

На правах рукописи



РАДАМ АЛИ ОБАЙД РАДАМ

**СУБСТРУКТУРА И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ НАНОКОЛОНЧАТЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР  
GaN/AlGaN/GaN, СФОРМИРОВАННЫХ НА ГИБРИДНЫХ  
ПОДЛОЖКАХ SiC/porSi**

1.3.11. Физика полупроводников

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени

кандидата физико-математических наук

Воронеж - 2025

Работа выполнена в федеральном государственном образовательном учреждении высшего образования «Воронежский государственный университет»

**Научный руководитель** Доктор физико-математических наук, доцент  
**Середин Павел Владимирович**

**Официальные  
оппоненты:**

**Кудрин Алексей Владимирович**, доктор физико-математических наук, доцент, федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского», кафедра физики полупроводников, электроники и наноэлектроники, профессор

**Вайнштейн Илья Александрович**, доктор физико-математических наук, профессор РАН, федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», научно-образовательный центр «Наноматериалы и нанотехнологии», главный научный сотрудник

**Ведущая организация:** Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, г. Санкт-Петербург.

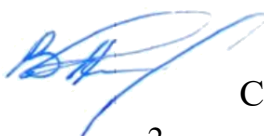
Защита состоится **2 октября 2025** г. в **15-10** на заседании диссертационного совета 24.2.288.05 при ФГБОУ ВО «Воронежский государственный университет» по адресу: 394018, г. Воронеж, Университетская площадь 1, физический факультет, ауд. **428**.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Воронежского государственного университета и на сайте:

<http://www.science.vsu.ru/disserinfo&cand=3538>

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

Ученый секретарь  
диссертационного совета  
24.2.288.05



Степкин Владислав Андреевич

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность работы:

Активное развитие подходов эпитаксиального роста  $A_{III}N$  напряженных гетероструктур, позволяет проектировать и изготавливать оптоэлектронные устройства, охватывающие очень большой спектр применения [1]. Однако все время возрастающие требования к характеристикам конструируемых оптоэлектронных приборов, снижения их энергопотребления, а значит, повышения эффективности требуют интегрирования оптических функциональных элементов  $A_{III}N$  с кремниевой подложкой [2] [A1]. Вместе с тем, значительная разница между постоянными кристаллической решетки и коэффициентами теплового расширения у соединений  $A_{III}N$  и кремния, затрудняют рост приборных гетероструктур высокого кристаллического качества. Ключевой проблемой роста гибридных интегрированных гетероструктур является нерешенная до конца задача контроля остаточных напряжений в эпитаксиальном слое, в том числе типа и распределения образующихся дефектов, которые могут оказывать негативное воздействие на электронные и оптические свойства гетероструктур  $A_{III}N/Si$ , а также снижать долговечность приборных решений.

Для решения описанной проблемы в последние годы используют буферные слои нитридов, многопериодные сверхрешетки, слои с чередующейся 2D и 3D морфологией, слои с градиентом состава и пр. При этом буферный слой представляет собой сложную, многослойную гетероструктуру с толщиной, достигающей десятков микрон. В последнее время высокий интерес проявляется к использованию для эпитаксии гетероструктур  $A_{III}N$  гибридных подложек типа  $SiC/Si$  [3]. Как уже неоднократно было продемонстрировано одним из перспективных подходов роста гибридных структур  $A_{III}N/Si$  является использование слоев нанопористого кремния (porSi), либо нанопрофилированной поверхности кремниевой подложки (protoSi) [4–6]. Многообещающий подход к использованию для эпитаксии гетероструктур  $A_{III}N$  более решеточно-согласованных подложек  $SiC/porSi$  до сих пор не получил широкого технологического распространения, в т.ч. из-за отсутствия воспроизводимой технологии получения бездефектных слоев карбида кремния на предварительно сформированном предслое пористого кремния. В литературе отсутствуют сообщения об эпитаксиальном синтезе ультратонких  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  наногетероструктур непосредственно на подложках, включающих в себя слои  $SiC$  и  $porSi$  без использования толстых буферных слоев  $A_{III}N$ .

Поэтому **целью диссертационной работы** являлось комплексное исследование особенностей формирования, микроструктуры и оптических свойств эпитаксиальных наноклончатых гетероструктур  $GaN/AlGaN/GaN$ , выращенных на гибридных кремниевых подложках  $SiC/por-Si/Si(111)$ .

**Задачи**, которые решались для выполнения поставленной цели:

1) Определение кристаллического состояния эпитаксиальных слоев  $GaN$  и  $AlGaN$  в составе тонкопленочной наноклончатой гетероструктуры,

выращенной на разнородных кремниевых подложках, в том числе гибридной, имеющей в своем составе нанослой 3C-SiC, сформированный методом атомного замещения на подслое пористого кремния porSi.

2) Установление направлений преимущественной ориентации роста кристаллических блоков/нанокколонок в эпитаксиальных гетероструктурах и определение дисперсии их разориентации в зависимости от типа использованной для их роста подложки;

3) Определение типа и величины плоскостной  $\epsilon_{xx}$  и внеплоскостной  $\epsilon_{zz}$  деформаций в эпислоях GaN и AlGaN, сформированных на различных разнородных подложках, а также уровень остаточных напряжений в слоях.

4) Исследование оптических свойств нанокolonчатых структур GaN/AlGaN/GaN, выращенных на различных подложках.

5) Определение ширины запрещенных зон в эпитаксиальных нанослоях GaN и AlGaN с учетом остаточных упругих напряжений и их релаксации.

**Объекты и методы исследований.** Объектами исследования являлись гетероструктуры с нанослоями GaN и AlGaN. Рост гетероструктур осуществлялся методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на многоподложечной установке VeecoGen 200 [A1]. Формирование структур проводили на трех типах подложек: исходная подложка кристаллического кремния – cSi; подложка кремния, на поверхности которой с помощью метода Кукушкина [7] был сформирован слой карбида кремния – SiC/cSi; подложка кремния с пористым подслоем и слоем карбида кремния, полученного методом Кукушкина – SiC/porSi [A2].

**Научная новизна работы.** Большинство экспериментальных данных, представленных в диссертации, были получены впервые. Наиболее важные результаты состоят в следующем:

1) Определено, что сформированная на гибридной подложке SiC/porSi нанокolonчатая гетероструктура GaN/AlGaN/GaN имеет преимущественную ориентацию роста в направлении [111] и имеет относительно направления роста наименьшую дисперсию разориентации кристаллитов в эпитаксиальной пленке, рассчитанную из рентгеновских кривых качания.

2) Установлено, что эпитаксиальные слои GaN и AlGaN в составе тонкопленочной нанокolonчатой гетероструктуры кристаллизуются в гексагональную структуру с решеткой вюрцита, в то время как сформированный на кремниевой подложке методом атомного замещения нанослой SiC имеет симметрию кубического политапа 3C-SiC.

3) На основании расчета величин плоскостной  $\epsilon_{xx}$  и вне-плоскостной  $\epsilon_{zz}$  деформаций из результатов рентгеновской дифрактометрии, показано, что биаксиальные деформации в слоях GaN и AlGaN в плоскости роста являются растягивающими, в то время как в направлении роста являются сжимающими.

4) Определено, что нанокolonчатые слои GaN и AlGaN, выращенные на податливой гибридной подложке SiC/porSi, имеют наименьший уровень остаточных двuosных напряжений, который в два раза ниже, чем в гетероструктуре, выращенной на кремниевой подложке cSi.

5) Установлено, что интенсивность фотолюминесценции от наногетероструктуры, выращенной на податливой гибридной подложке SiC/porSi, более чем в 3 раза выше, чем от структуры, выращенной на подложке cSi, и почти в 2 раза чем ФЛ структуры на подложке SiC/cSi.

***Научные положения, выносимые на защиту.***

1) Гибридная подложка SiC/porSi, с нанослоем SiC, сформированным методом атомного замещения на подслое пористого кремния porSi, задает ориентированный рост плотноупакованных нанокколонок/блоков GaN/AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>, вдоль направления [111] и обеспечивает наименьшую дисперсию разориентации кристаллитов в эпитаксиальной пленке.

2) Формирование нанокolonчатных гетероструктур на гибридной подложке SiC/porSi с кубическим политипом карбида кремния 3C-SiC приводит к возникновению биаксиальной и гидростатической деформации в слоях Ga<sub>N</sub> и AlGa<sub>N</sub>.

3) Снижение уровня остаточных упругих напряжений и возрастание интенсивности фотолюминесценции от нанокolonчатой гетероструктуры Ga<sub>N</sub>/AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>, выращенной на гибридной подложке SiC/porSi, происходит за счет снижения плотности дислокаций в эпитаксиальных слоях Ga<sub>N</sub> и AlGa<sub>N</sub>.

***Достоверность полученных результатов определяется*** комплексным использованием современных методов исследования атомного строения, микроструктуры, морфологии и оптических свойств методами прецизионной рентгеновской дифрактометрии, растровой электронной микроскопии, УФ и ФЛ и Рамановской спектроскопии, дающих полную информацию о сформированных наногетероструктурах; воспроизводимостью результатов измерений; сравнительным анализом экспериментальных результатов с использованием международных баз данных; использованием современного программного обеспечения обеспечивающего необходимую точность вычислений.

