

Институт физики микроструктур РАН – филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики Российской академии наук» им. А.В. Гапонова-Грехова

На правах рукописи

НАУЧНЫЙ ДОКЛАД

об основных результатах подготовленной научно–квалификационной работы (диссертации)

«ФОРМИРОВАНИЕ ОБЪЕМНЫХ И НИЗКОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ I_nN ДЛЯ ИСТОЧНИКОВ И ПРИЕМНИКОВ БЛИЖНЕГО ИК ДИАПАЗОНА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИИ »

по основной образовательной программе подготовки научно-педагогических кадров в аспирантуре

Научная специальность: 2.2.2–Электронная компонентная база микро- и наноэлектроники, квантовых устройств

Выполнил аспирант: Калининков Михаил Анатольевич

Научный руководитель: кандидат физ.-мат.наук:

Лобанов Дмитрий Николаевич

дата: ___ июня 2024г.

Нижний Новгород-2024г.

Актуальность темы исследования

Современные системы телекоммуникации и отображения информации предъявляют высокие требования к каждому компоненту системы. В частности, используемые устройства должны иметь высокую надежность, высокую квантовую эффективность (КЭ) и низкую стоимость производства. В настоящее время в видимом диапазоне длин волн наиболее эффективными и широко используемыми являются устройства на основе нитрида индия-галлия (InGaN) в сине-зеленой области спектра и на основе фосфида алюминия-индия-галлия (AlInGaP) в длинноволновой области видимого спектра [1 – 4]. При продвижении в сторону зелено-желтого спектрального диапазона, оптоэлектронные устройства на основе InGaN и AlInGaP демонстрируют резкое падение КЭ. Расширение рабочего спектрального диапазона оптоэлектронных устройств на основе этих прямозонных полупроводников позволило бы как минимум увеличить срок службы и снизить себестоимость оптоэлектронных устройств, работающих во всем видимом диапазоне. В тоже время нитридная технология является более привлекательной чем фосфидная за счет сохранения КЭ при уменьшении размера светодиода, экологической безопасности материалов, потенциально охватывает более широкий спектральный диапазон ($\sim 0.37 - 1.7$ мкм против $\sim 0.5 - 0.95$ мкм), включающий в себя окна прозрачности оптоволокна (0.85, 1.3 и 1.55 мкм). Кроме этого, благодаря развитой технологии формирования GaN на кремниевой подложке, нитридная технология может быть интегрирована с кремниевой.

Для получения высокоэффективных оптоэлектронных устройств на основе InGaN, работающих в красной и ближней ИК области спектра, необходимо в первую очередь развитие технологии получения высококачественных слоев с InGaN с содержанием In $> 30\%$, что осложнено рядом проблем. Увеличение содержания In в InGaN приводит к значительному возрастанию плотности дислокаций, связанной с большим рассогласованием параметров решеток InN и GaN ($\sim 11\%$) [5]. Дислокации могут негативным образом влиять на оптические характеристики получаемых слоев, являясь эффективными центрами безызлучательной рекомбинации [6], а также на их электрические характеристики, являясь одним из источников свободных носителей заряда [7]. В структурах с квантовыми ямами (КЯ) с увеличением содержания In в КЯ InGaN усиливается квантоворазмерный эффект Штарка, уменьшающий скорость излучательной рекомбинации [3]. Из-за термодинамической неустойчивости твердого раствора InGaN [8 – 12] при типичных температурах эпитаксии наблюдается фазовый распад (ФР) InGaN, приводящий к возникновению флуктуаций состава. Кроме этого из-за низкой температуры разложения InN ($\sim 500^\circ\text{C}$ в вакууме) эпитаксиальные слои InGaN с высоким содержанием In необходимо

формировать при низких температурах. Снижение температуры эпитаксии приводит к возрастанию плотности дислокаций и увеличению собственных точечных дефектов [13].

Степень разработанности темы исследования

В работах, посвященных InGaN с средним и высоким содержанием In, в основном рассмотрены структурные свойства InGaN слоев [см, например, 14,15], что связано с высокой плотностью дислокаций $> 10^{10}\text{см}^{-2}$ и высокой концентрацией свободных носителей $10^{17} - 10^{19}\text{см}^{-3}$, значительно затрудняющих исследование оптических и электрических характеристик слоев. Тем не менее, на достаточно несовершенных объемных слоях InN [16], обладающих высокой плотностью дефектов и высокой концентрацией свободных носителей заряда, научной группе из ИФМ РАН удалось продемонстрировать стимулированное излучение (СИ) в ИК диапазоне на длинах волн 1.64 – 1.9 мкм при температурах до 215 К.

В настоящее время весь прогресс в получении лазерного излучения от нитридных гетероструктур в красной и ИК области при комнатной температуре связан с низкоразмерными структурами. Лазерное излучения на длинах волн до 0.63 мкм при 300 К с квантовой эффективностью $\sim 1.6\%$ удалось успешно продемонстрировать от гетероструктур с квантовыми точками (КТ) InGaN, сформированных на подложке n^+ -GaN [17]. Дальнейшее продвижение лазерной генерации в ИК область спектра вплоть до 1.3 мкм удалось достигнуть за счет формирования гетероструктур с нитевидными нанокристаллами (ННК) типа "точка в нанопроволоке" (InN/InGaN) с квантовой эффективностью менее 0.1% [18]. Несмотря на высокую температурную стабильность излучения от структур с КТ InGaN и структур с КТ в ННК InN/InGaN, связанной с эффектами локализации носителей заряда в КТ и меньшей плотностью дефектов по сравнению с объемными слоями InGaN за счет релаксации упругих напряжений на боковой поверхности ННК, их практическое применение затруднено из-за низкой выходной мощности излучения. Кроме этого, формирование лазерных структур, в том числе различных резонаторных структур на основе ННК представляет собой сложную технологическую задачу. С этой точки зрения планарные структуры на основе InGaN, как структуры с КЯ InN/InGaN так и объемные слои InGaN, являются более перспективными для реализации практических задач.

Цель диссертационной работы

Целью диссертационной работы является развитие технологии роста полупроводниковых объемных и низкоразмерных гетероструктур на основе InN и его твердых растворов с Ga на несогласованной подложке методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота и исследование свойств выращенных эпитаксиальных гетероструктур для достижения высокой квантовой эффективности

межзонной рекомбинации в ближнем ИК диапазоне.

Задачи диссертационной работы

Для достижения целей диссертационной работы решались следующие задачи:

1. Исследование особенностей формирования InN и твердых растворов InGaN с содержанием In $\geq 50\%$ при различных температурах подложки и соотношениях потоков металла к активированному азоту (III/V) и их влияние на общее кристаллическое качество, электрические и оптические свойства
2. Определение условий достижения высокой квантовой эффективности межзонной рекомбинации от слоев InGaN различного состава.
3. Оптимизация параметров квантовых ям InN/InGaN с целью повышения квантовой эффективности фотолуминесценции в ИК диапазоне при комнатной температуре.

Научная новизна работы

1. Исследована зависимость свойств слоев InGaN с содержанием In $\geq 50\%$ от условий формирования методом молекулярно-лучевой эпитаксии с плазменной активацией азота. Установлены условия роста (температура подложки и соотношение потоков металла к активированному азоту III/V) при которых формируются однородные эпитаксиальные слои InGaN, обладающие высокой квантовой эффективностью межзонной рекомбинацией.

2. Впервые получено стимулированное излучение от объемных слоев InGaN с содержанием In $\geq 60\%$ в ИК диапазоне на длинах волн 1 — 1.65 мкм при температурах до ~ 200 К.

3. Показано, что при температурах роста $\leq 470^\circ\text{C}$ процессы разложения InGaN "средних составов" ($50 \leq \text{In} \leq 60\%$) происходят на поверхности роста и приводят к появлению поверхностных фаз металлического In и бинарного InN, в то время как фазовый распад приводит к модуляции состава InGaN по всему объему слоя.

