

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК
ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ им. А.Ф. ИОФФЕ

На правах рукописи



МИЗЕРОВ Андрей Михайлович

МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВАЯ ЭПИТАКСИЯ С ПЛАЗМЕННОЙ
АКТИВАЦИЕЙ АЗОТА СЛОЕВ И ГЕТЕРОСТРУКТУР
В СИСТЕМЕ (Al,Ga)N С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ Al
ДЛЯ УЛЬТРАФИОЛЕТОВОЙ ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ

Специальность

01.04.10-физика полупроводников

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Санкт-Петербург

2011

Работа выполнена в Учреждении Российской академии наук
Физико-техническом институте им. А. Ф. Иоффе РАН

Научный руководитель:

кандидат физико-математических наук Жмерик Валентин Николаевич
(ФТИ им. А.Ф. Иоффе)

Официальные оппоненты:

доктор физико-математических наук Лебедев Александр Александрович
(ФТИ им. А.Ф. Иоффе)

доктор физико-математических наук Зубков Василий Иванович
(СПбГЭТУ)

Ведущая организация – Учреждение Российской академии наук Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск

Защита состоится "19" мая 2011 г. в 10 час. на заседании диссертационного совета Д 002.205.02 при ФТИ им. А.Ф. Иоффе по адресу:
194021, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д.26.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФТИ им. А.Ф. Иоффе.

Отзывы о диссертации в двух экземплярах, заверенные печатью, просим направлять по вышеуказанному адресу ученому секретарю диссертационного совета.

Автореферат разослан "18" апреля 2011 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета,

доктор физико-математических наук



Л.М. Сорокин

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы Соединения AlGaN являются прямозонными полупроводниками с шириной запрещенной зоны, непрерывно варьируемой от 3.4 до 6.1 эВ, что позволяет им служить базовым материалом для светоизлучающих и лазерных диодов (СИД и ЛД), а также фотоприемных приборов, работающих в ультрафиолетовой (УФ) области спектра в диапазоне длин волн (λ) от 360 до 210 нм. Твердотельные источники и приемники УФ излучения существенно превосходят по эффективности, габаритам и энергопотреблению традиционные газоразрядные приборы и начинают находить применение в системах УФ воздействия и мониторинга при решении задач материаловедения, медико-биологических исследований и обеспечения безопасности окружающей среды.

За последнее десятилетие в этой области наблюдается значительный прогресс, а спектральный диапазон лучших экспериментальных образцов УФ СИД на основе AlGaN гетероструктур (ГС), выпускаемых несколькими американскими и японскими фирмами, лежит в пределах длин волн $\lambda=210-365$ нм[1*-3*]. Однако, уровень выходной оптической мощности этих диодов (при $\lambda<300$ нм) на постоянном токе не превышает ~5 мВт при квантовой эффективности менее 1% и сроке службы не более нескольких сотен часов. В 2009 году фирмой Hamamatsu Photonics был продемонстрирован УФ-ЛД на основе ГС AlGaN с рекордно минимальной длиной волны излучения 336 нм [4*]. Получение меньших значений длин волн стимулированного излучения (вплоть до 214 нм) возможно лишь с помощью оптического возбуждения ГС или объемных слоев AlGaN при относительно высоких значениях пороговой плотности мощности >1 МВт/см² [5*,6*]. Из сравнительного анализа описанных параметров следует, что они существенно уступают показателям приборов видимого диапазона на основе ГС InGaN. Это обусловлено, прежде всего, низким структурным совершенством Al_xGa_{1-x}N слоев с высоким содержанием Al ($x>0.2$) - при росте на стандартных с-Al₂O₃ подложках типичные плотности прорастающих дислокаций (ПД) в этом материале могут достигать уровня $\sim 10^{10}$ см⁻² и выше, что более чем на порядок превышает типичные плотности дислокаций в GaN. Кроме того, отсутствие ярко выраженных эффектов локализации носителей в квантоворазмерных ГС на основе AlGaN, наподобие тех, что реализуются в квантовых ямах (КЯ) на основе InGaN, приводит к относительно низкой эффективности излучательной рекомбинации в них. И, наконец, с увеличением содержания Al в слоях AlGaN их легирование примесями как p, так и n-типа становится все более сложной задачей, а концентрация свободных носителей обоих типов падает.

Одной из основных технологий получения ГС на основе AlGaN является молекулярно-пучковая эпитаксия с плазменной активацией азота (МПЭ ПА). К достоинствам этой технологии относятся возможность прецизионного контроля эпитаксиального роста и отсутствие паразитных газофазных реакций между потоками ростовых материалов, ведущих к формированию дефектов в слоях. Кроме того, присущие МПЭ ПА относительно низкие температуры подложки $T_S < 800^\circ\text{C}$ при росте эпитаксиальных слоев AlGaN позволяют создавать наногетероструктуры с резкими интерфейсными границами за счет снижения эффектов поверхностной сегрегации, а отсутствие водородной атмосферы в ростовой камере исключает необходимость высокотемпературного постростового отжига для активации акцепторной примеси в слоях $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}:\text{Mg}$.

Цель работы заключалась в проведении исследований кинетических и термодинамических особенностей МПЭ ПА широкозонных полупроводниковых соединений AlGaN и наногетероструктур на их основе, а также в комплексном исследовании их структурных, оптических и электрофизических свойств, направленных на разработку воспроизводимой технологии высокоэффективных источников спонтанного и стимулированного излучения УФ-диапазона ($\lambda=210\text{-}350$ нм).

Достижение цели работы потребовало решения следующих основных задач:

1. Исследование условий МПЭ ПА, определяющих полярность соединений $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ во всем диапазоне изменения их состава ($x=0\text{-}1$).
2. Исследование кинетики роста соединений $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x=0\text{-}1$) методом МПЭ ПА при различных полярностях слоев, температурах подложки, соотношениях потоков элементов третьей группы и активированного азота.
3. Исследование влияния упругих напряжений на кинетику роста ГС на основе $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x=0\text{-}1$) при различных стехиометрических условиях во всем диапазоне изменения состава.
4. Разработка методов получения с помощью низкотемпературной ($T_S < 800^\circ\text{C}$) технологии МПЭ ПА атомарно-гладких слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}(0001)$ с точно контролируемым содержанием Al и наноразмерных ГС с КЯ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$, оптически активными в спектральном диапазоне длин волн 235-350 нм вплоть до комнатной температуры.
5. Разработка способов легирования при МПЭ ПА донорными (Si) и акцепторными (Mg) примесями твердых растворов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}(0001)$ в широком диапазоне составов для создания p-n диодов.

6. Разработка технологии роста КЯ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ с заранее заданным спектром излучения и создание на их основе экспериментальных прототипов лазерных и светодиодных ГС, излучающих в УФ диапазоне длин волн 300-350нм.

Научная новизна работы

1. Впервые определены условия МПЭ ПА необходимые для роста слоев AlGaN с различной полярностью во всем диапазоне состава на подложках с- Al_2O_3 и темплейтах GaN .