***Апробация результатов.*** Основные результаты диссертационной работы докладывались на следующих конференциях: Школа-конференция с международным участием по оптоэлектронике, фотонике и наноструктурам «Saint Petersburg OPEN – 2021» (Санкт-Петербург, 2021 г.); Школа-конференция с международным участием по оптоэлектронике, фотонике и наноструктурам «Saint Petersburg OPEN – 2022» (Санкт-Петербург, 2022 г.); XXX Международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых по фундаментальным наукам «Ломоносов—2023» (Москва, 2023 г.); III Всероссийская молодежная конференция «Высокоточная диагностика функциональных материалов: лабораторные и синхротронные исследования» (Воронеж, 2023 г.); XXVII Международный симпозиум «Нанозфизика и нанозлектроника» (Нижний Новгород, 2023); IV Всероссийская молодежная конференция «Высокоточная диагностика функциональных материалов: лабораторные и синхротронные исследования» (Воронеж, 2024 г.);

***Личный вклад автора.*** Все представленные в диссертации данные получены непосредственно автором или при его участии. Образцы эпитаксиальных наногетероструктур на различных подложках были получены в

СПБАУ РАН им. Ж.И. Алферова под руководством к.ф.-м.н. Мизерова А.М. Формирование карбида кремния осуществлено д.ф.-м.н., профессором С.А. Кукушкиным (ФГБУН ИПМаш РАН). Формирование пористых слоев на пластинах кремния Si (111) проведено при поддержке д.ф.-м.н. А.С. Леньшина в ФГБОУ ВО «ВГУ». Дифрактометрические исследования проведены, с использованием Парка научного оборудования СПбГУ. Данные рамановской спектроскопии получены с использованием оборудования кафедры физики твердого тела и наноструктур, а РЭМ, АСМ, УФ - с использованием оборудования ЦКПНО - ФГБОУ ВО «ВГУ». ФЛ спектры получены при поддержке К.Ю. Шубиной в СПБАУ РАН им. Ж.И. Алферова. Сравнительный анализ, обработка, интерпретация и сопоставление полученных экспериментальных данных проводились автором лично. Обсуждение задач, целей, результатов диссертационного исследования, написание научных работ проводилось совместно с научным руководителем д.ф.-м.н., П.В. Серединым. Получение основных результаты и формулировка выводов по итогам проделанной работы осуществлялась автором лично.

Настоящая работа выполнена на кафедре физики твердого тела и наноструктур Воронежского государственного университета и лаборатории нитрид-галлиевой и кремниевой электроники на базе ФГБОУ ВО «ВГУ при финансовой поддержке гранта РНФ в рамках проекта № 19-72-10007, а также гранта Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания № ФЗГУ-2020-0036 и № ФЗГУ-2023-0006.

**Публикации.** По теме диссертации опубликованы 12 работ, в том числе 7 статей в научных изданиях, рекомендованных ВАК для публикации результатов диссертационных работ и рецензируемых в международных базах цитирования WoS и Scopus, 5 докладов в сборниках трудов конференций и тезисов.

**Структура и объём диссертации.** Диссертация состоит из введения, четырех глав и заключения. Объём диссертации составляет 160 страниц, включая 45 рисунка, 9 таблиц, список литературы, который содержит 206 наименований, включая публикации по теме диссертации.

**Во введении** к научно-квалификационной работе обоснована актуальность темы, сформулированы цель и задачи работы, ее научная новизна, практическая значимость полученных результатов и научные положения, выносимые на защиту.

**В первой главе** на основе сравнительного анализа литературных данных приводятся основные свойства нитридов металлов третьей группы  $A_{III}N$ . Проводится анализ информации о микроструктуре, оптических и электрических свойствах  $A_{III}N$ . Рассматривается двумерный электронный газ в системе AlGaN/GaN. Проводится описание основных методов выращивания гетероструктур на основе GaN и AlGaN. Представлен сравнительный анализ информации о типах подложек, используемых для роста нитридов  $A_{III}N$ . В заключении главы формулируются выводы и определяются цели и задачи научно-квалификационной работы.

Во второй главе приводятся основные сведения о методике роста образцов наногетероструктур системы Al-Ga-N с использованием метода молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (МПЭ ПА) на различных подложках cSi, SiC/cSi и SiC/porSi [A1](Рис. 1).

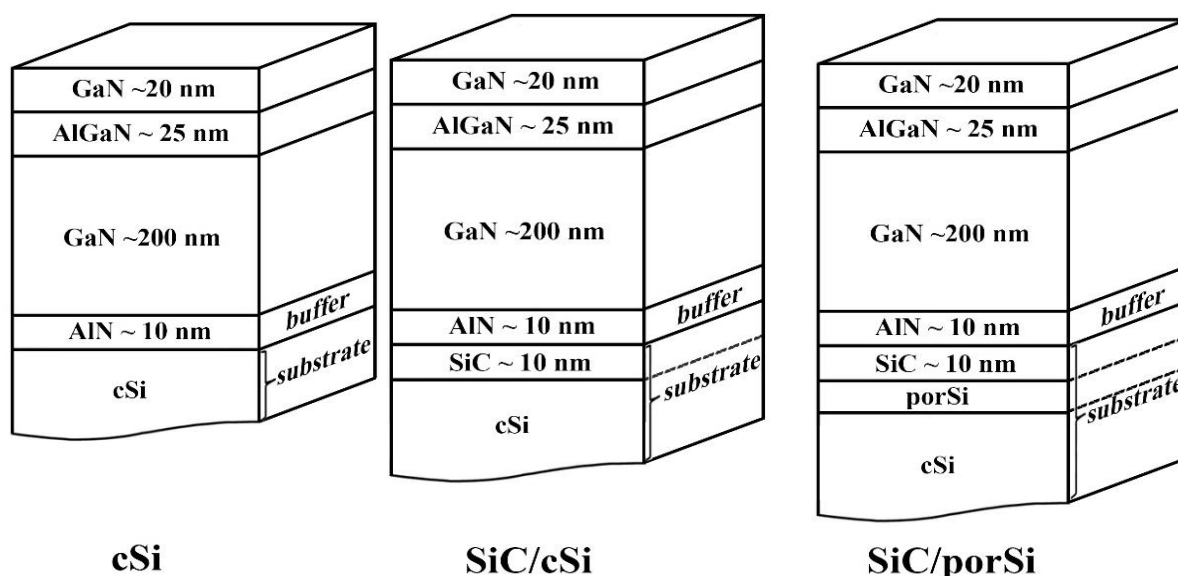


Рисунок 1. Дизайн исследованных наногетероструктур GaN/AlGaN/GaN.

Рост гетероструктур по технологии МПЭ ПА в едином процессе осуществлялся на пластинах кристаллического кремния cSi легированного бором, ориентацией (111), сопротивлением  $<10 \text{ Ом}\cdot\text{см}^2$  [A2]. Для формирования GaN/AlGaN/GaN структур использовались три типа подложек: исходная подложка кристаллического кремния – cSi(111) (в диссертации используется обозначение cSi), подложка кремния, на поверхности которой с помощью метода Кукушкина [7] был сформирован слой карбида кремния – SiC/cSi(111) (в диссертации используется обозначение SiC/cSi) и подложка кремния с пористым подслоем и слоем карбида кремния, полученного методом Кукушкина – SiC/porSi/cSi(111) (в диссертации используется обозначение SiC/porSi) [A2]. Подслоем пористого кремния получали электрохимическим травлением (ЭХТ). Для процедуры травления использовался раствор плавиковой кислоты и изопропилового спирта при плотности тока  $\sim 50 \text{ мА}/\text{см}^2$  [A2,A3]. Во второй части главы рассматриваются основы и приводится описание использованных прецизионных и прямых методов для получения информации о кристаллической структуре, атомном строении, химическом состоянии поверхности и морфологии эпитаксиальных наногетероструктур выращенных на различных подложках (Рис 1.): сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), атомно-силовой микроскопии (АСМ), высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии (РД), рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС), фотолюминесцентной (ФЛ) и рамановской (РС) спектроскопии и спектроскопии ультрафиолетового и видимого диапазона (УФ).

**Третья глава** посвящена исследованиям особенностей формирования и фундаментальных свойств гетероструктур GaN/AlGaN/GaN, выращенных на подложках cSi, SiC/cSi и SiC/porSi.

В первой части третьей главы излагаются результаты микроскопических исследований многослойных наногетероструктур (Рис. 2).