4. Исследованы многослойные гетероструктуры с квантовыми ямами InN/InGaN, активная область которых сформирована в виде сверхрешетки InN/InGaN, согласованной по усредненному параметру решетки с нижележащим буферным слоем InGaN для компенсации упругих напряжений. Определены критические толщины квантовых ям InN, при которых в активной области структуры не происходит релаксации упругих напряжений. С помощью компьютерного моделирования таких структур, с учетом экспериментальных данных по критическим толщинам КЯ InN/InGaN, был определен оптимальный дизайн, обеспечивающий наилучшую локализацию носителей заряда и наибольшую величину интеграла перекрытия волновых функций носителей заряда.

5. Получен интенсивный сигнал спонтанной фотолюминесценции от гетероструктур с квантовыми ямами InN/InGaN в ближнем ИК диапазоне, обладающий высокой температурной стабильностью при повышении температуры с 77 до 300 К.

Практическая значимость работы

Практическая значимость работы заключается в развитии технологии получения планарных нитридных гетероструктур с слоями InGaN с различного состава ($50 \leq \text{In} \leq 100\%$) и многослойных гетероструктур с КЯ InN/InGaN, обладающих высокой квантовой эффективностью межзонной рекомбинации в ближнем ИК диапазоне длин волн вплоть до комнатных температур ($T=300\text{K}$). Результаты исследований подтверждают возможность создания оптоэлектронных устройств на основе InN и его твердых растворов с Ga, работающих в ближней ИК области спектра ($\sim 0.9 - 1.9 \text{ мкм}$).

Методология и методы исследования

Объектами для исследования являлись нитридные гетероструктуры, сформированные методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на установке STE 3N3 (ЗАО "НТО"). Использовались сапфировые (Al_2O_3) подложки диаметром 2" с ориентацией [0001], на которых последовательно выращивались высокотемпературные буферные слои AlN и GaN ($T_{\text{gr}}^{\text{AlN}} = 820^\circ\text{C}$ и $T_{\text{gr}}^{\text{GaN}} = 710^\circ\text{C}$) с толщинами $d_{\text{AlN}} \sim 200 \text{ нм}$ и $d_{\text{GaN}} \sim 700 \text{ нм}$. Для создания потока активированного азота использовался плазменный источник RF Atom Source HD 25 производства Oxford Applied Research; поток азота оставался неизменным в процессе роста на уровне 2 sccm (стандартных кубических сантиметра в минуту), мощность разряда плазменного источника азота варьировалась, обеспечивая необходимое соотношение III/V. Контроль эпитаксиального роста осуществлялся с помощью лазерной интерферометрии (ЛИ) и дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО).

Для характеристики выращенных структур были проведены исследования методами рентгенодифракционного (РДА) анализа на дифрактометре BRUKER D8 DISCOVER, методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на электронном микроскопе SUPRA 50VP (СЭМ) и атомно-силовой микроскопии (АСМ), измерений эффекта Холла и методами спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ). Методами РДА на основе (0002) ω -2 θ спектров были определены составы InGaN слоев, периоды и средний состав сверхрешеток InN/InGaN. Плотность прорастающих дислокаций в получаемых структурах определялась из ширины дифракционных пиков, регистрируемых при сканировании в направлениях (0004) и (10⁻¹²) по методике [19]. Методами СЭМ были определены толщины эпитаксиальных слоев

и качественно исследована их морфология поверхности. Методами АСМ были определены средние шероховатости поверхности слоев. С помощью Холловских измерений были определены слоевые концентрации носителей заряда и их подвижности при $T = 300$ К. Методами спектроскопии ФЛ были определены положения максимумов пиков излучения, их интегральная интенсивность, полная ширина пика на полувысоте (FWHM), а также температурное гашение сигнала ФЛ при увеличении температуры с $T = 77$ К до 300 К. Измерения спектров спонтанной ФЛ проводились при накачке структур непрерывным лазером с длиной волны излучения 450 нм и плотностью мощности накачки ~ 20 Вт/см² при температурах $T = 77$ К и 300 К. Спонтанное излучение собиралось с поверхности образца и анализировалось решеточным монохроматором, оснащенный многоэлементным InGaAs фотоприемником с длиной волны отсечки 2.1 мкм. Режим стимулированной эмиссии реализовывался при возбуждении импульсным оптическим параметрическим генератором, перестраиваемым в диапазоне $\lambda = 0.45\text{--}2.3$ мкм, с энергией до 3 мДж в импульсе длительностью 10 нс при частоте повторения 10 Гц. Для исследования свойств InGaN слоёв по толщине использовалось ионное травление Ar^+ , глубина травления контролировалась с помощью оптического интерферометра TALYSURF CCI 2000 и СЭМ.

Основные положения, выносимые на защиту

1. Планарные объемные эпитаксиальные слои InGaN с содержанием $50 \leq \text{In} \leq 100$ %, обладающие высокой квантовой эффективностью межзонной рекомбинации в ближнем ИК диапазоне, могут быть получены за счет роста при температурах подложки, близких к началу активного термического разложения InN (470°C), при оптимальном соотношении III/V, находящегося вблизи критического, необходимого для подавление процесса термического разложения.

2. Возникновение фаз металлического In и InN в InGaN слоях "средних составов" ($50 \leq \text{In} \leq 60$ %), сформированных при температурах ростах $\leq 470^\circ\text{C}$, связано с процессами термического разложения, затрагивающих только приповерхностную область. Возникновение модуляции состава InGaN слоя "среднего состава" связано с фазовым распадом, происходящим во всем объеме слоя.

3. От планарных гетероструктур InGaN/GaN/AlN/Al₂O₃ с активным слоем InGaN с содержанием $60 \leq \text{In} \leq 100$ % впервые получено стимулированное излучение в диапазоне длин волн $\lambda = 1 - 1.9$ мкм при температурах до ~ 200 К.

4. Гетероструктуры с многослойными квантовые ямами InN(1-3 нм)/InGaN(5-9 нм) с содержанием In $\sim 80\%$ в барьере InGaN обладают интенсивным сигналом спонтанной фотолюминесценции в ближнем ИК диапазоне и демонстрируют на порядок лучшую

температурную стабильность сигнала фотолюминесценции по сравнению с объемным слоем InN, что связывается с эффектами локализации носителей заряда в квантовой яме.

Публикации по теме

По представленным на защиту материалам автором опубликовано 19 работ. Опубликовано 7 статей в научных журналах [A1 – A7] и 15 материалов в сборниках конференций и тезисов докладов [T1— T15].

Личное участие автора

В исследованиях, вошедших в диссертацию, автором выполнялись следующие работы: участие в постановке научных задач, формирование эпитаксиальных структур методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота, измерение электрических характеристик сформированных структур методом Холла, анализ и обобщение полученных результатов, компьютерное моделирование гетероструктур с КЯ InN/InGaN, написание статей.

Апробация результатов

Все работы были представлены в рецензируемых журналах, входящих в перечень ВАК и докладывались и обсуждались как на российских так и на международных научных конференциях. Апробация содержащихся в данной диссертационной работе результатов исследования проводилась на следующих научных конференциях:

1. XXV-XXVIII Международном симпозиуме «Нанозифика и нанозлектроника» (г.Нижний Новгород, 2021-2024). - стендовые доклады.
2. XV -ой Российской конференции по физике полупроводников "Полупроводники-2022" (г.Нижний Новгород ,2022).-стендовый доклад.
3. 24-ой Всероссийской молодежной научной конференции "Актуальные проблемы физической и функциональной электроники" (Ульяновск, 2022).-устный доклад.
4. 24-ой Международной конференции "2023 IEEE 24th INTERNATIONAL CONFERENCE OF YOUNG PROFESSIONALS IN ELECTRON DEVICES AND MATERIALS(EDM)" (Республика Алтай, 2023).-устный доклад.

Структура и объём диссертации

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения и списка литературы, изложена на 86 страницах, содержит 42 рисунков и 6 таблиц.

Содержание работы по главам

Во введении обосновывается актуальность выбранной темы диссертации, обсуждается ее научная новизна и практическое применение, содержится постановка задачи исследования, формируется цель работы. Приводятся основные положения, выносимые на защиту. Указывается личное участие автора диссертации в проводимых исследованиях. Описывается структура и объем диссертации, краткое содержание работ по главам, приведены публикации по теме в научных журналах, входящих в перечень ВАК, и сборниках трудов конференций вместе со списком конференций, на которых были доложены основные результаты.

