

*На правах рукописи*

Петров Станислав Игоревич

ПРИНЦИПЫ ПОСТРОЕНИЯ И СВОЙСТВА ГЕТЕРОСТРУКТУР  
НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЙ III-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ  
МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИИ

Специальность: 01.04.10 – Физика полупроводников

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени  
кандидата физико-математических наук

Санкт-Петербург - 2007

Работа выполнена в Государственном образовательном учреждении высшего профессионального образования “Санкт-Петербургский государственный политехнический университет”.

Научный руководитель:

доктор физико-математических наук, профессор Сидоров Валерий Георгиевич

Официальные оппоненты:

доктор физико-математических наук, профессор Ковалев Алексей Николаевич

доктор физико-математических наук, профессор Кораблев Вадим Васильевич

Ведущая организация – Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

Защита состоится «04» октября 2007 года в 16:00 часов на заседании диссертационного совета Д 212.229.01 при ГОУ ВПО “Санкт-Петербургский государственный политехнический университет” по адресу:

195251, г. Санкт–Петербург, ул. Политехническая, 29, II уч. корпус, ауд. 470.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ГОУ ВПО “Санкт-Петербургский государственный политехнический университет”.

Автореферат разослан «3» сентября 2007 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета

Коротков А.С.

## **Общая характеристика работы.**

Актуальность темы. В девяностых годах прошлого столетия произошел стремительный прогресс в технологии выращивания III-N материалов, что открыло перспективы для создания разнообразных приборов на их основе. В настоящее время нитриды являются основой для создания эффективных коротковолновых светодиодов, лазеров и фотодиодов, а также мощных СВЧ - транзисторов. Несмотря на приборные достижения в этой области, в технологии нитридов до сих пор остаются «узкие места», требующие ее постоянного развития. Отсутствие дешевых подложек из нитридов металлов третьей группы приводит к необходимости выращивать данные материалы на подложках, рассогласованных по параметрам кристаллической решетки и коэффициентам термического расширения. Гетероэпитаксия нитридов на инородных подложках, несмотря на применение специальных процедур на начальных стадиях роста, приводит к достаточно высокой плотности дислокаций в растущем слое. Основными методами выращивания приборных III-N гетероструктур являются газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений (МОГФЭ, metal organic chemical vapor deposition – MOCVD) и молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ, molecular beam epitaxy – MBE). Метод хлорид-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) пока не может быть использован для выращивания сложных гетероструктур из-за высокой скорости роста. Метод МЛЭ обладает рядом достоинств по сравнению с МОГФЭ, а именно, позволяет осуществлять in-situ диагностику роста при помощи отражательной дифракции быстрых электронов (ОДБЭ, RHEED), получать более резкие гетерограницы, обеспечивает более высокую чистоту камеры роста и возможность совмещения с другими вакуумными ростовыми и исследовательскими камерами и прочее. Это делает МЛЭ перспективным методом для прикладных приложений, в особенности при создании гетероструктур для мощных полевых СВЧ-транзисторов. Тем не менее, метод МЛЭ имеет один существенный недостаток по сравнению с МОГФЭ. Плотность дислокаций в слоях, полученных этим методом на 1-2 порядка выше, что связано с меньшей температурой роста. В методе МЛЭ условие сохранения высокого вакуума не позволяет увеличить отношение потоков элементов V/III до значений, сравнимых с МОГФЭ, поэтому увеличение температуры роста ограничено разложением материала. С этой точки зрения МЛЭ с использованием аммиака в качестве источника азота является более привлекательной в сравнении с плазменной МЛЭ, поскольку позволяет задать более высокие отношения V/III и более высокие температуры роста.

В России метод МЛЭ для выращивания нитридов используют лишь две научные группы, кроме группы, в которой работает автор: в ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург (МЛЭ с плазменным источником азота) и в ИФП СО РАН, Новосибирск (МЛЭ с использованием аммиака). В этих группах выращены слои и гетероструктуры: GaN, InGaN, AlGaN, GaN/InGaN, GaN/AlGaN (ФТИ), GaN, GaN/AlGaN (ИФП). Сообщения о получении гетероструктур GaN/InGaN методом аммиачной МЛЭ, а также

транзисторных гетероструктур с двойным электронным ограничением AlGaN/GaN/AlGaN любым методом в России к началу данной работы отсутствовали.

Основной целью работы являлась разработка принципов построения гетероструктур в системе III-N на сапфировых подложках, обеспечивающих улучшение приборных свойств, и их экспериментальная реализация путем выращивания методом аммиачной МЛЭ.