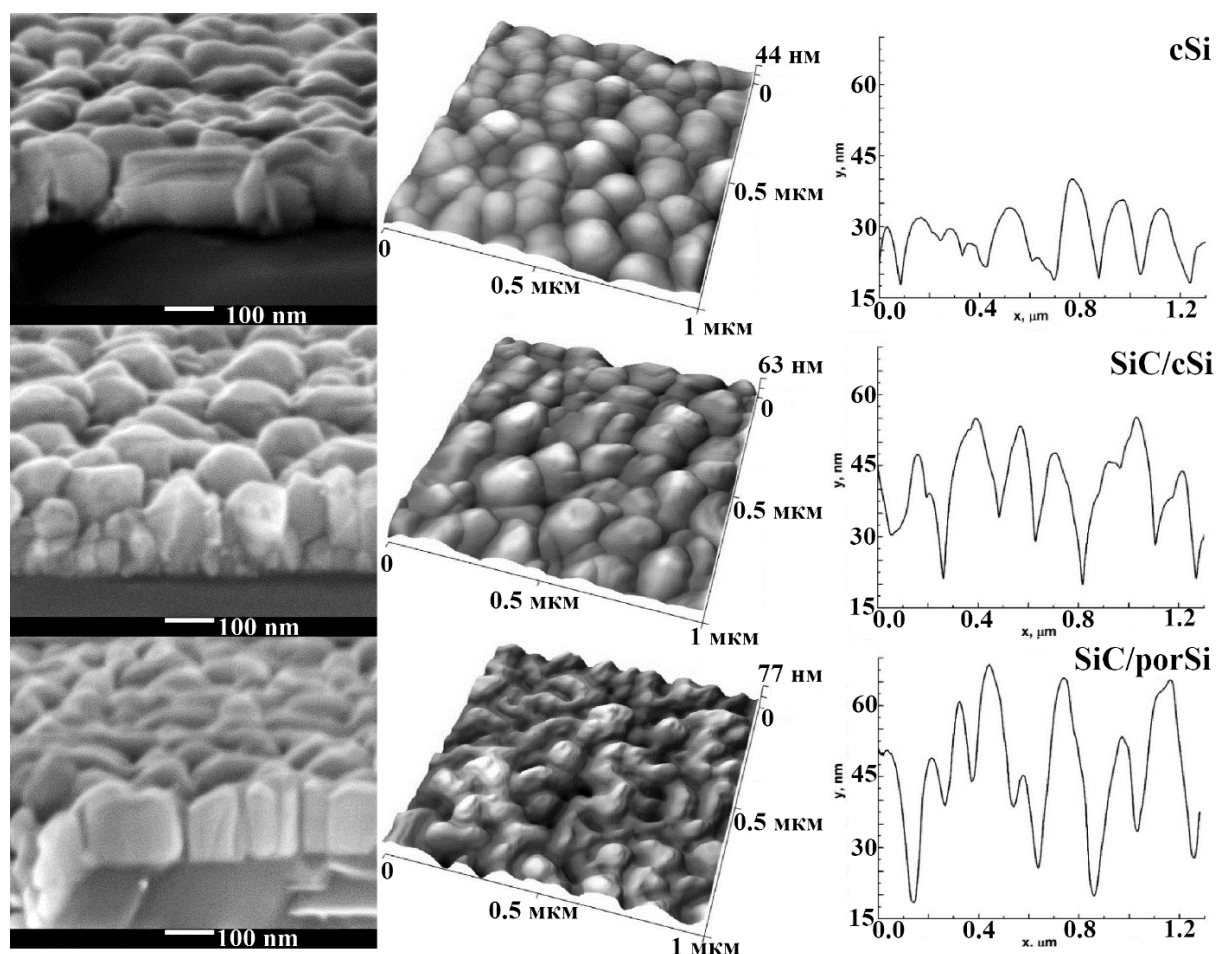


Рис. 2. СЭМ (160000x), АСМ (1x1мкм) и профили АСМ скосов образцов гетероструктур: cSi - сверху, SiC/cSi центр и SiC/porSi – снизу.

С использованием метода РЭМ показано, что выращенная по предложенной технологии на подложках cSi, SiC/cSi и SiC/por-Si/Si эпитаксиальная пленка имеет блочную структуру и образована плотной упаковкой нанокколонок различного размера (Рис. 2 слева). При этом нанокolonки эпитаксиальной пленки, выращенной на гибридной подложке SiC/porSi, имеют более унифицированные размеры (~100 нм) и выраженную структуру в отличие от пленок, полученных на подложках cSi и SiC/cSi.

Анализ АСМ изображений гетероструктур позволил определить максимальную высоту и глубину впадин между нанокolonками для характерных участков поверхности  $1\mu \times 1\mu$  (Рис. 2 центр). Средняя величина шероховатости для образцов эпитаксиальной пленки, выращенной на подложках cSi, SiC/cSi и SiC/porSi составила 4.3 нм, 6.6 нм и 10.9 нм, соответственно. Установленное для образца SiC/porSi значение величины шероховатости примерно в 1.5 – 2 раза превышает аналогичные значения для

других образцов и является следствием отсутствия коалесценции нанокколонок в процессе роста на SiC/porSi [A2,A4].

Во второй части главы представлены результаты прецизионного определения параметров кристаллической решетки, величин плоскостной и внеплоскостной двухосной и гидростатической деформаций и биаксиальных напряжений для эпитаксиальных слоев GaN и AlGaN с использованием результатов высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии (Рис. 3).

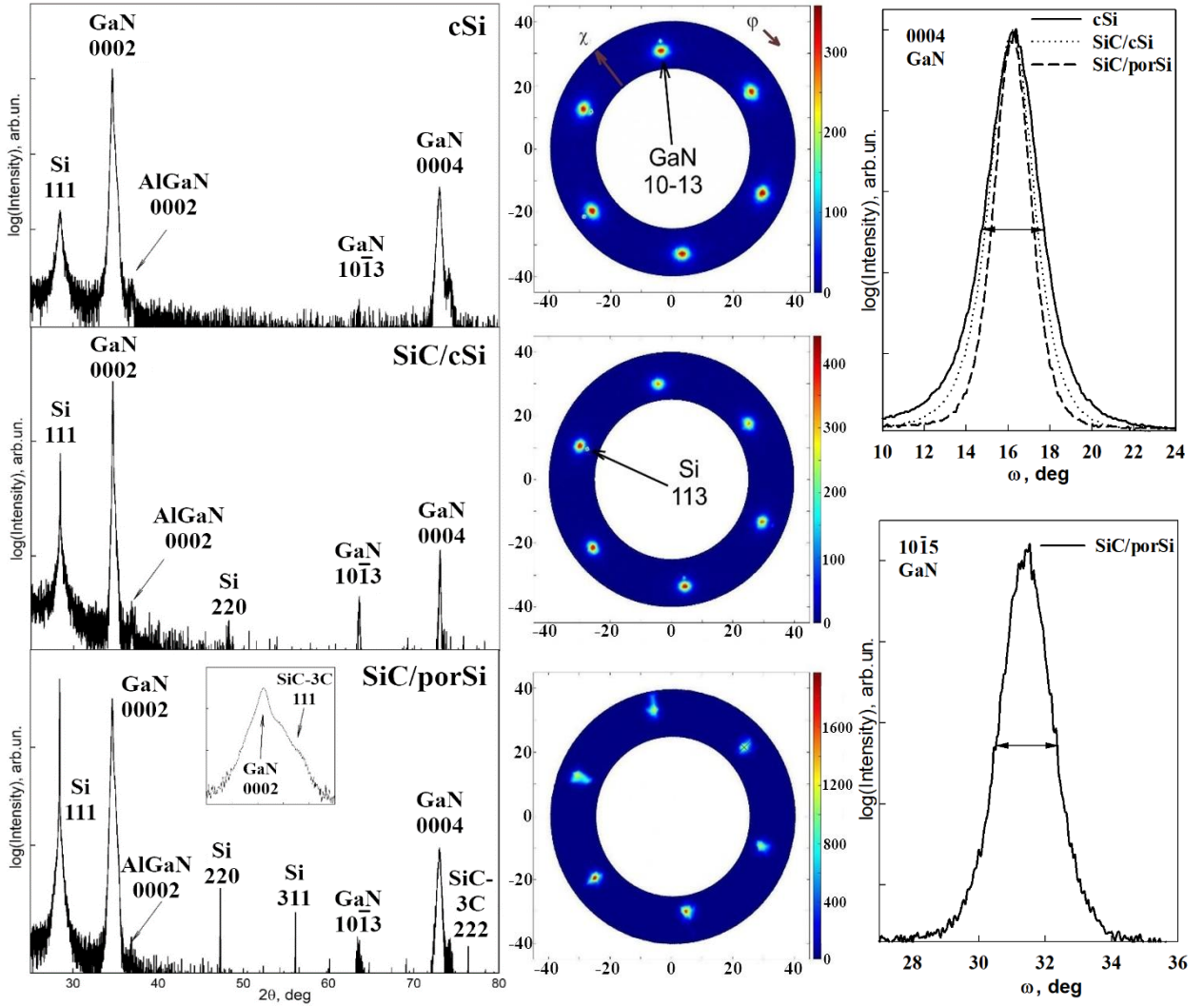


Рисунок 3. Рентгеновские Omega/2Theta сканы (слева) и полюсные фигуры (центр) для образцов cSi (сверху), SiC/cSi (центр) и SiC/porSi (снизу), справа вверху ω-кривые качания для образцов cSi, SiC/cSi и SiC/porSi для рефлекса (0004) GaN. Кривая качания (10 $\bar{1}$ 5)GaN для образца SiC/porSi (слева внизу).