В первой главе приведены фундаментальные физические свойства InN, GaN и их твердых растворов. Описаны основные методы выращивания указанных материалов и основные проблемы, возникающие при формировании таких структур. Приведены основные применения нитридов металлов III группы в оптоэлектронике и указаны основные параметры оптоэлектронных устройств на их основе.

Во второй главе описывается использованное в работе технологическое оборудование, основные методы *in situ* контроля эпитаксиального роста и основные методы исследования свойств полученных образцов. Приведено подробное описание установки для молекулярно-пучковой эпитаксии STE 3N3 (ЗАО "НТО"). Кратко описаны методы расчета уровней размерного квантования в квантовых ямах InN/InGaN.

В третьей главе представлены результаты исследований влияния условий роста на структурное качество, морфологию поверхности, оптические и электрические свойства объемных слоев InN и InGaN с содержанием In ≥ 50 %.

В первом параграфе приведены результаты исследований слоев InGaN с высоким содержанием In 80 – 90%, выращенных при температурах роста $T_{gr} = 450 - 460^\circ\text{C}$ методом модулирования потоков металлов (ММЕ), а также в азотобогащенных ($\text{III/V} \sim 0.85$) и металлообогащенных ($\text{III/V} \sim 1.1$) условиях для сравнения. Метод ММЕ выбран исходя из того, что он может обеспечить формирование однородных эпитаксиальных слоев $\text{A}^{\text{III}}\text{N}$ с гладкой морфологией поверхности. Как указано в работе [15], большая шероховатость поверхности слоев InN может негативно сказываться на возможности достижения в них стимулированного излучения. При формировании слоев InGaN методом ММЕ варьировалось количество монослоев (МС) накопленного металла на поверхности за цикл роста: 0,5 МС, 1 МС, 2 МС. Было обнаружено, при накоплении на поверхности более 1 МС металла в одном цикле ММЕ роста наблюдается формирование периодической структуры в направлении роста из слоев InGaN различного состава, вызванное сегрегацией In (Рис.1).

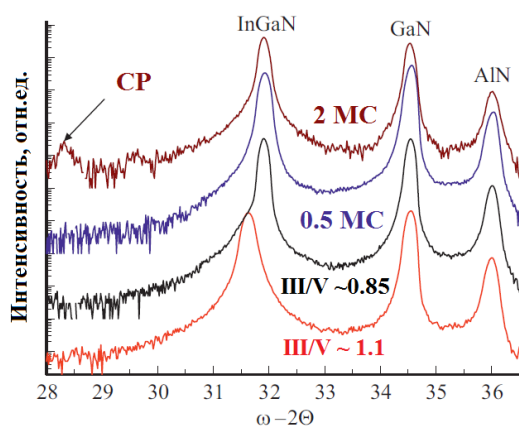


Рис.1. (0002) ω - 2θ спектры рентгеновской дифракции образцов с InGaN слоями, выращенными в различных условиях. Пик, обозначенный CP, указывает на появление сверхрешётки.

Плотность прорастающих дислокаций в слоях InGaN, выращенных методом ММЕ оказалась меньше, чем в слоях InGaN, выращенных в азот и металлобогатых условиях. Измеренные шероховатости слоев оказались наименьшими (с среднеквадратичной шероховатостью < 1 нм) у слоев InGaN, выращенных в металлобогатых условиях. Несмотря на это, стимулированное излучение от слоев InGaN, выращенных в металлобогатых условиях, не наблюдалось, что может быть связано с высокой концентрацией электронов и высокой плотностью дислокаций в этом образце. Среди всех образцов наименьшим порогом наблюдения стимулированного излучения обладал образец, выращенный в азотобогащенных условиях, что связывается с наименьшей концентрацией свободных носителей в этом образце.

Во втором параграфе приведены результаты исследований особенностей роста и свойств слоев InGaN с содержанием $75 \leq \text{In} \leq 100\%$, выращенных в азотобогащенных условиях III/V ~ 0.85 при температурах роста $T_{\text{гр}} = 450 - 460^\circ\text{C}$. При таких выбранных условиях роста, согласно исследованиям методами РДА (Рис.2), формируются однородные эпитаксиальные слои InGaN: ω - 2θ спектры содержат только один симметричный пик от InGaN слоя (пики GaN и AlN происходят от буферных слоев), смещающийся в сторону GaN при увеличении содержания Ga.

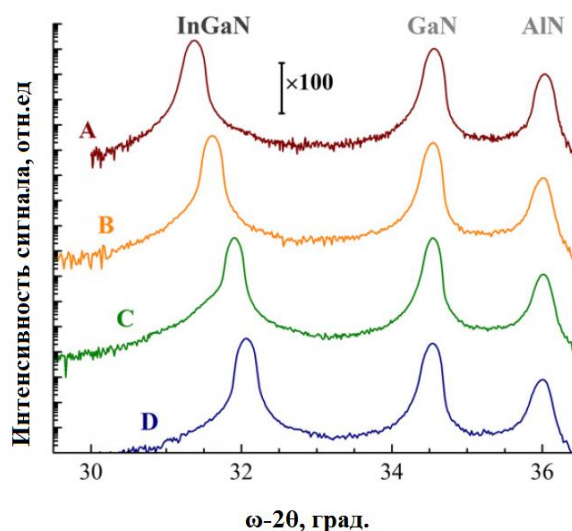


Рис.2. (0002) $\omega-2\theta$ спектры рентгеновской дифракции образцов с InGaN слоями, различного содержания.

По мере увеличения содержания Ga с 0 до 25% в InGaN, общее кристаллическое качество структуры ухудшается: плотность прорастающих дислокаций увеличивается практически в два раза (Таблица.1.). Такое ухудшение кристаллического качества приводит к возрастанию концентрации свободных носителей заряда. Среднеквадратичная шероховатость поверхности у всех образцов составляет 4-5 нм, согласно исследованиям методами АСМ.

Таблица 1. Параметры исследуемых эпитаксиальных слоев: $X_{[In]}$ - содержания In в InGaN слое, согласно РДА анализу, N_D -плотность дислокаций, n_e -концентрация носителей заряда, μ_e -подвижность носителей заряда.

Образец	A	B	C	D
$X_{[In]}, \%$	100	90	81	75
$N_D, 10^{10} \text{см}^{-2}$	3.5	4	5.9	6.2
$n_e, 10^{19} \text{см}^{-3}$	1.4	2.5	2.5	3.1
$\mu_e, \text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$	1330	790	630	430

От таких образцов впервые было получено стимулированное излучение в ближнем ИК диапазоне длин волн (Рис.3) при температурах до 210 К.

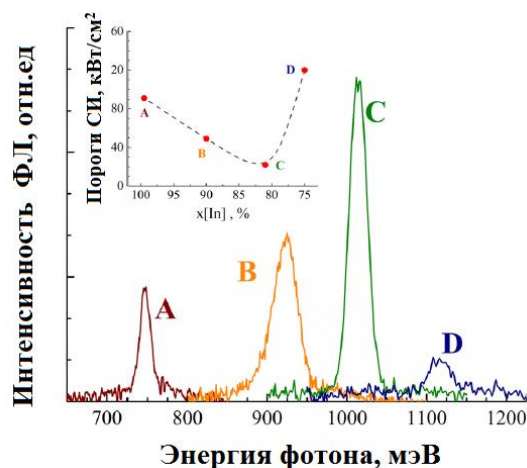


Рис.3. Спектры стимулированного излучения от слоев InGaN различного состава при $T=77\text{K}$. На вставке приведены пороги стимулированного излучения.

Показано, что увеличение содержания Ga в InGaN до 20% приводит к снижению порогов стимулированного излучения, что связывается с уменьшением коэффициента оже рекомбинации. Дальнейшее увеличение содержания Ga до 25 % приводит к резкому росту порога стимулированного излучения из-за ухудшение общего кристаллического качества эпитаксиального слоя (Таблица.1.).