2. Впервые для твердых растворов AlGaN обнаружено, что слои с металлической полярностью характеризуются более низкой тепловой стойкостью по сравнению с N-полярными слоями.

3. Впервые обнаружено и проанализировано влияние упругих напряжений сжатия на кинетику роста и морфологию поверхности слоев в напряженных гетероструктурах $\text{AlGaN}/\text{AlN}/\text{c-Al}_2\text{O}_3$ при различных стехиометрических условиях МПЭ ПА.

4. Впервые показано, что металл-обогащенные условия МПЭ ПА предпочтительней для роста слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x=0-1$) с атомарно-гладкой морфологией поверхности и составом, точно контролируемым с помощью отношения калиброванных потоков атомов Al и активированного азота: $x=F_{\text{Al}}/F_{\text{N}}$. Обнаружен эффект снижения поверхностной подвижности адатомов при повышении содержания Al в слоях AlGaN , для преодоления которого и обеспечения роста слоев с атомно-гладкой поверхностью необходимо применение существенно более сильно металл-обогащенных условий по сравнению с ростом бинарного GaN .

5. Впервые для МПЭ ПА разработаны технологии начальных стадий роста слоев AlGaN на подложках с- Al_2O_3 и буферные ГС, позволяющие снизить распространение прорастающих дислокаций (ПД) в верхние (активные) области ГС до минимальных концентраций винтовых, краевых и смешанных ПД 10^9 , 10^{10} и 10^{10}см^{-2} соответственно.

6. Впервые с помощью холловских измерений продемонстрировано достижение концентрации свободных дырок $p=2\cdot 10^{18}\text{см}^{-3}$ и $3\cdot 10^{17}\text{см}^{-3}$ в слоях $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, легированных Mg при МПЭ ПА до концентрации 10^{20}см^{-3} , при содержании Al в слоях $x=0.15$ и 0.42 , соответственно.

7. Впервые методом субмонослойной дискретной эпитаксии (СДЭ) получены ГС с множественными КЯ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$, которые продемонстрировали относительно яркую ФЛ с минимальной $\lambda=280$ нм, электролюминесценцию в диапазоне $\lambda=300-320$ нм и лазерное излучение с $\lambda=303$ нм при комнатной температуре и пороговой плотности мощности $\sim 800\text{кВт}/\text{см}^2$.

Практическая ценность работы

Продемонстрирована применимость разработанных технологических методов и квантоворазмерных ГС для создания экспериментальных прототипов светодиодов и лазеров с оптической накачкой, работающих в спектральной области глубокого УФ при комнатной температуре. На основе полученных результатов возможно проведение прикладных научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ.

Научные положения, выносимые на защиту

1. Технология МПЭ ПА позволяет выращивать слои $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ как с металлической, так и с азотной полярностью во всем диапазоне составов при использовании буферных слоев AlN и GaN , соответственно. Слои $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, выращенные на плазменно-нитридизованных подложках $c\text{-Al}_2\text{O}_3$, имеют азотную полярность при содержании Al менее 20 мол.% и металлическую полярность при большем содержании Al , что объясняется образованием в последнем случае, как и в случае буфера AlN , двойного адслоя Al , инвертирующего полярность.
2. Упругие напряжения сжатия, возникающие на начальной стадии роста слоев AlGaN на буферном слое AlN , облегчают разрыв связи Ga-N , приводя к дополнительному переиспарению азота. В случае азот-обогащенных условий роста ($F_{\text{III}}/F_{\text{N}}=0.7\div 1$) это обуславливает переход к металл-обогащенным условиям, снижение скорости роста и увеличение содержания Al в слое до достижения им критической толщины, при которой напряжения релаксируют и параметры азот-обогащенного роста, характеризуемого неоднородным распределением Al и шероховатой морфологией поверхности, восстанавливаются.
3. Для получения слоев AlGaN с атомарно-гладкой морфологией поверхности и однородным распределением Al вдоль поверхности и по толщине слоя в условиях относительно низких температур МПЭ ПА ($700\pm 10^\circ\text{C}$) необходимо использование металл-обогащенных условий роста с соотношением потоков $F_{\text{III}}/F_{\text{N}}$, линейно возрастающим в диапазоне $1.2\div 1.8$ за счет повышения потока Ga при увеличении $x=F_{\text{Al}}/F_{\text{N}}$ от 0 до 0.8. Это приводит к повышению поверхностной подвижности адатомов Al и гомогенизации квази-жидкой фазы адатомов третьей группы на поверхности твердого раствора AlGaN .
4. Для снижения плотности ПД в ГС AlGaN , выращенных методом МПЭ ПА на подложках $c\text{-Al}_2\text{O}_3$, более чем на порядок величины (до уровня 10^9 см^{-2} для винтовых и менее 10^{10} см^{-2} для краевых и смешанных) за счет развития наклона ПД с последующим их слиянием и аннигиляцией наиболее эффективным является использование комбинации последовательно выращенных низко- и высокотемпературного буферных слоев AlN , обладающих 3D и 2D морфологией со-

ответственно, и короткопериодной напряженной сверхрешетки (СР) AlN/AlGaN с периодом 10 нм, средним содержанием Al 90% и переменной стехиометрией роста слоев, составляющих СР.

5. Квантовые ямы $Al_xGa_{1-x}N/Al_yGa_{1-y}N$ ($y-x=0.1\div 0.2$ при $x=0.3\div 0.6$), сформированные методом субмонослойной дискретной эпитаксии (СДЭ) в виде субмонослойных сверхрешеток GaN/ $Al_yGa_{1-y}N$ при неизменных интенсивностях потоков Ga и Al, обладают интенсивной фотолюминесценцией в диапазоне длин волн $\lambda=260-360$ нм с энергией локализации носителей 200-500 мэВ и в качестве активной области лазерных ГС демонстрируют рекордно низкую пороговую плотность мощности оптической накачки ~ 800 кВт/см² при комнатной температуре на длине волны $\lambda\sim 300$ нм.

Апробация работы

Материалы диссертационной работы докладывались и обсуждались на Всероссийских и международных конференциях и симпозиумах: 4-й Всероссийской Конференции “Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы” (Санкт-Петербург, Россия, 2005), 14-м Европейском симпозиуме по молекулярно-пучковой эпитаксии (Сьерра-Невада, Nevada, Гранада, Испания, 2007), 15-м Международном симпозиуме «Наноструктуры: физика и технология» (Новосибирск, Россия, 2007), 5-й Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы» (Москва, Россия, 2007), 6-м Российско-Белорусском симпозиуме (Минск, Беларусь, 2007), VIII Российской конференции по физике полупроводников (Екатеринбург, Россия, 2007), 15-й Международной конференции по молекулярно-пучковой эпитаксии (Ванкувер, Канада, 2009), 8-й Международной конференции по нитридным полупроводникам (Дже-Джу, Корея, 2009), 7-й Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы» (Москва, Россия, 2010), 18-м Международном симпозиуме «Наноструктуры: физика и технология» (Санкт-Петербург, Россия, 2010), 16-й Международной конференции по молекулярно-пучковой эпитаксии (Берлин, Германия, 2010).