На основе данных Omega/2Theta сканов отражения (0004) был определен параметр решетки  $c^{GaN}$  слоя гетероструктур, а из отражения (0002) параметр  $c(x)$  для слоя твердого раствора  $Al_xGa_{1-x}N$ :

$$2c_{000i}\sin(\Theta_{000i}) = n\lambda \quad \lambda = 1.5406 \text{ \AA} - \text{Cu } K_{\alpha 1}. \quad (3.1)$$

С другой стороны, параметр решетки  $a$  слоя GaN рассчитан из присутствующего на скане асимметричного рефлекса (10 $\bar{1}$ 3):

$$a_{hkl} = cd_{hkl} \sqrt{\frac{\frac{4}{3}(h^2+k^2+hk)}{c^2-l^2d_{hkl}^2}} \quad (3.2)$$

В соответствии с анизотропной теорией упругости в эпитаксиальном слое с вюрцитным типом кристаллической решетки плоскостная деформация  $\varepsilon_{xx}$  (вдоль оси  $\mathbf{a}$ ) и внеплоскостная деформация  $\varepsilon_{zz}$  (вдоль оси  $\mathbf{c}$ ) и коэффициент релаксации биаксиальных напряжений  $\mathbf{R}$  могут быть определены как:

$$\varepsilon_{zz} = \frac{c-c_0}{c_0} \quad (3.3), \quad \varepsilon_{xx} = \frac{a-a_0}{a_0} \quad (3.4), \quad \varepsilon_{zz} = \frac{2C_{13}}{-C_{33}} \varepsilon_{xx} \quad (3.5) \quad R = -\frac{\varepsilon_{zz}}{\varepsilon_{xx}} \quad (3.6)$$

Здесь  $\mathbf{a}$  и  $\mathbf{c}$  – экспериментально определенные параметры кристаллической решетки эпитаксиального слоя,  $a_0$  и  $c_0$  – параметры кристаллической решетки расслабленного (ненапряженного) чистого кристалла,  $C_{ij}$  – коэффициенты упругой деформации кристалла,  $\nu$  – коэффициент Пуассона конкретного материала [A1,A5].

Исходя из теории упругости (соотношения 3.3-3.5) параметр решетки  $a(x)$  для эпитаксиального слоя твердого раствора  $Al_xGa_{1-x}N$  [8] определяется как:

$$a(x) = a_0 \left[ \left( \frac{c(x)}{c(x)_0} - 1 \right) \frac{C(x)_{33}}{-2C(x)_{13}} + 1 \right] \quad (3.7)$$

Для системы твердых растворов  $Al_xGa_{1-x}N$  справедливо использование закона Пуассона – Вегарда [9] [A5], где с учетом параметров изгиба и значения состава ( $x$ ) могут быть определены постоянные кристаллической решетки  $a(x)_0$  и  $c(x)_0$  ненапряженных твердых растворов  $Al_xGa_{1-x}N$ .

$$a(x)_0 = xa_0^{AlN} + (1-x)a_0^{GaN} + \delta_a x(1-x) \quad (3.8)$$

$$c(x)_0 = xc_0^{AlN} + (1-x)c_0^{GaN} + \delta_c x(1-x) \quad (3.9)$$

Здесь  $\delta_a = 0,018 \text{ \AA}$  и  $\delta_c = -0,036 \text{ \AA}$  - параметры изгиба соответственно. С учетом того факта, что параметры решеток для недеформированных твердых растворов  $Al_xGa_{1-x}N$  могут подчиняться линейному закону Вегарда [9], предполагается выполнение аналогичных линейных зависимостей и для коэффициентов упругой деформации  $C(x)_{ij}$ :

$$C(x)_{ij} = xC_{ij}^{AlN} + (1-x)C_{ij}^{GaN} \quad (3.10)$$

Известно, что рассчитанные величины плоскостной  $\varepsilon_{xx}$  и внеплоскостной  $\varepsilon_{zz}$  деформаций связаны с компонентами  $\varepsilon_{xx}^b$  (вдоль оси  $\mathbf{a}$ ) и  $\varepsilon_{zz}^b$  (вдоль оси  $\mathbf{c}$ ) двухосной  $\varepsilon^h$  гидростатической деформаций как следующая суперпозиция:

$$\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{xx}^b + \varepsilon^h \quad (3.11) \quad \varepsilon_{zz} = \varepsilon_{zz}^b + \varepsilon^h \quad (3.12)$$

При этом гидростатическая деформация в эпитаксиальном слое имеет вид:

$$\varepsilon^h = \frac{1-\nu}{1+\nu} \left[ \varepsilon_{zz} + \frac{2\nu}{1-\nu} \varepsilon_{xx} \right] \quad (3.13)$$

Здесь  $\nu$  – коэффициент Пуассона. При допущении выполнения закона Вегарда для твердых растворов  $Al_xGa_{1-x}N$ , использовано аналогичное линейное соотношение и для коэффициентов Пуассона  $Al_xGa_{1-x}N$ :

$$\nu(x) = x\nu^{AlN} + (1-x)\nu^{GaN} \quad (3.14). \quad \text{Здесь } \nu^{AlN} = 0.268, \nu^{GaN} = 0.259 .$$

Для монокристаллических эпитаксиальных пленок с вюрцитной решеткой биаксиальные напряжения в плоскости роста  $\sigma_{xx}$  рассчитываются как [10]:

$$\sigma_{xx} = M \varepsilon_{xx}^b (*) \quad (3.15) \quad M = C_{11} + C_{12} - 2 \frac{C_{13}^2}{C_{33}} \quad (3.16)$$

Здесь  $M$  - двухосный модуль упругости для кристаллического материала с вюрцитной решеткой, испытывающего деформацию в кристаллографическом направлении  $[0001]$ , т.е. вдоль оси  $c$ .

Для расчетов нами были использованы следующие литературные значения  $c_0^{GaN} = 5.1864 \text{ \AA}$ ,  $a_0^{GaN} = 3.1890 \text{ \AA}$ ,  $c_0^{AlN} = 4.9795 \text{ \AA}$ ,  $a_0^{AlN} = 3.1106 \text{ \AA}$ ,  $C_{13}^{GaN} = 106 \text{ ГПа}$ ,  $C_{11}^{GaN} = C_{33}^{GaN} = 390 \text{ ГПа}$ ,  $C_{12}^{GaN} = 145 \text{ ГПа}$ ,  $C_{13}^{AlN} = 99 \text{ ГПа}$ ,  $C_{11}^{AlN} = C_{33}^{AlN} = 389 \text{ ГПа}$ ,  $C_{12}^{AlN} = 149 \text{ ГПа}$  [A5]. С учетом этих данных двухосный модуль упругости для GaN в соответствии с (3.16) принимает значение  $M=478.5 \text{ ГПа}$ . Используя данные рентгеновской дифракции и соотношения (3.3) – (3.16) были рассчитали параметры кристаллической решетки, величины плоскостной и внеплоскостной двухосной и гидростатической деформаций, а также биаксиальные напряжения в плоскости роста для эпитаксиальных слоев GaN и AlGaN в наноклончатых пленках (Таблица 1).

Анализ полученных данных показывает, что биаксиальные деформации в слоях GaN и AlGaN в плоскости роста являются растягивающими, в то время как двuosные деформации в направлении роста являются сжимающими. Это происходит из-за несоответствия параметров кристаллических решеток эпитаксиальных слоев в плоскости и вне плоскости роста (Таблица 1).

Таблица 1. Результаты расчётов параметров решетки, величин деформаций и напряжений по данным рентгеновской дифрактометрии.

Структура	Слой	c парам. крист. реш., \AA	a- парам. крист. реш., \AA	$\varepsilon_{zz}$ дефор. направ оси c	$\varepsilon_{xx}$ дефор. направ оси a	$\varepsilon^h$ Гидро стат. дефор.	$\varepsilon_{zz}^b$ биакс. деформ направ оси c	$\varepsilon_{xx}^b$ биакс. деформ направ оси a	$\sigma_{xx}$ биакс. остат. напря ж, ГПа
cSi	GaN	5.1795	3.1872	-0.0013	-0.0005	0.0010	-0.0023	$4.5 \cdot 10^{-4}$	0.22
	AlGaN	4.8790	3.3449	-0.0345	0.0660	0.0075	-0.0419	0.0585	28.2
	Si	5.4345	-	-	-	-	-	-	-
SiC/cSi	GaN	5.1791	3.1860	-0.0014	-0.0009	-	-0.0002	$2.7 \cdot 10^{-4}$	0.13
	AlGaN	4.8811	3.3425	-0.0341	0.0653	0.0074	-0.0415	0.0579	27.98
	Si	5.4347	-	-	-	-	-	-	-
SiC/por Si	GaN	5.1798	3.1862	-0.0013	-0.0009	-0.001	-0.0002	$2.3 \cdot 10^{-4}$	0.11
	AlGaN	5.0413	3.1522	-0.0024	0.0046	0.0005	-0.0029	0.00412	1.99
	Si	5.4492	-	-	-	-	-	-	-

Следует отметить, что гидростатическая деформация в GaN и AlGaN принимает разный знак. При этом наименьший уровень остаточной деформации наблюдается в эпитаксиальных слоях GaN и AlGaN в гетероструктуре, выращенной на гибридной подложке SiC/porSi.

В тоже время, увеличение ширины на половине высоты (FWHM) рентгеновских кривых качания связано с образованием и изменением плотности винтовых (*c*-тип) дислокаций вдоль оси *c* кристалла и краевых (*a*-тип) пронизывающих дислокации. Для оценки величины плотности винтовых дислокаций был использован  $\omega$ -скан (0004), а для плотности винтовых дислокаций ( $10\bar{1}5$ ) скан. Расчет выполнен на основе соотношений [9]:

$$D_{Screw} = \frac{\beta_{0004}^2}{4.35b_{Screw}^2} \quad (3.17) \quad D_{Edge} = \frac{\beta_{10\bar{1}5}^2 - \beta_{0004}^2}{4.35b_{Edge}^2} \quad (3.18)$$

Здесь  $\beta_{0004}$  и  $\beta_{10\bar{1}5}$  – FWHM для симметричного и асимметричного  $\omega$ -сканов,  $b_{screw} = 5.1855 \text{ \AA}$  и  $b_{Edge} = 3.1890 \text{ \AA}$  – длина векторов Бюргерса.