В третьем параграфе приведены результаты исследования влияния температуры эпитаксиального роста на общее кристаллическое качество, оптические и электрические характеристики InGaN слоя с содержанием In $\sim 80\%$. Данный состав InGaN слоя выбран исходя из того, что он обладал наименьшим порогом наблюдения стимулированного излучения среди образцов InGaN с содержанием $75 \leq \text{In} \leq 100\%$. Слои InGaN с содержанием In $\sim 80\%$ были выращены в азотобогащенных условиях $\text{III/V} \sim 0.85$ при $T_{\text{gr}} = 430 - 510^\circ\text{C}$. Исследования методами РДА показывают, что при температурах до $T_{\text{gr}} = 500^\circ\text{C}$ в РД ω - 2θ спектрах InGaN слоев (Рис.4.а) присутствует только один симметричный пик от InGaN (сигналы от AlN и GaN происходят от буферных слоев), что подтверждает формирование однородных эпитаксиальных слоев. При повышении температуры до $T_{\text{gr}}=510^\circ\text{C}$, в спектре РД присутствуют сигналы от металлического In и бинарного InN, что связывается с начавшимися процессами разложения. Не смотря на это плотности дислокаций уменьшаются с $4.5 \cdot 10^{10}\text{см}^{-2}$ до $3 \cdot 10^{10}\text{см}^{-2}$ при увеличении температуры с 430 до 510°C .

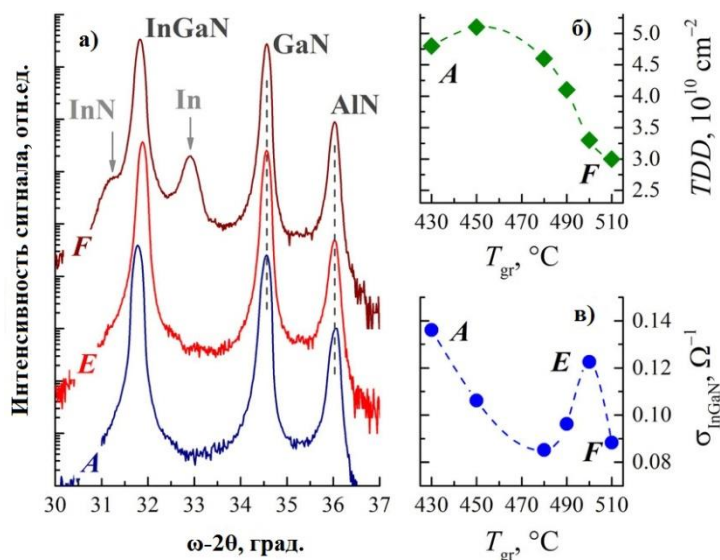


Рис.4. ω - 2θ спектры рентгеновской дифракции образцов с InGaN слоями, выращенными при различных T_{gr} . Образцы от А до Е имеют практически одинаковые спектры за исключением небольших различий в составе слоя, в то время как для образца F наблюдается фазы In и InN; (б) плотность прорастающих дислокаций, оцененная по асимметричным (10–12) сканам в зависимости от T_{gr} ; (в) слоевая электропроводность полученных слоев InGaN в зависимости от T_{gr} .

Согласно исследованиям методами СЭМ с увеличением температуры роста наблюдается увеличение шероховатости поверхности эпитаксиального слоя InGaN. При оценке шероховатости поверхности слоя путем измерения интенсивности рассеянного света накачки, обнаружено возрастание рассеянной мощности с увеличением T_{gr} .

Исследование оптических свойств показывает, что интегральная интенсивность сигнала ФЛ возрастает с увеличением T_{gr} , что может быть связано с улучшением кристаллического качества, но измеренные пороги СИ носят немонотонный характер: сначала снижаются с 25 до 10 кВт/см² по мере увеличения T_{gr} с 430 до 470–480 $^{\circ}\text{C}$, что согласуется с улучшением кристаллического качества, а затем резко возрастают до 40 кВт/см² при $T_{gr} = 500^{\circ}\text{C}$, что связано с увеличением шероховатости поверхности слоя (Рис.6). В образце, выращенным при $T_{gr} = 510^{\circ}\text{C}$, СИ не наблюдалось.

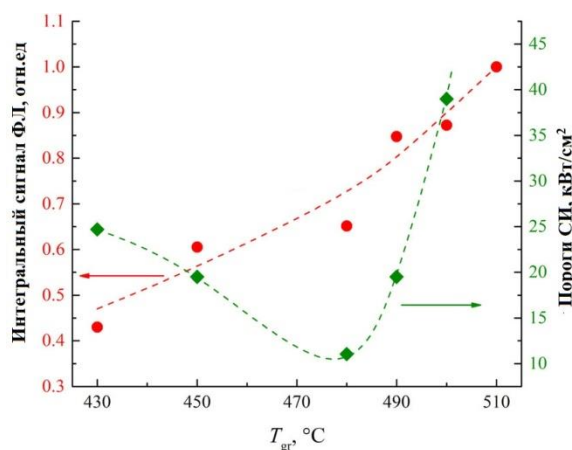


Рис.5. Зависимость интегральной интенсивности ФЛ (при слабой непрерывной накачке) и порога стимулированного излучения (при импульсном возбуждении) от температуры роста образца.

В четвертом параграфе представлены результаты исследований слоев InGaN с содержанием $50 < \text{In} < 80$ %. Данный диапазон составов выбран для количественного понимания особенностей ростовых режимов, определяющих границы термического разложения и фазового распада, а также определения условий формирования однородных эпитаксиальных слоев "средних" составов ($50 \leq \text{In} \leq 60$ %). Согласно исследованиям методами РДА, при температурах роста $T_{gr} = 470^\circ\text{C}$ и соотношении III/V ~ 0.9 увеличение содержания Ga в InGaN приводит к ухудшению общего кристаллического качества и как следствие ухудшение их излучательных свойств. При приближении к "средним составам" наблюдается значительное усиление процессов термического разложения и фазового распада, что проявляется в виде интенсивных сигналов от InN и "плеча" рядом с основным сигналом от InGaN в $\omega-2\theta$ спектре рентгеновской дифракции (Рис.6.а). С помощью ионного травления образца InGaN "среднего состава" на различную глубину, было установлено, что формирование фазы InN происходит только в приповерхностной области (100 нм). Появление этой фазы связано с термическим разложением. По окончании роста, при выдержке поверхности под потоком активированного азота, накопленный на поверхности In связывается с атомами азота и формируют фазу InN. Возникновение "плеча" у основного сигнала от InGaN в спектре рентгеновской дифракции связано с фазовым распадом, который приводит к возникновению фаз InGaN различного состава во всем объеме осаждаемого слоя InGaN. При исследовании спектров фотолюминесценции InGaN слоев "средних составов" было обнаружено, что после удаления (травления) приповерхностного слоя (~ 100 нм) образца значительно улучшаются его излучательные характеристики (Рис.6.б), что связано с отсутствием сильно поглощающего приповерхностного слоя InN.

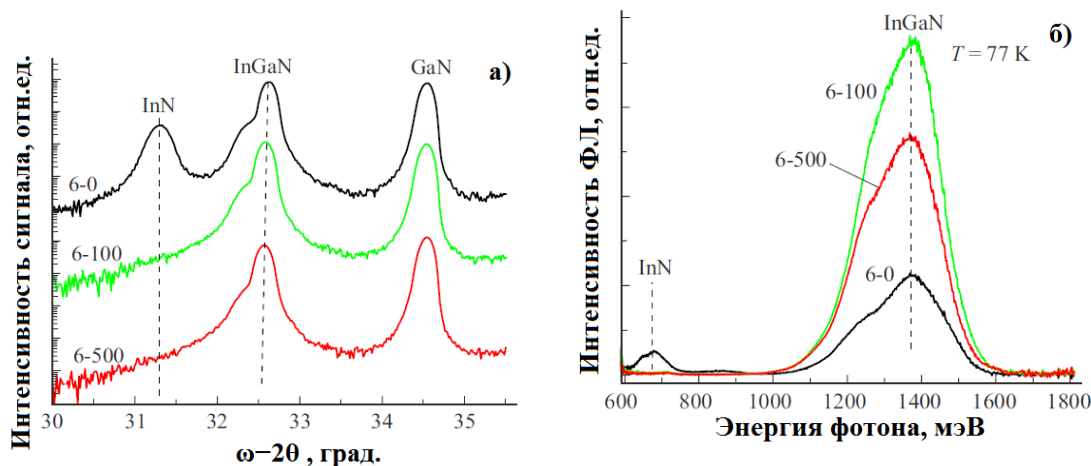


Рис.6. а — (0004) $\omega-2\theta$ спектры рентгеновской дифракции образца 6 с InGaN-слоем с содержанием In~60%, выращенными при $T_{gr} = 450^\circ\text{C}$ и соотношении III/V~ 0.85 после роста (6-0), после ионного травления на глубину 100 нм (6-100), после ионного травления на глубину 500 нм (6-500). б — спектры спонтанной фотолуминесценции, измеренные при 77К от образцов 6-0, 6-100 и 6-500.