Публикации

Перечень публикаций, раскрывающих основное содержание работы, содержит 12 печатных работ, в том числе 10 научных статей в рецензируемых журналах и 2 работы в материалах конференций.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения и списка литературы. Общий объем работы составляет 126 страниц, включая 40 рисунков, 3 таблицы и список цитируемой литературы из 69 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы, сформулирована цель диссертации, отражены новизна и практическая значимость, приведены основные положения, выносимые на защиту.

Первая глава представляет собой обзор литературы по фундаментальным физическим свойствам полупроводниковых соединений GaN, AlN, InN и их твердых растворов. Кратко описаны основы метода МПЭ ПА соединений A^3N на сапфировых подложках и рассмотрены основные реакции образования нитридных соединений с применением плазменно-активированных частиц азота (атомов и электронно возбужденных молекул), получаемых с помощью газоразрядной азотной плазмы с высокочастным (13.56 МГц) индуктивным возбуждением в специально сконструированных активаторах.

При рассмотрении проблемы полярности слоев A^3N при МПЭ ПА описываются известные экспериментальные данные и объясняющие их модели, согласно которым полярность этих соединений определяется верхним мономолекулярным слоем подложки (буферного слоя). Полученные для GaN результаты демонстрируют уникальную особенность плазменной нитридизации поверхности с-сапфира, приводящей к образованию поверхностного слоя из азотных атомов, на котором для Ga атомов термодинамически выгодным оказывается рост слоев с азотной полярностью. Противоположная ситуация реализуется при росте соединения AlN, для которого типичной является металлическая полярность как самого слоя AlN, так и всех последующих слоев нитридных соединений [7*]. Отмечается, что проблема полярности тройного соединения AlGaN практически не исследовалась.

В этой главе также обсуждаются вопросы генерации упругих напряжений при гетероэпитаксиальном росте слоев A^3N и основные механизмы их пластической релаксации. При этом рассматриваются как общие для ГС релаксационные процессы через генерацию дислокаций несоответствия на гетерограницах и переход к трехмерному (островковому) росту слоев, так и специфические процессы растрескивания (cracking) напряженных слоев AlGaN, самоорганизации в них упорядоченных структур - сверхрешеток различной размерности - от нескольких многослоев до десятков нанометров. Отмечается низкая вероятность развития в слоях AlGaN процесса фазового распада. Кроме того, в нескольких

работах была обнаружена и теоретически обоснована релаксация напряженных слоев AlGaN за счет отклонения краевых прорастающих дислокаций (ПД) от направления роста (0001) [8*, 9*]. Было показано, что наклон дислокаций происходит либо в результате увеличения шероховатости поверхности слоев AlGaN, либо этот процесс сопровождается генерацией дополнительных упругих напряжений на интерфейсных границах ГС $Al_xGa_{1-x}N$, что может приводить к слиянию или даже аннигиляции дислокаций, сопровождаемой снижением их плотности до уровня $\sim 1 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ [2*].

В работах, посвященных кинетике МПЭ ПА тройных соединений AlGaN, прежде всего, было продемонстрировано единичное встраивание Al в температурном диапазоне $T_S=700-800^\circ\text{C}$. Встраивание Ga атомов носит более сложный характер и определяется, во-первых, числом свободных азотных связей, т.е. разностью между потоком азота и потоком алюминия и, во-вторых, температурой подложки через аррениусовскую зависимость с энергией активации $E_a=2.88 \text{ эВ}$ [10*]. Необходимо отметить, что хотя в некоторых работах отмечалось небольшое снижение коэффициента встраивания атомов Ga при увеличении содержания Al в слоях AlGaN, но подробно этот эффект не исследовался [11*].

В данной главе также подробно рассматриваются особенности кинетики роста соединений A^3N в различных стехиометрических условиях, которые определяются как соотношением падающих потоков (F_{III}/F_N), так и скоростью десорбции адатомов металлов с поверхности растущего слоя, зависящей, прежде всего, от температуры подложки. Многочисленные исследования роста бинарных соединений A^3N (прежде всего GaN) показали, что азот-обогащенные условия ($F_{III} < F_N$) приводят к формированию непланарной (наноколончатой) морфологии поверхности. Для получения атомарно-гладкой поверхности слоев A^3N необходимы металл-обогащенные условия с эффективным пресыщением металлической компоненты над азотной $F_{III}/F_N \sim 1.2$ (при $T_S=700^\circ\text{C}$). Данное различие объясняется расчетами из первых принципов, согласно которым при переходе от азот- к металл-обогащенным условиям на поверхности образуются слои из металлических адатомов, толщины которых для GaN составляют ~ 1 и ~ 2.5 монослоев (МС) для N и Ga-полярных поверхностей, соответственно [12*, 13*]. При этом для Ga-полярной поверхности потенциальный барьер поверхностной диффузии металлических адатомов снижается с 1.8 до 0.7 эВ (в случае Ga адатомов), что приводит к высокой поверхностной подвижности этих адатомов и, как следствие, к лучшей морфологии слоев [14*]. В N-полярных слоях этот эффект, хотя и присутствует, но проявляется в мень-

шей степени. Кроме того, N-полярные слои более химически активны, что приводит к большей концентрации остаточных примесей в них. Именно этими факторами объясняется превосходство структурных, оптических и электрических характеристик Ga-полярных слоев GaN по сравнению с N-полярными.

Отмечается, что до сих не существует единого мнения о выборе оптимальных стехиометрических условий МПЭ ПА во время роста AlGa_xN слоев и ГС, обеспечивающих эффективную излучательную рекомбинацию в них. В первых работах по этой теме, опубликованных в 2005 году группой *M. Wraback et al.* [15*] была обнаружена более интенсивная ФЛ в слоях Al_xGa_{1-x}N (x=0.2-0.5) с трехмерной морфологией, выращенных в азот-обогащенных условиях, что связывалось с образованием в таких слоях локализованных состояний. Несмотря на относительно высокую концентрацию ПД в слоях (до $\sim 3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), авторы сумели продемонстрировать светодиодную структуру, выращенную в этих условиях.

Другой подход, который был предложен в данной диссертационной работе и развивается параллельно в течение последних двух лет группой *T. Moustakas et al.*, основан на использовании металл-обогащенных условий МПЭ ПА для получения ГС с КЯ, оптически активных в спектральном диапазоне 220-300 нм [16*].

В конце главы рассматривается метод т.н. цифрового (“digital alloying”) формирования квазислоев AlGa_xN и квантоворазмерных ГС на их основе в виде СР AlGa_xN/GaN с толщиной составляющих слоев $\sim 1 \text{ МС}$. С помощью этого метода были получены структуры с КЯ, продемонстрировавшие эффективную ФЛ в ближнем УФ спектральном диапазоне ($\lambda=359 \text{ нм}$) [17*].