Следует отметить, что плотность винтовых дислокаций в эпитаксиальном слое GaN, была оценена из кривой качания лишь для образца, выращенного на подложке SiC/porSi (Рис. 3 справа). Выбор для расчета только образца SiC/porSi связан с тем фактом, что этот образец давал не только больше дифрагированного сигнала, чем образцы на подложках cSi, SiC/cSi, но и имел в соответствии с расчетом лучшее кристаллическое качество. В виду того, что  $\omega$ -кривая качания является функцией мозаичности кристаллов, угловая ширина кривой качания  $\omega_{RC}$  определяется углом разворота кристаллитов друг относительно друга, т.е. мозаичностью эпитаксиального слоя  $\eta$ . С учетом этого угловой диапазон разориентации кристаллитов в эпитаксиальной пленке определяется как разница ширины кривой качания слоя  $\omega_{RC}^f$  и инструментальной ширины  $\omega_{RC}^i$  [A2]. За инструментальную ширину  $\omega_{RC}^i = 0.014$  градуса омега принята ширина (0004) рефлекса эталона кремния NIST SRM, измеренная в аналогичных условиях. В виду того, что значение FWHM принято в качестве угла разворота кристаллитов от среднего значения, то мозаичность  $\eta$  имеет значение  $\pm 1.5^\circ$ ,  $\pm 1.27^\circ$  и  $\pm 1.01^\circ$  для образцов cSi, SiC/cSi и SiC/porSi соответственно. Т.о. меньшая дисперсия мозаичности получается для пленок, выращенных на подложке SiC/porSi.

Данные о химическом состоянии нитрида галлия GaN поверхностных слоев трех образцов гетероструктур с разными типами подложек (cSi, SiC/cSi и SiC/porSi) были получены с использованием метода РФЭС. Анализ спектров основного уровня Ga3d, указывает что наибольший вклад в спектре обусловлен наличием связей Ga-N ( $E_{в.е.} \sim 19.9 - 20.0 \text{ эВ}$ ) [11], принадлежащих верхнему слою GaN гетероструктуры с присутствием окисленной и металлической составляющей галлия. Энергетическое положение линии основного уровня N1s также указывает на наличие связей Ga-N ( $E_{в.е.} \sim 397.5 - 397.6 \text{ эВ}$ ) [12] во всех исследуемых образцах. Отличительной особенностью является появление в РФЭС спектрах образцов cSi и SiC/cSi связей Al-N ( $E_{в.е.} \sim 396.3 - 396.6 \text{ эВ}$ ) [13,14]. В тоже время в спектре образца SiC/porSi данные связи отсутствуют. Появление низкоинтенсивных связей Al-N возможно лишь в случае наклона наноколонн (столбиков) ультратонкой транзисторной структуры, в следствие чего появляется возможность возбудить соответствующие переходы с боковых граней слоев. Из этого следует, что для

образца SiC/porSi такой наклон (мозаичность) минимален, что совпадает с данными рентгеновской дифрактометрии [15].

В третьей части главы 3 представлены результаты анализа Рамановских спектров гетероструктур наноклончатных структур Al-Ga-N, сформированных на разных подложках и дан анализ остаточных напряжений. Для точного определения состава и частот низкоинтенсивных колебаний в спектрах комбинационного рассеяния образцов, выращенных на подложках cSi, SiC/cSi и SiC/porSi было выполнено разложение экспериментальных Рамановских спектров на составляющие [A2,A6]. В качестве аппроксимирующей функции выбрана 4-х параметрическая функция Пирсона. Разложение проводилось таким образом, чтобы учесть вклад от низкоинтенсивных полос присутствующих в спектре [A6]. На этапе выполнения деконволюции экспериментальных спектров не корректировалась базовая линия и не удалялась из спектра интенсивная мода, приписываемую TO фонону Si, т.к. это могло внести погрешность в определение точного положения мод колебаний, относящихся к эпитаксиальным слоям (Рисунок 4).

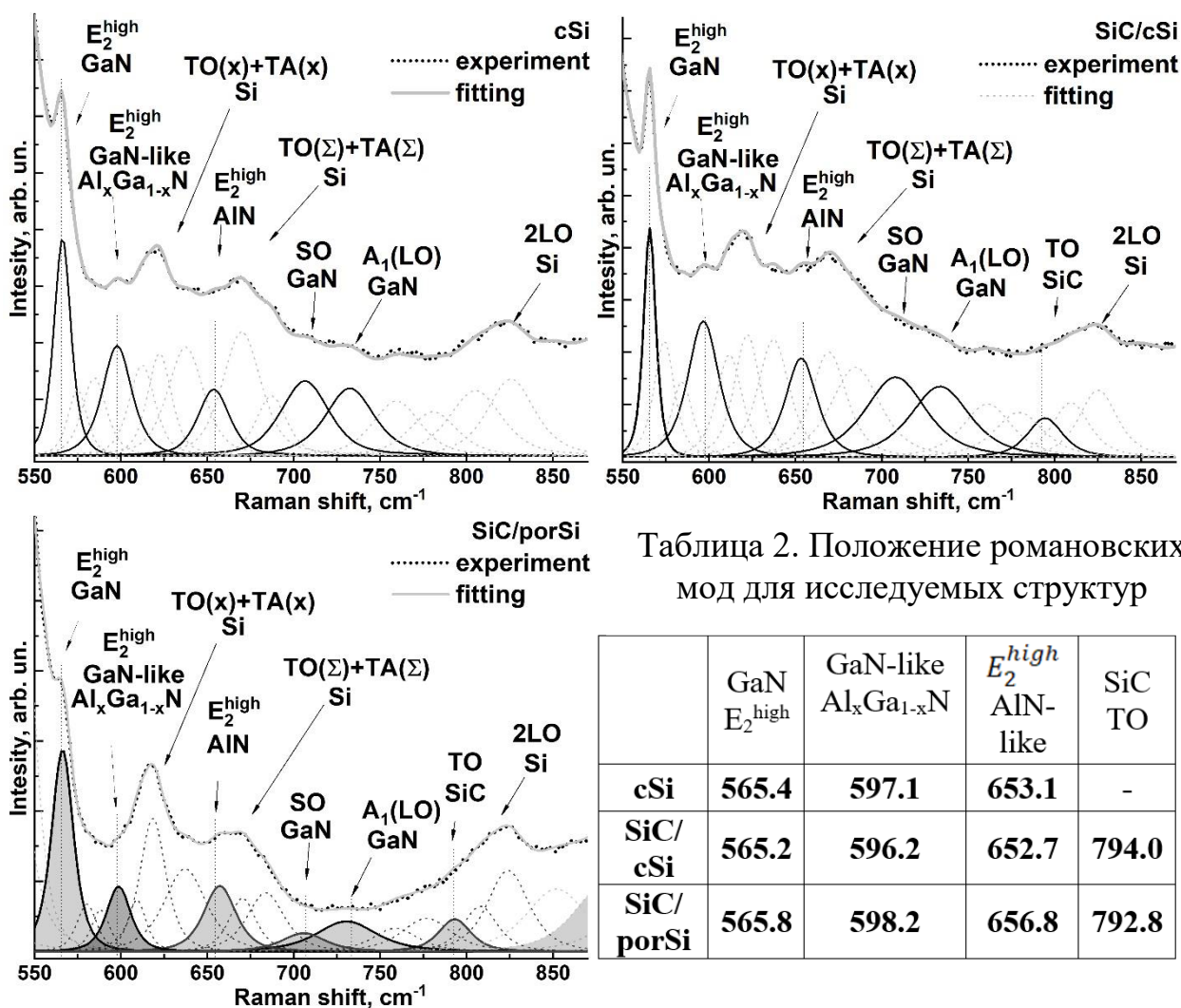


Рисунок 4. Результаты разложения Рамановских спектров гетероструктур, выращенных на подложках cSi, SiC/cSi и SiC/porSi.

В линейном приближении изменение частоты (сдвиг) конкретной фонной моды в Рамановском спектре материала под воздействием механических напряжений, не меняющих симметрию кристалла, имеет вид:

$$\Delta\omega = K_R\sigma_{xx} \quad (3.19)$$

где  $\sigma_{xx}$  – величина двухосного напряжения в эпитаксиальном слое,  $K_R$  – коэффициент линейного напряжения, показывающий степень преобразования двухосного напряжения в Рамановский частотный сдвиг [Аб,7].

Анализ современной литературы показывает, что коэффициент линейного напряжения для  $E_2^{high}$  моды GaN принимает величину между  $2.77 \text{ см}^{-1}\cdot\text{ГПа}^{-1}$  и  $4.3 \text{ см}^{-1}\cdot\text{ГПа}^{-1}$  в зависимости от типа подложки. Однако, как было теоретически показано и экспериментально подтверждено [16,17], коэффициент преобразования двухосного напряжения в Рамановский частотный сдвиг значимо зависит от типа кристаллической плоскости кристалла подложки, чем зачастую пренебрегают при расчетах. С учетом вышесказанного в наших расчетах мы использовали значение  $K_R=4.596(\text{см}^{-1}\cdot\text{ГПа}^{-1})$  характерное для роста эпитаксиальных пленок на плоскости (111) Si. Что касается коэффициента линейного напряжения  $K_R$  для  $E_2^{high}$  моды AlN, то эта величина имеет значение  $3.39 (\text{см}^{-1}\cdot\text{ГПа}^{-1})$ . Характерное значение частотного положения моды  $E_2^{high}$  для недеформированного GaN  $\sim 567.5 \text{ см}^{-1}$ , а для моды  $E_2^{high}$  недеформированного AlN  $\sim 657.4 \text{ см}^{-1}$ .