Подавление процессов разложения и фазового распада растущего слоя InGaN за счет перехода к более низкотемпературному росту приводит к значительному ухудшению общего качества формируемых структур и ухудшению их оптических характеристик (Рис.7.а,б). В качестве альтернативного подхода к подавлению процессов разложения и фазового распада опробован высокотемпературный (470°C) рост в сильно азотобогащенных условиях (соотношение потоков III/V ~ 0.6), позволяющих существенно замедлить поверхностную диффузию. Сформированный при таких условиях эпитаксиальный слой InGaN является однородным и демонстрирует интенсивный сигнал фотолуминесценции.

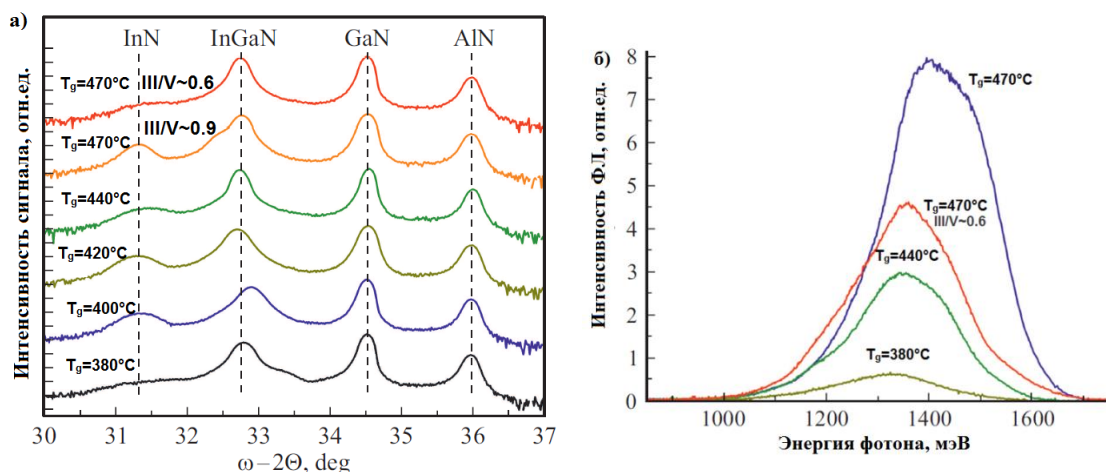


Рис.7.а) (0004) $\omega-2\theta$ спектры рентгеновской дифракции образцов со слоями InGaN с содержанием $x_{[\text{In}]} \sim 50\%$, выращенных в различных условиях. **б)** спектры спонтанной ФЛ исследуемых образцов при $T=77\text{K}$.

В пятом параграфе приведены результаты исследований слоев InGaN с содержанием $50 \leq \text{In} \leq 100\%$, выращенных при различных III/V и фиксированной температуре роста 470°C , для определения условий достижения эффективной межзонной фотолюминесценции в ближнем ИК диапазоне. Показано, что максимальное соотношение III/V необходимое для получения однородных слоев InGaN, немонотонно зависит от состава. При увеличении содержания Ga до 20%, соотношение возрастает, что связывается со стабилизацией твердого раствора атомами галлия из-за того, что связь Ga-N сильнее чем In-N. Дальнейшее увеличение Ga приводит к необходимости снижения III/V из-за усиления процессов фазового распада и термического разложения (Рис.6).

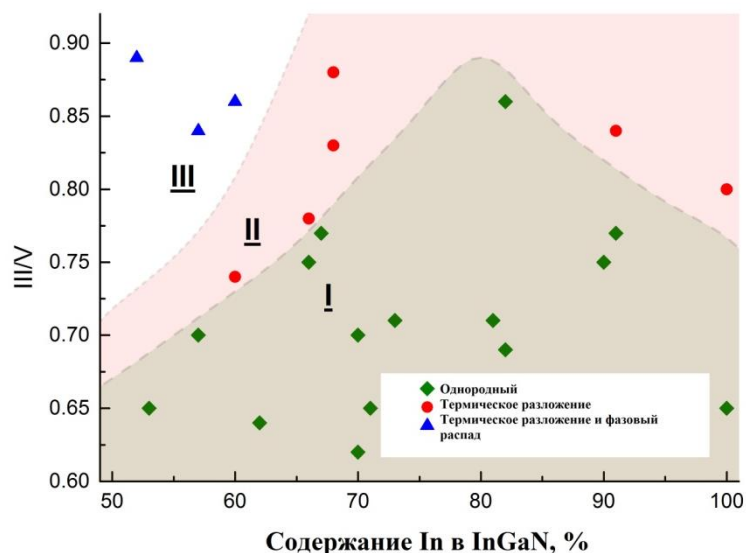


Рис.6. Образцы с InGaN слоями в зависимости от содержания In и соотношения III/V.

Штриховая линия на глаз отделяет область параметров, где возможно получение однородных слоёв InGaN (I), от области где наблюдается термическое разложение InGaN слоя (II). Двойная штриховая линия на глаз отделяет область параметров, где наблюдается термическое разложение (II) от области, где наблюдается термическое разложение с фазовым распадом (III).

Показано, что однородность эпитаксиального слоя является одним из необходимых условий достижения стимулированной эмиссии. В слоях, где наблюдалось частичное разложение, несмотря на сравнимое с другими кристаллическое качество и интенсивный сигнал ФЛ, стимулированное излучение не наблюдалось.

Для фиксированного состава InGaN, наблюдается немонотонная зависимость наблюдаемых порогов стимулированного излучения от III/V, с оптимумом вблизи критического соотношения, необходимого для подавления термического разложения. Снижение III/V ниже минимального приводит к росту порогов стимулированного излучения, что связывается с развитием шероховатости слоев т.к. кристаллическое качество остается на одном уровне.

В четвертой главе в первом параграфе представлены результаты исследований по формированию квантовых ям InN/InGaN и их свойствам. Активная область исследуемых структур, для компенсации накопления упругих напряжений, была сформированы в виде сверхрешетки InN/InGaN, согласованной по усредненному параметру решетки с нижележащим буферным слоем InGaN. Формирование квантовых ям осуществлялось методом ММЕ при $T_{gr} = 450 - 460^\circ\text{C}$. Времена открытия заслонок были подобраны таким

образом, чтобы за время осаждения барьерного слоя InGaN, на ростовой поверхности накапливалось более 2 МС металла. В таких условиях формируется периодическая структура InN/InGaN. При росте широких КЯ >2.5 нм во время втором этапа цикла роста ММЕ дополнительно открывалась заслонка In, для обеспечения необходимого количества материала. Для сравнения был выращен объемный слой InN при таких же температурах роста, но в азотобогащенных условиях (III/V~0.85). Исследования методами РДА показали, что ω -2 Θ спектры рентгеновской дифракции структур с КЯ содержат сателлитные пики высоких порядков, что говорит о хорошей периодичности структуры (Рис.9). Было показано, что при росте относительно узких квантовых ям InN, шириной до 3 нм, в активной области структуры не происходит релаксации упругих напряжений, а плотность дислокаций сохраняется на уровне $N_D \sim (3-4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что соответствует плотности дислокаций в InGaN-буфере (Таблица 3).