Во **второй главе** описывается использовавшаяся в данной работе технологическая установка МПЭ ПА Compact 21T (Riber SA), специально разработанная для роста соединений A³N. Для получения потоков элементов III группы (Al, Ga, In) и легирующих примесей (Si, Mg) использовались стандартные эффузионные ячейки различной емкости и конструкций, а пучок активированного азота обеспечивался плазменным активатором HD25 (Oxford Appl. Res.) с высокочастотным (13.56 МГц) индуктивным разрядом. Также описаны различные *in situ* методы контроля роста соединений A³N при МПЭ ПА, включающие как традиционный метод дифракции отраженных быстрых электронов (ДОБЭ) для характеристики морфологии слоев на атомарном уровне, так и относительно новый для МПЭ метод лазерной рефлектометрии (ЛР), позволяющий измерять скорости роста слоев по интерференционным осцилляциям Фабри-Перо в гетероэпитаксиальной структуре слой-подложка. С помощью этих методов опреде-

лялись технологические параметры для различных стехиометрических условий роста соединений A^3N , и кроме того, были прокалиброваны интенсивности потоков всех атомов III группы и активированного азота в одних единицах – обеспечиваемой ими максимальной скорости роста бинарных соединений A^3N , как принято в большинстве современных работ [1, 2].

Особое внимание уделяется проблеме оптимизации способов управления потоком активного азота при МПЭ ПА соединений A^3N , для чего были построены зависимости скорости роста GaN от основных параметров разряда – поглощаемой ВЧ-мощности и расхода азота [3]. В результате было установлено линейное возрастание скорости роста GaN в практически значимом диапазоне от 0.3 до 0.7 МС/с при увеличении ВЧ-мощности от 100 до 230 Вт, соответственно, (при постоянном расходе азота $\sim 5 \text{ нсм}^3/\text{мин}$) в то время как зависимости скорости роста от расхода азота (при фиксированных значениях мощности) были нелинейными, содержащими максимумы. Поэтому для линейного (и практически безинерционного) управления интенсивностью активированного пучка азота в работе использовалось оригинальный запатентованный способ регулировка ВЧ-мощности разряда при постоянном расходе азота (RU 2344509 С1, 17.01.2007).

Третья глава посвящена исследованиям кинетики роста бинарных и тройных соединений в системе (Al,Ga)N технологией МПЭ ПА на подложках с- Al_2O_3 или Ga-полярных темплейтах GaN(0001)/с- Al_2O_3 , выращенных методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений [4-6]. С помощью *in situ* измерений скорости роста слоев AlGaN методом ЛР было подтверждено единичное встраивание атомов Al и активированного азота, а также определены коэффициенты встраивания Ga во всем диапазоне изменения состава и при различных параметрах роста.

В начале этих исследований было установлено, что полярность слоев GaN, AlN и $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x=0-1$), выращенных в металл-обогащенных условиях $F_{III}/F_N=1.2-1.5$ при 700°C повторяет полярность буферных слоев AlN или GaN, имеющих в случае их роста МПЭ ПА на подложке с- Al_2O_3 металлическую и азотную полярность, соответственно. Слои $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x=0-1$), выращенные на Ga-полярных темлейтах GaN, наследуют металлическую полярность. При росте слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на плазменно-нитридизованных подложках с- Al_2O_3 слои имеют азотную полярность при небольшом содержании Al ($x<0.2$) и металлическую полярность при большем содержании Al ($x>0.2$), что может быть объяснено образованием в начале роста $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x>0.2$) на поверхности сапфировой под-

ложки нескольких монослоев Al-атомов, задающих связью Al(Ga)-N кристаллографическое направление (0001).

Исследования влияния температуры подложки на изменение скорости слоев GaN и AlGaN с различной полярностью, выращенных в единичных стехиометрических условиях ($F_{III}=F_N=0.5$ МС/с), показали, что N-полярные слои AlGaN имеют (как и бинарные слои GaN(000 $\bar{1}$)), более высокую температурную стабильность по сравнению с аналогичными Ga-полярными слоями – скорости роста этих слоев начинают снижаться при $T_S=760^\circ$ и 710°C , соответственно. Это свидетельствует о том, что термическая стойкость слоев AlGaN даже при относительно высоком содержании Al ($x\sim 0.5$) определяется менее прочной связью Ga-N, для которой (как и в случае GaN) более высокая скорость десорбции адатомов Ga наблюдается для металл-полярной поверхности.

В работе подробно исследовалось влияние упругих напряжений на кинетику роста слоев и ГС AlGaN [5, 6]. С этой целью прежде всего исследовались временные зависимости скорости роста слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}(0001)$ с различным x на буферных слоях AlN/c-Al₂O₃ при единичных стехиометрических условиях и постоянных значениях всех потоков ($F_{III}=F_N=0.5$ МС/с) и температуры подложки ($T_S=700^\circ\text{C}$). Данные зависимости обнаружили возрастание скоростей роста слоев AlGaN по мере увеличения их толщины, что было связано с релаксацией упругих напряжений в слоях. Этот вывод был основан на карте остаточных напряжений (*reciprocal space mapping* - RSM) в слоях, построенных с помощью рентгено-дифракционных измерений, позволяющих независимо определять состав слоев и остаточные напряжения в них. В частности, с помощью данных RSM была определена более быстрая релаксация напряжений (до $\sim 90\%$ на толщине 110 нм) в слоях с относительно небольшим содержанием Al ($x < 0.2$) по сравнению со слоями с большим содержанием Al ($x > 0.5$), для которых степень релаксации достигала 70% лишь при толщинах, превышающих 2.5 мкм.

Аналогичные эффекты, свидетельствующие о сильном влиянии упругих напряжений на кинетику роста, были обнаружены и при МПЭ ПА слоев AlGaN в азот-обогащенных условиях ($F_{III}/F_N \sim 0.75-1$). В этом случае в начале роста наблюдалось замедление скорости роста слоя, а его поверхностная морфология, согласно картине ДОБЭ и данным РЭМ, оставалась двухмерной, что свидетельствовало о реализации металл-обогащенных условий. Лишь при достижении некоторой критической толщины ($\sim 100\text{нм}$) происходило возрастание скорости роста и переход к трехмерному механизму роста, свойственному азот-обогащенным условиям. Анализ пространственного изменения состава слоев с

помощью построения RSM обнаружил отрицательный градиент содержания Al в направлении роста слоя.

Таким образом, вышеописанные эффекты изменения скорости роста слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{AlN}$ были объяснены влиянием напряжений сжатия, которые облегчают разрыв связи Ga-N за счет уменьшения энтальпии образования GaN на величину упругой энергии Гиббса. Прежде всего, это приводит к заметному увеличению переиспарения азота и смене стехиометрии роста на металл-обогащенную, а вслед за этим и к переиспарению оставшегося несвязанным Ga. Увеличение встраивания Ga происходит лишь по мере релаксации упругих напряжений в гетероструктуре $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/2\text{D-AlN}$. В результате при использовании единичных и азот-обогащенных стехиометрических условий роста слои характеризуются неоднородным распределением Al в направлении роста. Кроме того, в этих условиях оказалось невозможным получение толстых слоев AlGaN с двумерной морфологией поверхности.