Рассчитанная из Рамановских спектров величина двухосного напряжения в эпитаксиальном слое GaN представлена в Таблице 3.

Таблица 3. Рассчитанные величины плотности винтовых/краевых дислокаций, остаточных напряжений и ширина запрещенной зоны

Структура	Плотность винтовых/краевых дислокаций, [ $\text{см}^{-2}$ ]	Остаточные напряжения $\sigma_{xx}$ , [ГПа]		FWHM линии ФЛ [мэВ]	Ширина запрещенной зоны, [эВ]
		Раман	ФЛ		
cSi	$2.1\cdot 10^{-11}/-$	-0.456	-0.404	111	3.436
SiC/cSi	$1.5\cdot 10^{-11}/-$	-0.500	-0.599	115	3.440
SiC/porSi	$9.0\cdot 10^{-10}/8.1\cdot 10^{-10}$	-0.370	0.151	154	3.426

Величина двухосного напряжения  $\sigma_{xx}$  в эпитаксиальном подслое AlN, определённая из сдвига Рамановской моды  $E_2^{high}$  AlN, принимает величину  $-1.27 \text{ ГПа}$ ,  $-1.39 \text{ ГПа}$  и  $-0.18 \text{ ГПа}$  для образцов cSi, SiC/cSi и SiC/porSi соответственно. Выявленная тенденция снижения этой величины для AlN в зависимости от типа подложки коррелирует с рассчитанной для слоя GaN.

Что касается слоя твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ , то фонная мода  $E_2^{high}$  GaN-like испытывает смещение от своего положения, характерного для твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  (Рис. 4). В соответствии с литературными данными положение этого колебания решетки в зависимости от состава твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  для объёмных и тонких пленок может быть оценено как:

$$\omega(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}) = (567 \pm 1) + (40 \pm 3)x_{\text{Al}}, \text{cm}^{-1} \quad (3.20)$$

Таким образом в соответствии с (3.20) для  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  с  $x \sim 0.60$  наблюдается сдвиг  $\sim 10 \text{ cm}^{-1}$  относительно положения этого колебания в экспериментальном спектре. Предполагая справедливость теории упругости и изотропность в плоскости деформации, остаточная деформация в плоскости  $\varepsilon_{xx}$  и аксиальная деформации  $\varepsilon_{zz}$  связаны с величиной рамановского сдвига с помощью приближения потенциала деформации:

$$\Delta\omega = 2a\varepsilon_{xx} + b\varepsilon_{zz} \quad (3.21)$$

Здесь  $a = 818.6 \pm 14 \text{ cm}^{-1}$  и  $b = 797 \pm 60 \text{ cm}^{-1}$  есть две постоянные потенциала деформации фононов для фононной моды  $E_2^{\text{high}} \text{ GaN-like}$  из [18].

Используя данные рентгеноструктурного анализа для твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  мы определили, что сдвиг  $E_2^{\text{high}} \text{ GaN-like}$  моды  $\Delta\omega \sim < 10 \text{ cm}^{-1}$ , что совпадает с полученными методом Рамановской спектроскопии экспериментальными данными.

Полученные данные Рамановской спектроскопии свидетельствуют о значительном снижении уровня остаточных напряжений в образце SiC/porSi. При этом наноколончатая структура в гетероструктуре, выращенной на подложке SiC/porSi, имеет меньшую дисперсию их разориентации от направления ориентации подложки.

Структурное качество эпитаксиальной наноколончатой транзисторной структуры, а также изменения в стехиометрии входящих в состав структуры слоев, происходящие при росте на подложках различных типов, неизменно отразились на энергетических характеристиках образцов – спектрах фотолюминесценции (ФЛ) [19].

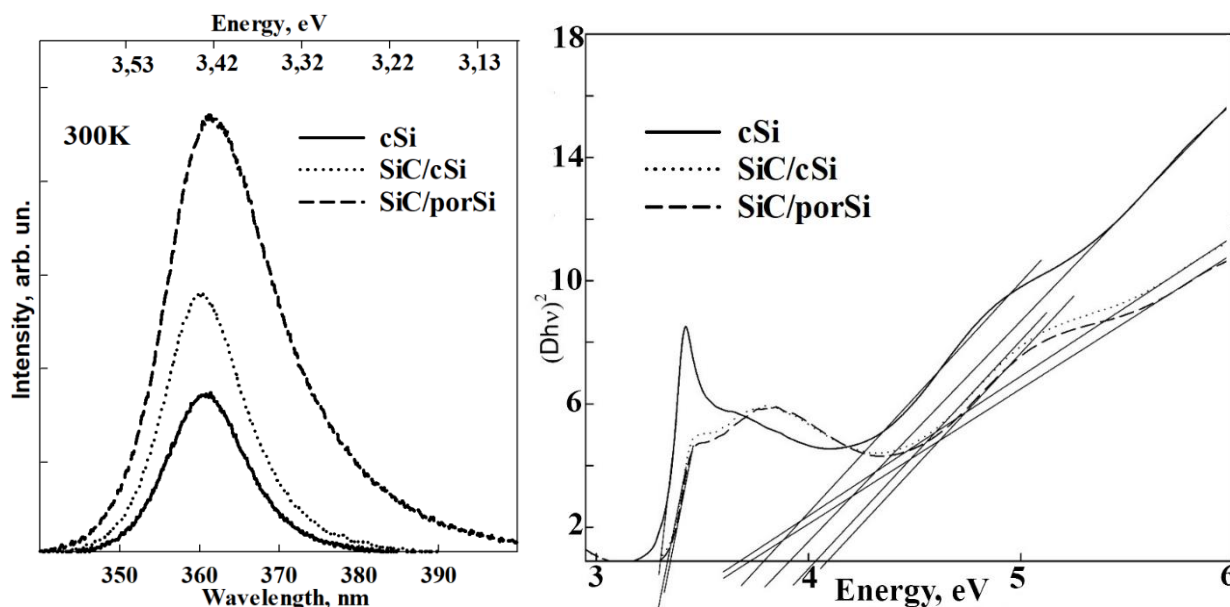


Рисунок 5. Спектры ФЛ образцов cSi, SiC/cSi и SiC/porSi, полученные при комнатной температуре

Анализ экспериментальных спектров ФЛ показывает (Рис. 5 слева), что структуры, выращенные подложках cSi, SiC/cSi и SiC/porSi, имеют не только

различные интенсивности максимума ФЛ, но и энергетическое положение. Это указывает на различное значение кристаллического качества выращенной эпитаксиальной пленки. Так максимум эмиссии в спектре фотолюминесценции образца, выращенного на подложке SiC/cSi, расположен около ~365 нм (3.39 эВ), а у образца, выращенного на подложке с пористым слоем SiC/porSi, в области ~362 нм (3.42 эВ), что совпадает с положением полосы ФЛ для ненапряженного GaN, выращенного на SiC [20]. При этом ширина полосы фотолюминесценции для гетероструктур SiC/cSi и SiC/porSi имеет одну величину FWHM ~ 0.10 эВ, а для SiC/porSi несколько выше ~ 0.12 эВ. Что касается интенсивности фотолюминесценции, то эмиссия от структуры, выращенной на гибридной подложке SiC/porSi более чем в 3 раза выше, чем для структуры cSi, и почти в 2 раза выше, чем для образца SiC/cSi. Исследования особенностей оптического поглощения в области основной полосы для эпитаксиальных пленок, выращенных на подложках различных типов, показывает (Рис. 5 справа), что для каждого из образцов характерно появление трех разрешенных прямых переходов. Первый из них, расположенный в области энергий 3.30 – 3.35 эВ, может быть приписана прямому разрешенному межзонному переходу типа зона – зона в точке  $\Gamma$  зоны Бриллюэна для вюрцитного GaN [21]. Энергия этого перехода близка к литературному значению оптической ширины запрещенной зоны  $E_g$  (GaN) ~ 3.42 эВ при комнатной температуре [22], и находится в довольно хорошем согласовании с ранее полученными литературными данными [23], в т.ч. в работах для объемных эпислоев GaN [6,24]. Что касается перехода в области 3.67 – 3.75 эВ, то согласно [25] это переход из валентной зоны в зону проводимости  $\Gamma_{25'} \rightarrow \Gamma_{15}$  и  $\Lambda_3 \rightarrow \Lambda_1$ . Еще один переход с энергией 3.95 – 4.15 эВ наиболее вероятно может быть отнесен к поглощению, связанному с фундаментальной полосой слоя твердого раствора  $Al_xGa_{1-x}N$ . В соответствии с данными работы [22] для твердого раствора  $Al_xGa_{1-x}N$  зависимость ширины запрещенной зоны  $E_g(Al_xGa_{1-x}N)$  от концентрации  $x$  может быть задана следующим уравнением:

$$E_g(Al_xGa_{1-x}N) = E_g(AlN)x + E_g(GaN)(1 - x) - x(1 - x)b \quad (3.22)$$

где  $b$  – параметр изгиба запрещенной зоны,  $E_g(AlN)$  и  $E_g(GaN)$  – экспериментальные значения ширины запрещенной зоны AlN и GaN соответственно. Для расчета были использованы значения  $b=0.9$  эВ,  $E_g(AlN) = 6.11$  эВ и  $E_g(GaN) = 3.42$  эВ. В соответствии с этими данными  $E_g(Al_xGa_{1-x}N)$  при  $x \sim 0.6$  принимает значение около 4,49 эВ. При этом в работе [21] отмечено, что приложенное гидростатическое давление может вызывать достаточно большой (до 0.5 эВ) сдвиг величины оптической ширины запрещенной зоны. Учитывая тот факт, что ошибка метода ~0.1 эВ, обнаруженные экспериментально в области 3.95 – 4.15 эВ прямые переходы вполне вероятно могут соотноситься с оптическим поглощением от  $Al_xGa_{1-x}N$ .