Таблица 3. Ростовые параметры и характеристики исследуемых образцов. Приведены номинальные толщины КЯ (d_{QW}) в формируемой сверхрешетке InN/InGaN, толщины и составы барьерных слоев (d_{barr} и x_{In}^{barr}), доля индия в буферном слое InGaN (x_{In}^{buf}), плотность прорастающих дислокаций (N_D) и концентрация свободных электронов (n_e), измеренная при $T=300 \text{ К}$.

Образец	d_{QW} , нм	d_{barr} , нм	x_{In}^{barr} , %	x_{In}^{buf} , %	N_D , 10^{10} см^{-2}	n_e , 10^{19} см^{-3}
#1	1	4.6	82	85	3.7	1.31
#2	2	9	83	88	3.7	1.38
#3	3	9.5	83	88	3.4	1.53
#4	4	9.3	78	87	6.7	2.62
#5	5.7	12.8	76	87	11	4.22

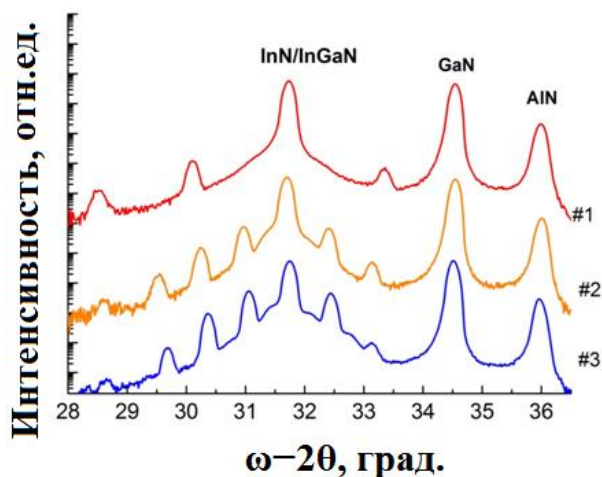


Рис.9. (0002) ω - 2θ спектры рентгеновской дифракции структур с МКЯ InN/InGaN. Отражения, отмеченные как GaN и AlN, исходят от соответствующих буферных слоев.

Выращенные структуры с КЯ InN/InGaN демонстрируют интенсивную фотолюминесценцию в диапазоне длин волн 1.3–1.5 мкм с лучшей температурной стабильностью сигнала фотолюминесценции по сравнению с объемным слоем InN (гашение фотолюминесценции в ~ 3 и ~ 25 раз соответственно, в диапазоне температур 77–300К).

Во втором параграфе приведены результаты моделирования гетероструктур с квантовыми ямами InN(1–3 нм)/In_xGa_{1-x}N(5 нм) с $x=0.7$ –0.9 с различными дизайнами (периодами и толщинами). Такие параметры выбраны исходя из экспериментальных данных по критическим толщинам КЯ InN/InGaN. Определено, что оптимальным дизайном обеспечивающие наибольшую величину интеграла перекрытия волновых функций (Γ) носителей заряда (рис.10.) и наилучшую локализацию тяжелых дырок при комнатной температуре ($\gg kT$, $T=300K$), среди моделируемых структур, обладают структуры с КЯ InN(1–3 нм)/In_{0.7}Ga_{0.3}N (5 нм).

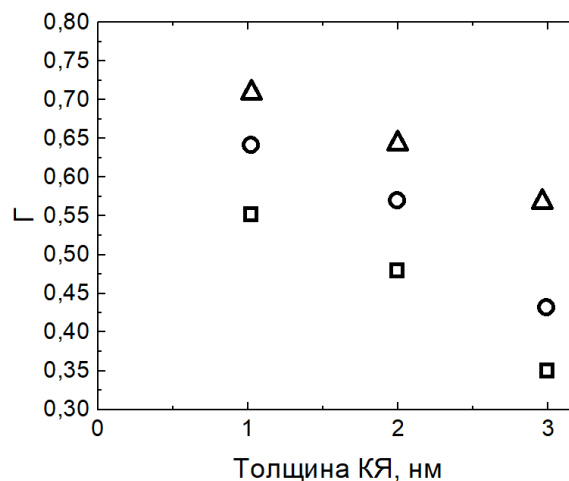


Рис. 10. Перекрытие волновых функций электронов и тяжелых дырок в зависимости от толщин КЯ InN при толщинах барьера InGaN 5 нм. Обозначения: квадрат - InN/In_{0.9}Ga_{0.1}N, кружок - InN/In_{0.8}Ga_{0.2}N, треугольник - InN/In_{0.7}Ga_{0.3}N.

Энергии переходов, независимо от состава барьера, с увеличением толщины КЯ InN с 1 до 3 нм уменьшаются с ~ 0.9 эВ до ~ 0.7 эВ, что согласуется с опусканием уровня размерного квантования тяжелых дырок ко дну КЯ. Для тонких КЯ 1–2 нм, рассчитанные энергии переходов близки к положению максимумов пиков фотолюминесценции (ФЛ) от структур с КЯ InN (1–2 нм)/ In_{0.8}Ga_{0.2}N (5–9 нм) (рис.10). Для КЯ 3 нм, рассчитанная энергия перехода на ~ 150 мэВ меньше, чем положение максимума пика ФЛ от структуры с КЯ InN (3 нм)/ In_{0.8}Ga_{0.2}N (9 нм). Это может быть объяснено тем, что "реальная" толщина КЯ в структуре несколько меньше, чем та, что была определена экспериментально.

В заключении сформулированы основные результаты, полученные в данной работе:

1. Определены условия формирования однородных объемных слоев InGaN с содержанием In $\geq 50\%$, обладающих высокой квантовой эффективностью межзонной рекомбинации в ИК диапазоне.
2. Получено стимулированное излучение от объемных слоев InGaN с содержанием In $\geq 60\%$ с концентрацией свободных электронов $> 10^{19} \text{ см}^{-3}$ на длинах волн $1 - 1.65 \text{ мкм}$ при температурах до $\sim 200 \text{ К}$ при импульсном режиме возбуждения. Показана немонотонная зависимость минимально наблюдаемых порогов стимулированного излучения в зависимости от состава и для фиксированного состава в зависимости от III/V. Определены факторы влияющие на величину порога стимулированной эмиссии: плотность дислокаций, однородность слоя, шероховатость поверхности, состав InGaN слоя.
3. Определены оптимальные параметры квантовых InN(1-3нм)/In_xGa_{1-x}N(5 нм) с $x=0.7-0.9$, обеспечивающие наибольшую эффективность фотолюминесценции в ИК диапазоне. Показано, что в узких КЯ 1-2 нм менее выражен квантоворазмерный эффект Штарка, что обеспечивает высокую величину интеграла перекрытия волновых функций носителей заряда $\Gamma > \sim 0.5$ для всех составов барьера из выбранного диапазона. Полученный результат подтверждается экспериментально.
4. Получен интенсивный сигнал фотолюминесценции от гетероструктур с квантовыми ямами InN/InGaN с содержанием In $\sim 80\%$ в барьере в ИК диапазоне на длинах волн $1.3 - 1.5 \text{ мкм}$ при $T=300\text{К}$.

Список публикаций автора

2021 год

A1. Андреев, Б.А. Особенности структурных и оптических свойства InGaN-слоев, полученных методом МПЭ ПА с импульсной подачей потоков металлов/ Б.А. Андреев, Д.Н. Лобанов, Л.В. Красильникова, К.Е. Кудрявцев, А.В. Новиков, П.А. Юнин, М.А. Калинин, Е.В. Скороходов, М.В. Шалеев, З.Ф. Красильник // Физика и техника полупроводников. – 2021. –Т. 55. Вып. 9. –С.766-772.

(<https://doi.org/10.21883/FTP.2021.09.51292.22>).

A2. Lobanov, D. N. Near-infrared stimulated emission from indium-rich InGaN layers grown by plasma-assisted MBE / D. N. Lobanov, K. E. Kudryavtsev, M. I. Kalinnikov, L. V. Krasilnikova, P. A. Yunin, E. V. Skorokhodov, M. V. Shaleev, A. V. Novikov, B. A. Andreev, Z. F. Krasilnik // Appl. Phys. Lett. – 2021. – V 118. Iss 15.