Задача получения атомарно-гладких слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ с постоянным и контролируемым составом во всем диапазоне изменения содержания Al была решена только при использовании металл-обогащенных условий роста ($F_{\text{III}} > F_{\text{N}}$, $F_{\text{Al}} < F_{\text{N}}$). Прежде всего, для этих условий экспериментально была подтверждена возможность задания содержания Al в слоях с помощью соотношения $x = F_{\text{Al}}/F_{\text{N}}$ ($x=0-1$). Кроме того, были определены минимальные значения отношения потоков $F_{\text{III}}/F_{\text{N}}$, обеспечивающие переход от 3D к 2D механизму роста слоев при различных $T_s=685-715^\circ\text{C}$ для наиболее интересного диапазона составов $x=0-0.8$ (рис. 1). Полученная зависимость свидетельствует о необходимости существенного увеличения суммарного потока металлов при возрастании содержания Al в слоях. Важно отметить, что полный поток Ga, необходимый для 3D→2D перехода, при постоянной температуре оставался неизменным и составлял $F_{\text{Ga}} \sim 0.6$ и 0.8 МС/с при температурах $T_s=700$ и 715°C , соответственно. Таким образом, при увеличении (уменьшении) потока Al значение избыточного потока Ga, необходимого для 3D→2D перехода увеличивалось (уменьшалось) на аналогичную величину.

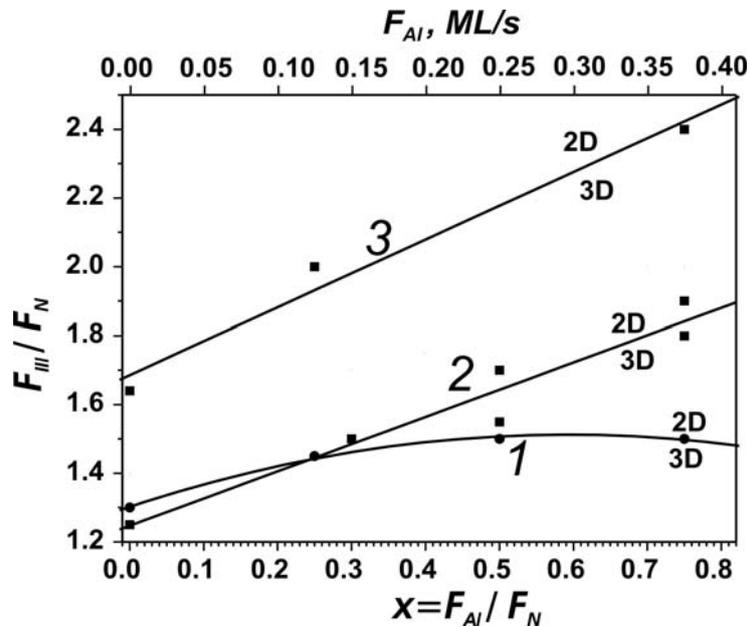


Рисунок 1. Соотношения F_{III}/F_N необходимые для обеспечения перехода от 3D к 2D режиму роста при МПЭ ПА слоев $Al_xGa_{1-x}N/AlN$ с $F_N=0.5$ МС/с и различными значениями $x=F_{Al}/F_N$ и температурами роста $T_S=685^\circ\text{C}$ (кривая 1), $T_S=700^\circ\text{C}$ (кривая 2) и $T_S=715^\circ\text{C}$ (кривая 3).

Таким образом, МПЭ ПА рост слоев $Al_xGa_{1-x}N(x=0-1)$ в различных стехиометрических условиях показал, что неоднородное пространственное распределение состава слоев может быть обусловлено действием упругих напряжений сжатия в ГС, а к возрастанию неоднородности может приводить существенная разница в энергии связи и периоде кристаллической решетки бинарных соединений, составляющих твердый раствор $AlGaN$, а также различие поверхностных подвижностей адатомов Al и Ga. Относительно низкая поверхностная подвижность адатомов Al в этих условиях приводит к развитию неоднородности в латеральном направлении, в результате чего наблюдается развитие 3D морфологии поверхности слоев даже в условиях обогащения поверхности металлическими атомами (Al,Ga). Данная проблема может быть решена за счет увеличения поверхностной подвижности адатомов Al путем повышения поверхностной концентрации атомов Ga и переходу в сильно металл-обогащенные условия роста, что приводит к гомогенизации жидкой и, вслед за ней, твердой фаз и, в конечном счете, к планаризации поверхности роста. Важно, что при этом содержание Al в слоях постоянно и определяется лишь разницей между калиброванными потоками активированного азота и алюминия, что позволяет его контролировать в процессе роста с помощью отношения $x=F_{Al}/F_N$ [5, 6].

Полученные зависимости были использованы для роста слоев $Al_{0.7}Ga_{0.3}N$ при $T_S=700^\circ\text{C}$ и $F_{III}/F_N \sim 1.9$ с различной толщиной (50-500 нм) на буферном слое AlN с 2D морфологией поверхности. Таким образом, слой $Al_{0.7}Ga_{0.3}N$ также ха-

рактизовались 2D морфологию, а скорость их роста соответствовала калиброванному потоку активированного азота ($v_g^{max}=F_N=0.5$ МС/с). Исследования с помощью АСМ данных слоев продемонстрировали значение среднеквадратичного отклонения шероховатости $rms < 1$ нм на площади 1×1 мкм². Исследования РД подтвердили одинаковое содержание Al ($x=F_{Al}/F_N=0.72 \pm 0.03$) в этих слоях и постоянство состава по толщине независимо от величины остаточных напряжений в слое. Полученные режимы использовались в дальнейшем при МПЭ ПА росте большинства ГС.

В **четвертой главе** демонстрируется, что для снижения плотности ПД в ГС AlGaN на с-Al₂O₃ подложках наиболее эффективным является использование трехстадийного буферного слоя AlN общей толщиной 300 нм, состоящего из низкотемпературного (~550°C) зародышевого слоя толщиной 30 нм, выращенного в азот-обогащенных условиях с 3D морфологией, высокотемпературного (~800°C) слоя 3D-AlN толщиной 100 нм, полученного в тех же условиях, и верхнего слоя AlN толщиной 130 нм, выращенного при той же температуре, но в металл-обогащенных условиях и имеющего 2D-морфологию. Показано что в таком слое с переменной морфологией релаксация напряжений AlN/с-Al₂O₃ происходит через развитие наклона ПД, приводящего к их слиянию и аннигиляции. Дальнейшее снижение плотности ПД до уровня 10^9 см⁻² для винтовых и менее 10^{10} см⁻² для смешанных и краевых ПД достигается в результате введения в структуру сверхрешетки AlN/AlGaN с периодом 10 нм и средним содержанием Al 90%, которая выращивалась в переменных стехиометрических условиях, и, следовательно, также характеризовалась переменной морфологией составляющих решетку слоев [7-9].