Обнаруженные экспериментальные сдвиги энергий прямых переходов для GaN и  $Al_xGa_{1-x}N$  коррелируют со значением двухосного напряжения в плоскости  $\sigma_{xx}$ , рассчитанным на основанных рентгеновской дифрактометрии,

а также в хорошем согласии с аналогичными данными, полученными методами Рамановской и ФЛ спектроскопии.

Основные выводы, сформулированные на основе результатов комплексных исследований субструктуры и оптических свойств эпитаксиальных наноклончатных гетероструктур GaN/AlGaN/GaN, проведенные в ходе выполнения диссертационной работы, представлены в заключении.

## **ЗАКЛЮЧЕНИЕ.**

1) Выращенные методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (МПЭ ПА) на подложках cSi, SiC/cSi и SiC/porSi эпитаксиальные наногетероструктуры GaN/AlGaN/GaN имеют блочную структуру, образованную плотной упаковкой наноклонок со средними латеральными размерами ~70нм, ~91нм, ~107 нм соответственно.

2) Сформированная на подложке SiC/porSi наноклончатая структура имеет направление преимущественной ориентации роста, близкое к направлению ориентации подложки [111], что подтверждается наименьшей дисперсией разориентации кристаллитов в эпитаксиальной пленке, рассчитанной по характеристикам рентгеновских кривых качания.

3) Эпитаксиальные слои GaN и AlGaN, входящие в состав тонкопленочной наногетероструктуры, имеют гексагональную структуру вюрцита, в то время как сформированный методом атомного замещения подслоем SiC имеет симметрию кубического политапа 3C-SiC, что подтверждается данными XRD, Рамановской и ФЛ спектроскопий.

4) Рентгенографические расчёты величин плоскостной  $\epsilon_{xx}$  и внеплоскостной  $\epsilon_{zz}$  деформаций и компонентдвухосной и  $\epsilon^h$  гидростатической деформаций показали, что биаксиальные деформации в слоях GaN и AlGaN в плоскости роста являются растягивающими, в то время как двуосные деформации в направлении роста являются сжимающими. При этом наименьший уровень остаточной деформации наблюдается в эпислоях GaN и AlGaN, выращенных на гибридной подложке SiC/porSi. Для слоя GaN характерно почти двукратное снижение величины остаточных напряжений по сравнению с ростом на подложках cSi.

5) Использование гибридной податливой подложки SiC/porSi позволило существенно снизить плотность дислокаций в эпитаксиальных слоях в результате релаксации упругих напряжений, вызванных согласованием кристаллической решетки, и повысить интенсивность фотолюминесценции от структуры, выращенной на гибридной подложке SiC/porSi, более чем в 3 раза по сравнению со структурой на подложке cSi, и почти в 2 раза выше, чем на подложке SiC/cSi.

6) Ширины запрещенных зон в эпитаксиальных слоях гетероструктур 3.0-3.15 эВ для GaN и 3.95-4.15 эВ для AlGaN (по данным УФ-спектроскопии), с учетом упругих напряжений и их релаксации в пористых слоях SiC/porSi подложки, близки к известным соответствующим величинам в объемных кристаллах.

## СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Nitride Semiconductor Technology: Power Electronics and Optoelectronic Devices*; Roccaforte, F., Leszczynski, M., Eds.; Wiley-VCH: Weinheim, 2020; ISBN 978-3-527-34710-0.
2. Bioud, Y.A.; Boucherif, A.; Myronov, M.; Soltani, A.; Patriarche, G.; Braidy, N.; Jellite, M.; Drouin, D.; Arès, R. Uprooting Defects to Enable High-Performance III–V Optoelectronic Devices on Silicon. *Nat Commun* **2019**, *10*, 4322, doi:10.1038/s41467-019-12353-9.
3. Kukushkin, S.A.; Mizerov, A.M.; Osipov, A.V.; Redkov, A.V.; Timoshnev, S.N. 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* **2018**, *646*, 158–162, doi:10.1016/j.tsf.2017.11.037.
4. Seredin, P.V.; Goloshchapov, D.L.; Lenshin, A.S.; Mizerov, A.M.; Zolotukhin, D.S. Influence of Por-Si Sublayer on the Features of Heteroepitaxial Growth and Physical Properties of In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/Si(111) Heterostructures with Nanocolumn Morphology of Thin Film. *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures* **2018**, *104*, 101–110, doi:10.1016/j.physe.2018.07.024.
5. Seredin, P.V.; Lenshin, A.S.; Zolotukhin, D.S.; Arsentyev, I.N.; Zhabotinskiy, A.V.; Nikolaev, D.N. Impact of the Substrate Misorientation and Its Preliminary Etching on the Structural and Optical Properties of Integrated GaAs/Si MOCVD Heterostructures. *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures* **2018**, *97*, 218–225, doi:10.1016/j.physe.2017.11.018.
6. Seredin, P.V.; Lenshin, A.S.; Mizerov, A.M.; Leiste, H.; Rinke, M. Structural, Optical and Morphological Properties of Hybrid Heterostructures on the Basis of GaN Grown on Compliant Substrate Por-Si(111). *Applied Surface Science* **2019**, *476*, 1049–1060, doi:10.1016/j.apsusc.2019.01.239.
7. Kukushkin, S.A.; Osipov, A.V. Theory and Practice of SiC Growth on Si and Its Applications to Wide-Gap Semiconductor Films. *Journal of Physics D: Applied Physics* **2014**, *47*, 313001, doi:10.1088/0022-3727/47/31/313001.
8. Seredin, P.V.; Goloshchapov, D.L.; Arsentyev, I.N.; Sharofidinov, S.; Kasatkin, I.A.; Prutskij, T. HVPE Fabrication of GaN Sub-Micro Pillars on Preliminarily Treated Si(001) Substrate. *Optical Materials* **2021**, *117*, 111130, doi:10.1016/j.optmat.2021.111130.
9. Lee, H.-P.; Perozek, J.; Rosario, L.D.; Bayram, C. Investigation of AlGaIn/GaN High Electron Mobility Transistor Structures on 200-Mm Silicon (111) Substrates Employing Different Buffer Layer Configurations. *Sci Rep* **2016**, *6*, 37588, doi:10.1038/srep37588.
10. Harutyunyan, V.S.; Aivazyan, A.P.; Weber, E.R.; Kim, Y.; Park, Y.; Subramanya, S.G. High-Resolution x-Ray Diffraction Strain-Stress Analysis of GaN/Sapphire Heterostructures. *J. Phys. D: Appl. Phys.* **2001**, *34*, A35–A39, doi:10.1088/0022-3727/34/10A/308.
11. Wasielewski, R.; Grodzicki, M.; Sito, J.; Lament, K.; Mazur, P.; Ciszewski, A. Ru/GaN(0001) Interface Properties. *Acta Phys. Pol. A* **2017**, *132*, 354–357, doi:10.12693/APhysPolA.132.354.
12. Cruz-Hernández, E.; Ramirez-Lopez, M.; Pérez-Caro, M.; Mani-Gonzalez, P.G.; Herrera-Gómez, A.; Gorbachev, A.Y.; López-López, M.; Méndez-García, V.H. Study of the Pseudo-(1×1) Surface by RHEED and XPS for InGaIn/GaN (0001)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Heterostructures Grown by PA-MBE. *Journal of Crystal Growth* **2013**, *378*, 295–298, doi:10.1016/j.jcrysgro.2012.12.172.
13. Dwikusuma, F.; Kuech, T.F. X-Ray Photoelectron Spectroscopic Study on Sapphire Nitridation for GaN Growth by Hydride Vapor Phase Epitaxy: Nitridation Mechanism. *Journal of Applied Physics* **2003**, *94*, 5656–5664, doi:10.1063/1.1618357.
14. Perez Taborda, J.A.; Landazuri, H.R.; Londono, L.P.V. Correlation Between Optical, Morphological, and Compositional Properties of Aluminum Nitride Thin Films by Pulsed Laser Deposition. *IEEE Sensors J.* **2016**, *16*, 359–364, doi:10.1109/JSEN.2015.2466467.
15. Seredin, P.V.; Goloshchapov, D.; Radam, A.O.; Lenshin, A.S.; Builov, N.S.; Mizerov, A.M.; Kasatkin, I.A. Comparative Study of Nanostructured Ultra-Thin AlGaIn/GaN Heterostructures Grown on Hybrid Compliant SiC/porSi Substrates by Molecular Beam Epitaxy with Plasma Nitrogen Activation. *Optical Materials* **2022**, *128*, 112346, doi:10.1016/j.optmat.2022.112346.