(<https://doi.org/10.1063/5.0047674>).

2022 год

A3. Андреев, Б.А. Формирование слоев InGaN средних составов методом МПЭ ПА для лазерных источников красного и ИК диапазона / Б.А. Андреев, Д.Н. Лобанов, Л.В. Красильникова, К.Е. Кудрявцев, А.В. Новиков, П.А. Юнин, М.А. Калинин, Е.В. Скороходов, З.Ф. Красильник // Физика и техника полупроводников. – 2022. –Т. 56. Вып. 7. –С.700-704.

(<https://doi.org/10.21883/FTP.2022.07.52763.18>).

A4. Kudryavtsev, K. E. Plasma-Assisted Molecular Beam Epitaxy of In-Rich InGaN: Growth Optimization for Near-IR Lasing / K. E. Kudryavtsev, D. N. Lobanov, L.V. Krasilnikova, A. N. Yablonskiy, P. A. Yunin, E.V. Skorokhodov, M. A. Kalinnikov, A.V. Novikov, B. A. Andreev, Z. F. Krasilnik // ECS Journal of Solid State Science and Technology. – 2022. – V .11. N. 1.

(<https://doi.org/10.1149/2162-8777/ac4d80>).

A5. Калинин, М.А. Формирование методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота гетероструктур с множественными квантовыми ямами InN/InGaN на сапфире/ М.А. Калинин, Д.Н. Лобанов, К.Е. Кудрявцев, Б.А. Андреев, П.А. Юнин, Л.В. Красильникова, А.В. Новиков, Е.В. Скороходов, З.Ф. Красильник //Физика и техника полупроводников. – 2022. – Т.56. Вып. 9. –С.848-854.

(<https://doi.org/10.21883/FTP.2022.09.53403.38>)

2023 год

A6. Калинин, М.А. Особенности формирования объемных слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ в зоне несмешиваемости твердых растворов ($x \sim 0.6$) методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота/ М.А. Калинин, Д.Н. Лобанов, К.Е. Кудрявцев, Б.А. Андреев, П.А. Юнин, Л.В. Красильникова, А.В. Новиков, Е.В. Скороходов, З.Ф. Красильник // Физика и техника полупроводников. –2023. –Т. 57. Вып. 6. – С.444-450 (<https://doi.org/10.21883/FTP.2023.06.56472.38k>)

A7. Kudryavtsev, K. E. Analysis of the optical gain due to free-to-bound electronic transitions in indium-rich InGaN layers/ К. Е. Kudryavtsev, В. А. Andreev, D. N. Lobanov, М. А. Kalinnikov, А. N. Yablonskiy, Р. А. Yunin, А. V. Novikov, Z. F. Krasilnik//: J. Appl. Phys. – 2023. –V. 134, 215701 (<https://doi.org/10.1063/5.0178131>)

Материалы конференций и тезисы докладов с участием автора

Т1. Андреев, Б.А. Стимулированное излучение электрондырочной плазмы в гетероструктурах InN/GaN/ при оптической накачке / Б.А. Андреев, М.А. Калинин, Л.В. Красильникова, К.Е.Кудрявцев, Д.Н. Лобанов, А.В. Новиков, А.Н. Яблонский, З.Ф. Красильник // Труды XXV Международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника». –2021.–С. 554–555.

Т2. Калинин, М.А. Формирование нитридных гетероструктур с квантовыми ямами InN/InGaN методом ПА МПЭ на сапфире / М.А. Калинин, Д.Н. Лобанов, Б.А. Андреев, К.Е. Кудрявцев, Л.В. Красильникова, П.А. Юнин, П.А. Бушуйкин, Е.В. Скороходов, А.Н. Яблонский, А.В. Новиков, З.Ф. Красильник // Труды XXV Международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника». –2021. –С. 697–698.

Т3. Лобанов, Д.Н. Особенности структурных и оптических свойств InGaN слоёв, полученных методом МПЭ ПА с импульсной подачей потоков / Д.Н. Лобанов, Б.А. Андреев, К.Е. Кудрявцев, Л.В. Красильникова, П.А. Юнин, М.В. Шалеев, Е.В. Скороходов, М.А. Калинин, А.В. Новиков, З.Ф. Красильник // Труды XXV Международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника» . –2021. –С. 736–737.

Т4. Калинин, М.А. Формирование эпитаксиальных слоев InGaN для источников видимого красного и ИК диапазонов методом ПА МПЭ на сапфире / М.А. Калинин, Д.Н. Лобанов, Б.А. Андреев, К.Е. Кудрявцев, П.А. Юнин, Е.В. Скороходов, А.В. Новиков, З.Ф. Красильник // Труды XXVI Международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника». – 2022. –С. 830–831.

Т5. Лобанов, Д.Н. Влияние температуры роста на стимулированное излучение в ИК диапазоне InGaN слоев, полученных методом МПЭ ПА / Д.Н. Лобанов, Б.А. Андреев, К.Е. Кудрявцев, Л.В. Красильникова, П.А. Юнин, Е.В. Скороходов, М.А. Калинин, А.В. Новиков, З.Ф. Красильник // Труды XXVI Международного симпозиума «Нанофизика и нанoeлектроника». –2022. –С. 903–904.

Т6. Калинин, М.А. Формирование эпитаксиальных слоев InGaN для источников видимого красного и ИК-диапазонов методом ПА МПЭ / М.А. Калинин, Д.Н. Лобанов, Б.А. Андреев, К.Е. Кудрявцев, П.А. Юнин, Е.В. Скороходов, А.В. Новиков, З.Ф. Красильник // сборник трудов XV Российской конференции по физике полупроводников, "Полупроводники-2022".–2022. –С.21.

Т7. Кудрявцев, К.Е. Эпитаксиальные слои InGaN для лазеров ИК-диапазона: анализ фотолюминесценции и оптического усиления / К.Е. Кудрявцев, Д.Н. Лобанов, М.А. Калинин, Д.В. Шенгуров, Е.Е. Морозова, А.Н. Яблонский, П.А. Юнин, Б.А. Андреев, А.В. Новиков, З.Ф. Красильник // Сборник трудов XV Российской конференции по физике полупроводников, "Полупроводники-2022".–2022. –С.27.

Т8. Андреев, Б.А. Стимулированное излучение ИК-диапазона в слоях InGaN, полученных методом МПЭ ПА / Б.А. Андреев, К.Е. Кудрявцев, М.А. Калинин, Д.Н. Лобанов, А.В. Новиков, Е.В. Скороходов, П.А. Юнин, З.Ф. Красильник // Сборник трудов XV Российской конференции по физике полупроводников, "Полупроводники-2022".–2022. –С.29.

Т9. Калинин, М.А. Формирование нитридных гетероструктур с множественными квантовыми ямами InN/InGaN методом ПА МПЭ/ М.А. Калинин, Д.Н. Лобанов, К.Е. Кудрявцев, Б.А. Андреев, Л.В. Красильникова, П.А. Юнин, Е.В. Скороходов, А.В. Новиков, З.Ф. Красильник // Сборник трудов конференции Актуальные проблемы физической и функциональной электроники, Ульяновск.–2022. –С.142– 144.

Т10. Лобанов, Д. Н. Рост и оптические свойства InGaN-слоев для ИК-диапазона, полученных на кремнии, сапфире и темплейтах методом МПЭ ПА / Д.Н. Лобанов, Б. А. Андреев, К. Е. Кудрявцев, П. А. Юнин, Е. В. Скороходов, М. А. Калинин, А. В. Новиков, З. Ф. Красильник // Труды XXVII Международного симпозиума «Наноп физика и наноэлектроника». –2023. – С. 661– 662.

Т11. Калинин, М. А. Особенности формирования эпитаксиальных слоев InGaN для оптоэлектронных устройств красного и ближнего ИК-диапазонов / М. А. Калинин, Д. Н. Лобанов, Б.А. Андреев, К. Е. Кудрявцев, П. А. Юнин, Е. В. Скороходов, А. В. Новиков, З. Ф. Красильник // Труды XXVII Международного симпозиума «Наноп физика и наноэлектроника». –2023. –С.610–611.