В этой главе также демонстрируется успешное применение метода СДЭ для получения квантоворазмерных ГС на основе AlGaN. В этом методе снижение содержания Al в КЯ достигалось за счет формирования короткопериодной СР с субмонослойными вставками GaN в материал AlGaN барьера путем импульсного прерывания потока Al. Таким образом, были получены несколько ГС с множественными КЯ Al_xGa_{1-x}N/Al_yGa_{1-y}N ($x-y=0.1-0.2$ при $x=0.3-0.6$), демонстрирующие относительно яркую ФЛ в УФ-спектральном диапазоне от 260 до 360 нм с двумя пиками, соответствующими ФЛ КЯ и барьерных слоев. Температурные зависимости ФЛ демонстрировали исчезновение интенсивного коротковолнового пика при повышении температуры, что указывает на его связь с рекомбинацией носителей в барьерном слое, концентрация которых в барьере уменьшается с ростом температуры из-за ускорения их транспорта к КЯ. Спектры ФЛ объемных слоев AlGaN демонстрировали одиночные полосы излучения

во временных и температурных зависимостях, подтверждающие отсутствие фазового распада. Наличие КЯ, сформированных методом СДЭ, и их соответствие заданным параметрам также подтверждалось исследованиями ГС с помощью ПЭМ [10, 11].

Далее описываются результаты по легированию слоев $Al_xGa_{1-x}N$ примесями n- (Si) и p-типа (Mg). Холловские измерения концентрации носителей заряда в слоях $Al_{0.7}Ga_{0.3}N:Si$, легирование которых проводилось из твердотельного Si-источника, показали концентрацию электронов $n \sim 8 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Слои $Al_xGa_{1-x}N$, легированные Mg до концентрации 10^{20} см^{-3} , продемонстрировали с помощью холловских и CV-измерений концентрации электрически активной примеси (дырок) $p = 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ и $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ при содержании Al в слоях $x = 0.15$ и 0.42 , соответственно [12].

В заключительной части главы демонстрируются диодные структуры, изготовленные на основе ГС с тремя КЯ $Al_{0.40}Ga_{0.60}N(3\text{нм})/Al_{0.55}Ga_{0.45}N(7\text{нм})$, в которых для достижения концентрации электронов в буферном слое до уровня $>10^{18} \text{ см}^{-3}$ использовалось легирование кремнием, а верхний слой $Al_xGa_{1-x}N:Mg$ ($x = 0 \div 0.15$) имел p-тип проводимости с концентрацией дырок до $2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, которая достигалась легированием Mg без применения постростового высокотемпературного отжига. Данная структура демонстрировала электролюминесценцию в спектральном диапазоне 300-320 нм (рис. 2а). Кроме того, было показано, что с помощью оптического возбуждения нелегированных ГС КЯ $Al_{0.40}Ga_{0.60}N(3\text{нм})/Al_{0.5}Ga_{0.5}N(7\text{нм})$ возможно получение лазерного излучения с минимальной длиной волны $\lambda = 303 \text{ нм}$ и рекордной пороговой плотностью мощности $\sim 800 \text{ кВт/см}^2$ при комнатной температуре (рис. 2б).

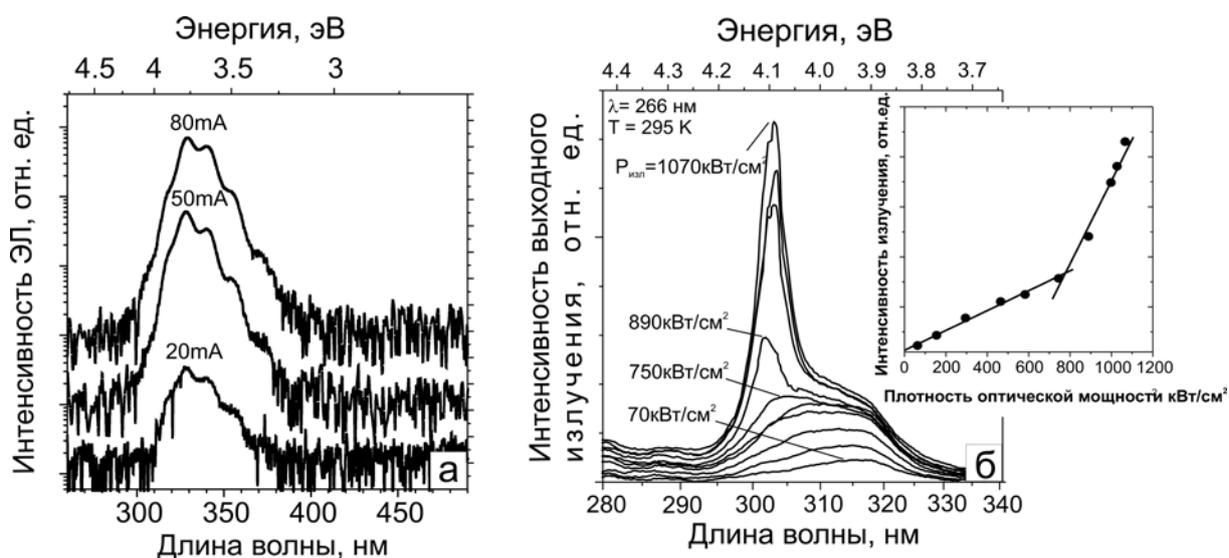


Рисунок 2 (а)- Спектры электролюминесценции диодной гетероструктуры с тремя КЯ $Al_{0.40}Ga_{0.60}N/Al_{0.55}Ga_{0.60}N$ при различных прямых токах; (б)- спектры выходного излучения при оптическом возбуждении лазерной гетероструктуры с тремя КЯ $Al_{0.4}Ga_{0.6}N/Al_{0.5}Ga_{0.5}N$.

В **заклучении** приводятся основные достижения и результаты работы, которые состоят в следующем:

1. Оптимизированы режимы работы плазменного источника азота. Показано, что изменение ВЧ-мощности в диапазоне от 100 до 250 Вт при постоянных значениях расхода азота $5 \text{ нсм}^3/\text{мин}$ обеспечивает линейное изменение скорости роста слоев Al_xN от 0.2 до 0.8 мкм/ч.
2. Определены условия МПЭ ПА, обеспечивающие рост слоев AlGaN с различной полярностью во всем диапазоне составов. В случае роста слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на нитризованных подложках $\text{c-Al}_2\text{O}_3$ при относительно низких концентрациях Al ($x < 0.2$) наблюдается рост N-полярных слоев, в то время как при высоких значениях $x > 0.2$ слои имеют металлическую полярность, что было объяснено образованием адслоя Al , инвертирующим полярность. Полярности слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x=0-1$) при росте на N- и Ga-полярных буферных слоях GaN и AlN повторяют полярности последних.
3. Показано, что слои $\text{AlGaN}/\text{GaN}/\text{c-Al}_2\text{O}_3$ с металлической полярностью характеризуются меньшей температурной стойкостью по сравнению с N-полярными слоями, что ограничивает температуру их роста в единичных стехиометрических условиях с максимальным встраиванием атомов Ga в диапазоне $T_S < 710^\circ\text{C}$, в то время как рост аналогичных N-полярных слоев возможен при $T_S < 760^\circ\text{C}$.
4. Обнаружено, что упругие напряжения сжатия, возникающие при росте гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x=0-1$)/ $\text{AlN}/\text{c-Al}_2\text{O}_3$ ослабляют связь Ga-N , что приводит к уменьшению эффективности встраивания Ga при использовании азот-обогащенных и единичных стехиометрических условий роста ($F_{\text{III}}/F_{\text{N}}=0.7-1$), и, как следствие, к снижению скорости роста слоев AlGaN и возникновению в них градиента состава в направлении роста уже при температурах роста $T_S \sim 700^\circ\text{C}$. Для решения этой проблемы предложено использовать металл-обогащенные условия роста, при которых действие упругих напряжений приводит лишь к изменению концентрации избыточного Ga на поверхности растущего слоя.
5. Представлена диаграмма роста гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x=0-0.8$)/ $\text{AlN}/\text{c-Al}_2\text{O}_3$, определяющая металл-обогащенные условия МПЭ ПА, необходимые для получения слоев AlGaN с атомарно-гладкой морфологией поверхности при температурах подложки в диапазоне $T_S=685-715^\circ\text{C}$ за счет достижения высокой поверхностной подвижности адатомов III группы и их однородного распределение в жидкой фазе на поверхности AlGaN , и, как следствие, в самом твердом растворе. Показано, что в практически важном случае при $T_S=700^\circ\text{C}$ для этого необходимо использование Ga-обогащенных условий с соотношением потоков

F_{III}/F_N , практически линейно повышающимися от 1.2 до 1.8 при увеличении содержания алюминия x от 0 до 0.8.

6. Развита способы эффективного снижения плотности прорастающих дислокаций при МПЭ ПА ГС AlGa_N на с-Al₂O₃ за счет последовательного использования: (1) низкотемпературного ($T_S \sim 550^\circ\text{C}$) 3D зародышевого слоя AlN толщиной 30 нм, выращенного в азот-обогащенных условиях ($F_{Al}/F_N \sim 0.8$), (2) высокотемпературного ($T_S \sim 800^\circ\text{C}$) 2D слоя AlN, выращенного при $F_{Al}/F_N \sim 1.1$, и (3) короткопериодной (~ 10 нм) СР 30×(AlN/Al_xGa_{1-x}N) со средним содержанием Al 90%, растившейся в азот/галлий-обогащенных условиях, соответственно. Показано, что в данной буферной структуре релаксация упругих сжимающих напряжений происходит главным образом за счет отклонения прорастающих дислокаций от направления роста (0001), что приводит к их слиянию и аннигиляции. Это позволяет снизить концентрацию ПД в активной области структур (на расстоянии 1.5 мкм от подложки) до уровня $\sim 10^9$ см⁻² для винтовых и менее 10^{10} см⁻² для краевых и смешанных дислокаций.

7. Разработаны оптимальные условия легирования Mg слоев Al_xGa_{1-x}N до концентрации 10^{20} см⁻³, позволяющие достичь концентрации свободных дырок $p = 2 \cdot 10^{18}$ см⁻³ и $3 \cdot 10^{17}$ см⁻³ при содержании Al в слоях $x = 0.15$ и 0.42 , соответственно, что было подтверждено с помощью холловских измерений.

8. Развита метод субмонослойной дискретной эпитаксии структур с КЯ Al_xGa_{1-x}N/Al_yGa_{1-y}N (x менее 0.5, $x-y = 0.1-0.2$), демонстрирующих фотолуминесценцию и электролюминесценцию в УФ диапазонах длин волн $\lambda = 260-360$ нм и $\lambda = 300-320$ нм соответственно при комнатной температуре. Данный метод позволил получить оптически накачиваемые лазерные ГС с КЯ AlGa_N, излучающие на длине волны $\lambda = 303$ нм с рекордно низкой пороговой плотностью мощности ~ 800 кВт/см² при комнатной температуре.

Основные результаты диссертации опубликованы в работах:

1. А.М. Mizerov, V.N. Jmerik, V.K. Kaibyshev, T.A. Komissarova, S.A. Masalov, A.A. Sitnikova, S.V. Ivanov, Growth Control of N-Polar GaN in Plasma-Assisted Molecular Beam Epitaxy // Acta Physica Polonica A, V. 114 N. 5, (2008), P. 1253-1258.
2. А.М. Мизеров, В.Н. Жмерик, В.К. Кайбышев, Т.А. Комисарова, С.А. Масалов, С.В. Иванов, Особенности молекулярно-пучковой эпитаксии слоев GaN (0001) и GaN (000 $\bar{1}$) при использовании различных способов активации азота, Физика и техника полупроводников, Т. 43 N. 8, (2009), С. 1096-1101.
3. В.Н. Жмерик, А.М. Мизеров, Т.В. Шубина, С.Б. Листошин, С.В. Иванов, Способы управления потоком активного азота при росте А³-нитридов методом

молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией // Письма в ЖТФ, Т. 33, (2007), С. 36-45.

4. A.M. Mizerov, V.N. Jmerik, P.S. Kop'ev, S.V. Ivanov, Growth kinetics of $Al_xGa_{1-x}N$ layers ($0 < x < 1$) in plasma-assisted molecular beam epitaxy // *phys. stat. sol. (c)*, V. 7, N. 7-8, (2010) P. 2046-2048.

5. A.M. Mizerov, V.N. Jmerik, M.A. Yagovkina, S.I. Troshkov, P.S. Kop'ev and S.V. Ivanov, Role of strain in growth kinetics of AlGaN layers during plasma-assisted molecular beam epitaxy // *J. Cryst. Growth*, in press (available online 14 December 2010).

6. A.M. Mizerov, V.N. Jmerik, P.S. Kop'ev and S.V. Ivanov, Peculiarities of plasma-assisted molecular beam epitaxy of $Al_xGa_{1-x}N$ layers grown in the whole composition range // *Proceedings of 18 Int. Symp. "Nanostructures: Physics and Technology"*, St. Petersburg, Russia, (2010), P. 41.

7. В.Н. Жмерик, А.М. Мизеров, Т.В. Шубина, А.А. Ситникова, М.А. Яговкина, Е.В. Луценко, Н.П. Тарасюк, А.В. Данильчик, Н.В. Ржеуцкий, Г.П. Яблонский, С.В. Иванов, AlGaN гетероструктуры для оптоэлектроники глубокого ультрафиолетового диапазона, полученные методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота // Тезисы 7 Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы», Москва, Россия, (2010), С. 92.