16. Qiu, W.; Ma, L.; Li, Q.; Xing, H.; Cheng, C.; Huang, G. A General Metrology of Stress on Crystalline Silicon with Random Crystal Plane by Using Micro-Raman Spectroscopy. *Acta Mech. Sin.* **2018**, *34*, 1095–1107, doi:10.1007/s10409-018-0797-5.
17. De Wolf, I. Relation between Raman Frequency and Triaxial Stress in Si for Surface and Cross-Sectional Experiments in Microelectronics Components. *Journal of Applied Physics* **2015**, *118*, 053101, doi:10.1063/1.4927133.
18. Davydov, V.Yu.; Averkiev, N.S.; Goncharuk, I.N.; Nelson, D.K.; Nikitina, I.P.; Polkovnikov, A.S.; Smirnov, A.N.; Jacobson, M.A.; Semchinova, O.K. Raman and Photoluminescence Studies of Biaxial Strain in GaN Epitaxial Layers Grown on 6H-SiC. *Journal of Applied Physics* **1997**, *82*, 5097–5102, doi:10.1063/1.366310.
19. Середин, П.В.; Голощаров, Д.Л.; Золотухин, Д.С.; Леньшин, А.С.; Мизеров, А.М.; Тимошнев, С.Н.; Никитина (Демидова), Е.В.; Арсентьев, И.Н.; Кукушкин, С.А. Оптические свойства гибридных гетероструктур GaN/SiC/por-Si/Si(111). *Физика И Техника Полупроводников* **2020**, *54*, 346–354, doi:10.21883/FTP.2020.04.49138.9323.
20. Tian, Y.; Shao, Y.; Wu, Y.; Hao, X.; Zhang, L.; Dai, Y.; Huo, Q. Direct Growth of Freestanding GaN on C-Face SiC by HVPE. *Scientific Reports* **2015**, *5*, doi:10.1038/srep10748.
21. Shan, W.; Ager, J.W.; Yu, K.M.; Walukiewicz, W.; Haller, E.E.; Martin, M.C.; McKinney, W.R.; Yang, W. Dependence of the Fundamental Band Gap of Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N on Alloy Composition and Pressure. *Journal of Applied Physics* **1999**, *85*, 8505–8507, doi:10.1063/1.370696.
22. Dinh, D.V.; Hu, N.; Honda, Y.; Amano, H.; Pristovsek, M. Aluminium Incorporation in Polar, Semi- and Non-Polar AlGa<sub>N</sub> Layers: A Comparative Study of x-Ray Diffraction and Optical Properties. *Sci Rep* **2019**, *9*, 15802, doi:10.1038/s41598-019-52067-y.
23. Specht, P.; Ho, J.C.; Xu, X.; Armitage, R.; Weber, E.R.; Erni, R.; Kieselowski, C. Band Transitions in Wurtzite GaN and InN Determined by Valence Electron Energy Loss Spectroscopy. *Solid State Communications* **2005**, *135*, 340–344, doi:10.1016/j.ssc.2005.04.041.
24. Seredin, P.V.; Leiste, H.; Lenshin, A.S.; Mizerov, A.M. Effect of the Transition Porous Silicon Layer on the Properties of Hybrid GaN/SiC/Por-Si/Si(1 1 1) Heterostructures. *Applied Surface Science* **2020**, *508*, 145267, doi:10.1016/j.apsusc.2020.145267.
25. Тауц J. Optical Properties of Semiconductors in the Visible and Ultra-Violet Ranges. *Progress in Semiconductors, Heywood, London* **1965**, *9*, 87–133.

## ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

- A1.** Середин, П.В.; **Радам, А.О.**; Голощаров, Д.Л.; Леньшин, А.С.; Буйлов, Н.С.; Барков, К.А.; Нестеров, Д.Н.; Мизеров, А.М.; Тимошнев, С.Н.; Никитина, Е.В.; et al. Рост тонкопленочных AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> эпитаксиальных гетероструктур на гибридных подложках, содержащих слои карбида кремния и пористого кремния. *Физика и техника полупроводников* **2022**, *56*, 547, doi:10.21883/FTP.2022.06.52587.9816.
- A2.** Seredin, P.V.; Goloshchapov, D.; **Radam, A.O.**; Lenshin, A.S.; Builov, N.S.; Mizerov, A.M.; Kasatkin, I.A. Comparative Study of Nanostructured Ultra-Thin AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> Heterostructures Grown on Hybrid Compliant SiC/porSi Substrates by Molecular Beam Epitaxy with Plasma Nitrogen Activation. *Optical Materials* **2022**, *128*, 112346, doi:10.1016/j.optmat.2022.112346.
- A3.** Seredin, P.V.; Len'shin, A.S.; **Radam, A.O.**; Khuder, A.R.; Goloshchapov, D.L.; Harajidi, M.A.; Arsentyev, I.N.; Kasatkin, I.A. Properties of Compliant Substrates Based on Porous Silicon Formed by Two-Stage Etching. *Semiconductors* **2022**, *56*, 259–265, doi:10.1134/S1063782622040042.
- A4.** Леньшин, А.С.; Золотухин, Д.С.; Бельтюков, А.Н.; Середин, П.В.; Мизеров, А.М.; Касаткин, И.А.; **Радам, А.О.**; Домашевская, Э.П. Особенности роста и состава гетероструктур Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/AlN/por-Si/Si(111), выращенных с использованием буферного слоя пористого кремния. *Конденсированные Среды И Межфазные Границы* **2022**, *24*, 51–58, doi:10.17308/kcmf.2022.24/9055.
- A5.** Seredin, P.V.; Goloshchapov, D.L.; Kurilo, N.A.; **Radam, A.O.**; Kashkarov, V.M.; Lenshin, A.S.; Builov, N.S.; Nesterov, D.N.; Mizerov, A.M.; Kukushkin, S.A.; et al. Comparative Studies

of Nanoscale Columnar Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/AlN Heterostructures Grown by Plasma-Assisted Molecular-Beam Epitaxy on cSi, porSi/cSi and SiC/porSi/cSi Substrates. *Optical Materials* 2023, 145, 114451, doi:10.1016/j.optmat.2023.114451.

**A6.** Lenshin, A.; Seredin, P.; Goloshchapov, D.; **Radam, A.O.**; Mizerov, A. MicroRaman Study of Nanostructured Ultra-Thin AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> Thin Films Grown on Hybrid Compliant SiC/Por-Si Substrates. *Coatings* 2022, 12, 626, doi:10.3390/coatings12050626.

**A7.** Середин, П.В.; Курило, Н.А.; **Радам, А.О.**; Буйлов, Н.С.; Голощапов, Д.Л.; Ивков, С.А.; Леньшин, А.С.; Арсентьев, И.Н.; Нащекин, А.В.; Шарофидинов, Ш.Ш.; et al. Исследования полуполярного нитрида галлия, выращенного на m-сапфире хлоридной газовой эпитаксией. *Конденсированные Среды И Межфазные Границы* 2023, 25, 103–111, doi:10.17308/kcmf.2023.25/10978.

**A8.** Еремеев, К.А.; Курило, Н.А.; Середин, П.В.; Голощапов, Д.Л.; Буйлов, Н.С.; Леньшин, А.С.; **Радам, А.О.**; Мизеров, А.М.; Шарофидинов, Ш.Ш. Исследования остаточных упругих напряжений в многопериодных сверхрешетках GaN/ALN, выращенных на подложке SiC/Si. Сборник тезисов; Издательско-полиграфический центр “Научная книга”: Воронеж, 05 2024; pp. 97–98.

**A9.** Середин, П.В.; Голощапов, Д.Л.; **Радам, А.О.**; Леньшин, А.С.; Буйлов, Н.С.; Мизеров, А.М.; Кукушкин, С.А. Рамановская Спектроскопия Наноструктурированных Ультратонких AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> Гетероструктур, Выращенных На Гибридных Податливых Подложках SiC/PorSi. Сборник тезисов; ООО "Издательство “Научная книга”: Воронеж, 14 2023; pp. 18–20.

**A10.** Кошелева О.К.; **Али Обайд Радам**; Середин П.В.; Голощапов Д.Л.; Буйлов Н.С. Атомный состав гетероструктуры AlGa<sub>N</sub>, выращенной на разных типах подложек c-Si, por-Si и SiC/c-Si. Сборник тезисов.; Физический факультет МГУ: Москва, 2023; p. 878.

**A11.** P.V. Seredin; **Ali Obaid Radam**; D.L. Goloshchapov; A.S. Lenshin; V.M. Kashkarov; N.S. Builov; A.M. Mizerov; S.N. Timoshnev; I.A. Kasatkin AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> Heterostructures Grown on Hybrid AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> Heterostructures Grown on Hybrid SiC/porSi Substrates. In Proceedings of the BOOK of ABSTRACTS; Published by Higher School of Economics University: г., Санкт-Петербург, Россия, 27 2022; pp. 6–19.

**12.** Zolotukhin, D.; Seredin, P.; Lenshin, A.; Goloshchapov, D.; Hudyakov, Y.; **Ali Obaid Radam**; Arsentyev, I.; Leiste, H. Optical and Structural Properties of the GaAs Heterostructures Grown Using AlGaAs Superlattice Buffer Layer on Compliant Si(100) Substrates with the Preformed Porous-Si (Por-Si) Layer. *J. Phys.: Conf. Ser.* 2021, 2086, 012046, doi:10.1088/1742-6596/2086/1/012046.

**Работы [1-7] опубликованы в периодических изданиях, рекомендованных ВАК для публикации основных результатов диссертации, и рецензируются в международных базах цитирования WoS и SCOPUS.**