T12. Kalinnikov, M. A. Stoichiometry Optimization in InGaN Epitaxy Towards Stimulated Emission in Near Infrared with Minimum Threshold / M.A. Kalinnikov, D.N. Lobanov, K.E. Kudryavtsev, B.A. Andreev, A.V. Novikov, Z.F. Krasilnik // 2023 IEEE 24th International Conference of Young Professionals in Electron Devices and Materials (EDM).– 2023. – С. 870–873.

T13. Андреев, Б. А. Особенности стимулированной эмиссии в гетероструктурах InN/GaN/AlN/Al₂O₃, связанные с локализацией носителей / Андреев Б. А., Кудрявцев К. Е., Давыдов В. Ю., Красильникова Л. В., Лобанов Д. Н., Калинин М. А., Новиков А. В. // Труды XXVIII Международного симпозиума «Нанопизика и нанозлектроника». –2024. – С. 575– 577.

T14. Калинин, М. А., Квантовые ямы InN/InGaN для оптоэлектронных устройств ближнего ИК-диапазона / Калинин М. А., Лобанов Д. Н., Андреев Б. А., Кудрявцев К. Е., Юнин П. А., Скороходов Е. В., Новиков А. В., Красильник З. Ф. // Труды XXVIII Международного симпозиума «Нанопизика и нанозлектроника». –2024. – С. 682– 684.

T15. Лобанов, Д. Н. Влияние отношения потоков III и V групп на структурные, оптические свойства и стимулированное излучение планарных структур с InGaN-слоями в ИК-диапазоне / Лобанов Д. Н., Андреев Б. А., Кудрявцев К. Е., Юнин П. А., Скороходов Е. В., Калинин М. А., Новиков А. В., Красильник З. Ф. // Труды XXVIII Международного симпозиума «Нанопизика и нанозлектроника». –2024. – С. 712– 714.

Список литературы

1. Kour, R. Recent advances and challenges in indium gallium nitride (InGaIn) materials for solid state lighting / R. Kour, S. Arya, S. Verma, A. Singh, P. Mahajan, A. Khosla // *ECS Journal of Solid State Science and Technology*. – 2019. – Т. 9. – №. 1. – С. 015011.. DOI :10.1149/2.0292001JSS.
2. Feng, Z.C. *Handbook of Solid-State Lighting and LEDs* (Boca Raton, FL, CRC Press, Taylor & Francis Group, 2017), p. 3–13. DOI:10.1201/9781315151595
3. Roccaforte, F. M. *Nitride Semiconductor Technology Power Electronics and Optoelectronic Devices*, (Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA,2020) pp.254–264.
4. Damilano, B. Yellow–red emission from (Ga, In) N heterostructures / B. Damilano, B. Gil // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2015. – Т. 48. – №. 40. – С. 403001. DOI:10.1088/0022-3727/48/40/403001
5. Morkoc, H. Large-band-gap SiC, III-V nitride, and II-VI ZnSe-based semiconductor device technologies / H. Morkoc, S. Strite, G.B. Gao, M.E. Lin, B. Sverdlov,, M. Burns // *Journal of Applied physics*. – 1994. – Т. 76. – №. 3. – С. 1363-1398.DOI:10.1063/1.358463
6. Dai,Q. Internal quantum efficiency and nonradiative recombination coefficient of GaInN/GaN multiple quantum wells with different dislocation densities / Q. Dai, M.F. Schubert, M.H. Kim, J.K. Kim, E.F. Schubert, D.D. Koleske, M.H. Crawford, S.R. Lee, A.J. Fischer, G. Thaler, M.A. Banas. // *Applied Physics Letters*. – 2009. – Т. 94. – №. 11.
7. Kalesaki, E. Effect of edge threading dislocations on the electronic structure of InN / Kalesaki, E., Kioseoglou, J., Lymperakis, L., Komninou, P., & Karakostas, T. // *Applied Physics Letters*. – 2011. – Т. 98. – №. 7.
8. Stringfellow, G.B. Microstructures produced during the epitaxial growth of InGaIn alloys / Stringfellow G. B. // *Journal of Crystal Growth*. – 2010. – Т. 312. – №. 6. – С. 735-749 DOI:. 10.1016/j.jcrysgro.2009.12.018
9. Chen, H. Surface structures and growth kinetics of InGaIn (0001) grown by molecular beam epitaxy / H. Chen, R.M. Feenstra, J.E. Northrup, T. Zywietz, J. Neugebauer, D.W. Greve, // *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures Processing, Measurement, and Phenomena*. – 2000. – Т. 18. – №. 4. – С. 2284-2289. DOI:10.1116/1.1306296.
10. Karpov, S. Y. Suppression of phase separation in InGaIn due to elastic strain // S.Y. Karpov / *MRS Internet Journal of Nitride Semiconductor Research*. – 1998. – Т. 3. –

№. 1. – C. 16. DOI: 10.1557/S1092578300000880

11. Karpov, S. Y. Statistical model of ternary group-III nitrides/ .Y. Karpov, N.I. Podolskaya, I.A. Zhmakin, A.I. Zhmakin //Physical Review B. – 2004. – T. 70. – №. 23. – C. 235203. DOI: 10.1103/PhysRevB.70.235203
12. Piner, E. L.. Phase separation in InGaN grown by metalorganic chemical vapor deposition/ E.L. Piner, N.A. El-Mastry, S.X. Liu, S.M. Bedair. //Mater Res Soc Proc. – 1998. – T. 482. – C. 125. DOI: 10.19009/jjacg.43.4_222
13. Oila ,J. Influence of layer thickness on the formation of In vacancies in InN grown by molecular beam epitaxy / J. Oila; A. Kemppinen; A. Laakso; K. Saarinen; W. Egger; L. Liskay; P. Sperr; H. Lu; W. J. Schaff //Applied physics letters. – 2004. – T. 84. – №. 9. – C. 1486-1488.
14. Fabien, C. A. M. Low-temperature growth of InGaN films over the entire composition range by MBE/ C.A.M. Fabien, B.P. Gunning, W.A. Doolittle, A.M. Fischer, Y.O. Wei, H. Xie, F.A. Ponce. //Journal of Crystal Growth. – 2015. – T. 425. – C. 115-118.
15. Aseev, P. Near-infrared emitting In-rich InGaN layers grown directly on Si: Towards the whole composition range/P. Aseev, P.E.D. Soto Rodriguez, V.J. Gomez, N. ul Hassan Alvi, J.M. Manuel, F.M. Morales, J.J. Jimenez, R. Garcia, A. Senichev, C. Lienau, E. Calleja, R. Notzel. //Applied Physics Letters. – 2015. – T. 106. – №. 7.
16. Andreev, B. A. Towards the indium nitride laser: Obtaining infrared stimulated emission from planar monocrystalline InN structures /B.A. Andreev, K.E. Kudryavtsev, A.N. Yablonskiy, D.N. Lobanov, P.A. Bushuykin, L. V. Krasilnikova, E.V. Skorokhodov, P.A. Yunin, A.V. Novikov, V.Yu. Davydov, Z.F. Krasilnik //Scientific Reports. – 2018. – T. 8. – №. 1. – C. 9454.
17. Frost, T. Red and near-infrared III-nitride quantum dot lasers /. Frost, G.-L. Su, A. Hazari, J.M. Dallesasse, P. Bhattacharya.//IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics. – 2017. – T. 23. – №. 6. – C. 1-9.DOI: 10.1109/JSTQE.2017.2754368
18. Bhattacharya, P. III-nitride nanowire LEDs and diode lasers: monolithic light sources on (001) Si emitting in the 600-1300nm range / P. Bhattacharya, A. Hazari, S. Jahangir // Novel In-Plane Semiconductor Lasers XVII. – SPIE, 2018. – T. 10553. – C. 1055302. DOI: 10.1117/12.2302548
19. Moram, M.A. X-ray diffraction of III-nitrides /Moram M. A., Vickers M. E. // Rep. Progr. Phys., **72**, 036502 (2009). DOI :10.1088/0034-4885/72/3/036502