8. V.N. Jmerik, A.M. Mizerov, T.V. Shubina, A.A. Toropov, K.G. Belyaev, A.A. Sitnikova, M.A. Yagovkina, P.S. Kop'ev, E.V. Lutsenko, A.V. Danilchik, N.V. Rzhetskii, G.P. Yablonskii, B. Monemar, S.V. Ivanov, Optically pumped lasing at 300.4nm in AlGaN MQW structures grown by plasma-assisted molecular beam epitaxy on c- Al_2O_3 // *phys. stat. sol. (a)*, V. 207, N. 6, (2010) P. 1313-1317.

9. V.N. Jmerik, A.M. Mizerov, A.A. Sitnikova, P.S. Kop'ev, E.V. Lutsenko, N.P. Tarasuk, N.V. Rzhetskii, G.P. Yablonskii, Low-threshold 303 nm lasing in AlGaN-based multiple-quantum well structures with an asymmetric waveguide grown by plasma-assisted molecular beam epitaxy on c-sapphire // *Appl. Phys. Lett.*, V. 96, N. 14, (2010), P. 141112.

10. V.N. Jmerik, T.V. Shubina, A.M. Mizerov, K.G. Belyaev, A.V. Sakharov, M.V. Zamoryanskaya, A.A. Sitnikova, V.Yu. Davydov, P.S. Kop'ev, E.V. Lutsenko, N.V. Rzhetskii, A.V. Danilchik, G.P. Yablonskii, S.V. Ivanov, AlGaN quantum well structures for deep-UV LEDs grown by plasma-assisted MBE using sub-monolayer digital-alloying technique, *J. Cryst. Growth*, V. 311, N. 7, (2009), P. 2080-2083.

11. В.Н. Жмерик, А.М. Мизеров, Т.В. Шубина, А.В. Сахаров, А.А. Ситникова, П.С. Копьев, С.В. Иванов, Е.В. Луценко, А.В. Данильчик, Н.В. Ржеуцкий, Г.П.

Яблонский, Квантово-размерные гетероструктуры на основе AlGaN для светодиодов глубокого ультрафиолетового диапазона, полученные методом субмонослойной дискретной молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота // Физика и техника полупроводников, Т. 42 Вып. 12, (2008), С. 1452-1458.

12. Т.А. Комиссарова, V.N. Jmerik, A.M. Mizerov, N.M. Shmidt, B.Ya. Ber, D.Yu. Kasantsev, S.V. Ivanov, Electrical properties of Mg-doped GaN and $Al_xGa_{1-x}N$ // phys. stat. sol. (c), V. 6, (2009), P. S466-S469.

Использованная литература.

- [1*] Y. Taniyasu, M. Kasu, T. Makimoto, An aluminium nitride light-emitting diode with a wavelength of 210 nanometres // Nature, V. 441, (2006), P. 325.
- [2*] H. Hirayama, N. Noguchi, S. Fujikawa, J. Norimatsu, N. Kamata, T. Takano, K. Tsubaki, 222-282 nm AlGa_xN and InAlGa_xN based deep-UV LEDs fabricated on high-quality AlN template // Proc. of SPIE N. 7216, (2009), P. 721621-1.
- [3*] S. Nikishin, M. Holtz, H. Temkin, Digital Alloys of AlN/AlGa_xN for deep UV light emitting diodes // Jpn. J. Appl. Phys. V. 44, (2005), P. 7221.
- [4*] H. Yoshida, Y. Yamashita, M. Kuwabara, H. Kan, Demonstration of an ultraviolet 336 nm AlGa_xN multiple-quantum-well laser diode // Appl. Phys. Lett. V. 93, (2008), P. 241106.
- [5*] T. Takano, Y. Narita, A. Horiuchi, H. Kawanishi, Room-temperature deep-ultraviolet lasing at 241.5 nm of AlGa_xN multiple-quantum-well laser // Appl. Phys. Lett. V. 84, (2004), P. 3567.
- [6*] M. Shatalov, M. Gaevski, V. Adivarahan, A. Khan, Room-Temperature Stimulated Emission from AlN at 214 nm // Jpn. J. Appl. Phys. V. 45, (2006), P. L1286.
- [7*] A. Yoshikawa, K. Xu, Polarity selection process and polarity manipulation of GaN in MOVPE and RF-MBE growth // Thin Solid Films V. 412, (2002), P. 38.
- [8*] P. Cantu, F. Wu, P. Waltereit, S. Keller, A. E. Romanov, S. P. DenBaars, J. S. Speck, Role of inclined threading dislocations in stress relaxation in mismatched layers // J. Appl. Phys. V. 97 (2005), P. 103534.
- [9*] D.M. Follstaedt, S.R. Lee, A. A. Allerman, J.A. Floro, Strain relaxation in AlGa_xN multilayer structures by inclined dislocations // J. Appl. Phys. V. 105, (2009), P. 083507.
- [10*] E. Iliopoulos, T. D. Moustakas, Growth kinetics of AlGa_xN films by plasma-assisted molecular-beam epitaxy // Appl. Phys. Lett. V. 81, (2002), P. 295.
- [11*] E. Monroy, B. Daudin, E. Bellet-Amalric, N. Gogneau, D. Jalabert, F. Enjalbert, J. Brault, J. Barjon, Le Si Dang, Surfactant effect of In for AlGa_xN growth by plasma-assisted molecular beam epitaxy // J. Appl. Phys. V. 93, (2003), P. 1550.

- [12*] X.Q. Shen, T. Ide, S.H. Cho, M. Shimizu, S. Hara, T. Okumura, Stability of N- and Ga-polarity GaN surfaces during the growth interruption studied by reflection high-energy electron diffraction // *Appl. Phys. Lett.* V. 77 (24), (2000), P. 4013.
- [13*] E. Monroy, E. Sarigiannidou, F. Fossard, N. Gogneau, E. Bellet-Amalric, J.-L. Rouvière, S. Monnoye, H. Mank, B. Daudin, Growth kinetics of N-face polarity GaN by plasma-assisted molecular-beam epitaxy // *Appl. Phys. Lett.* V. 84 N. 18, (2004), P. 3684.
- [14*] T. Zywietz, J. Neugebauer, M. Scheffler, Theory of surfaces and interfaces of group III-nitrides // *Appl. Phys. Lett.* V. 74, (1999), P. 1695.
- [15*] C.J. Collins, A.V. Sampath, G.A. Garrett, W.L. Sarney, H. Shen, M. Wraback, S. Yu. Nikiforov, G.S. Cargill III, V. Dierolf, Enhanced room-temperature luminescence efficiency through carrier localization in $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ alloys // *Appl. Phys. Lett.* V. 86, (2005), P. 031916.
- [16*] A. Bhattacharyya, T.D. Moustakas, L. Zhou, D.J. Smith, W. Hug, Deep ultraviolet emitting AlGaIn quantum wells with high internal quantum efficiency // *Appl. Phys. Lett.* V. 94, (2009), P 181907.
- [17*] A. Kikuchi, M. Yoshizawa, M. Mori, N. Fujita, K. Kushi, H. Sasamoto, K. Kishino, Shutter control method for control of Al contents in AlGaIn quasi-ternary compounds grown by RF-MBE // *J. Cryst. Growth* V. 189/190, (1998), P. 109-113.