев «Химическая кинетика процесса нитридации поверхности Si(111) при температурах ниже структурного фазового перехода  $(7\times 7)\rightarrow(1\times 1)$ », *Физика и техника полупроводников*, 58 (7), 349–357 (2024). DOI: 10.61011/FTP.2024.07.59177.6328H.

[16] Sebastian Tamariz, Denis Martin, Nicolas Grandjean «AlN grown on Si(111) by ammonia-molecular beam epitaxy in the 900–1200 °C temperature range», *Journal of Crystal Growth*, 476, 58–63 (2017). DOI: 10.1016/j.jcrysgr.2017.08.006.

Отпечатано в типографии

Новосибирского государственного технического университета  
630073, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20, Тел./факс (383) 346-08-57.

Формат 60x84 1/16. Объем 1.25 п.л. Тираж 100 экз.

Заказ № 131. Подписано в печать 17.02.2025 г.