Достижение поставленной цели требовало решения ряда основных задач:

1. Исследование особенностей кинетики роста слоев GaN при рекордно высоких для МЛЭ температурах подложки и потоках аммиака и их влияния на свойства гетероструктур GaN/AlGaN.
2. Исследование влияния условий роста слоев InGaN на свойства гетероструктур GaN/InGaN для светоизлучающих приборов.
3. Разработка и оптимизация конструкции и условий получения структур с двойным электронным ограничением в системе GaN-AlN для мощных полевых транзисторов.

В результате проведенных исследований установлен ряд ранее неизвестных особенностей эпитаксиального роста и свойств эпитаксиальных структур III-N.

Научная новизна работы.

1. Исследована зависимость свойств слоев GaN от условий выращивания методом молекулярно-лучевой эпитаксии с использованием аммиака в качестве источника азота и впервые установлены оптимальные (по подвижности электронов в GaN) условия роста при рекордной для данного метода температуре подложки вплоть до 960<sup>0</sup>С.
2. Обнаружено, что увеличение температуры роста до значений, близких к началу заметного термического разложения GaN при потоке аммиака 400 см<sup>3</sup>/мин. приводит к увеличению латеральных размеров микрорельефа поверхности в два раза при незначительном увеличении его вертикальных размеров от 4-6 нм до 6-8 нм, при этом происходит улучшение структурного совершенства слоя. Дальнейшее увеличение температуры приводит к значительному росту шероховатости поверхности.
3. Обнаружено, что выращивание гетероструктур GaN/AlGaN методом МЛЭ при максимально возможном потоке аммиака и температуре вблизи заметного термического разложения растущего слоя приводит к увеличению подвижности электронов в двумерном электронном газе. Увеличение температуры роста от 900<sup>0</sup>С до 960<sup>0</sup>С при одновременном увеличении потока аммиака от 30 см<sup>3</sup>/мин. до 400 см<sup>3</sup>/мин. приводит к увеличению подвижности электронов в однопереходных гетероструктурах GaN/AlGaN от 800-900 см<sup>2</sup>/В·с до 1000-1100 см<sup>2</sup>/В·с при слоевой концентрации электронов 1,0-1,2·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup> при комнатной температуре.

4. Обнаружено, что поддержание на поверхности GaN слоя металлического индия перед и в ходе роста слоя InGaN позволяет получить резкую гетерограницу GaN/InGaN.
5. Обнаружено, что выращивание на начальной стадии роста слоя AlN толщиной более 100 нм при температуре 1200<sup>0</sup>С вместо тонкого зародышевого слоя AlN, а затем выращивание переходных областей между слоями разного состава позволяют улучшить структурное совершенство слоя GaN в многослойной гетероструктуре AlN/AlGaN/GaN. При этом происходит увеличение латеральных размеров микрорельефа поверхности в два-три раза при уменьшении его вертикальных размеров до 2-4 нм. Такая конструкция позволяет увеличить подвижность электронов в двумерном электронном газе в многослойной гетероструктуре AlN/AlGaN/GaN/AlGaN до 1550 см<sup>2</sup>/Вс при слоевой концентрации электронов 1,0-1,2·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup> при комнатной температуре.
6. Впервые исследованы свойства GaN в многослойных гетероструктурах AlN/AlGaN/GaN/AlGaN в зависимости от их конструкции. Получены гетероструктуры с двойным электронным ограничением с толщиной слоя GaN 50 Å с подвижностью электронов 1100-1300 см<sup>2</sup>/Вс при слоевой концентрации электронов 1,5-1,7·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup> при комнатной температуре.

#### Практическая ценность работы.

Установлены условия роста, позволяющие: получать резкие гетерограницы GaN/InGaN; увеличивать подвижность электронов в транзисторных гетероструктурах с двойным электронным ограничением.

#### Научные положения, выносимые на защиту.

1. Для увеличения поверхностной подвижности атомов и выращивания структурно совершенных слоев GaN необходимы максимально возможные температуры роста, еще не приводящие к термическому разложению GaN и развитию шероховатости поверхности. Таким образом, для выращивания однопереходных гетероструктур GaN/AlGaN с высокой подвижностью электронов методом аммиачной МЛЭ наиболее благоприятным является N-обогащенный режим роста, обеспечивающий приближение к кривой температур термического разложения GaN на фазовой диаграмме со стороны максимальных потоков аммиака.
2. Для получения резких гетерограниц GaN/InGaN и увеличения мольной доли индия в “тонких” (<100 нм) слоях InGaN необходимо поддержание на ростовой поверхности “смачивающего” слоя металлического индия.
3. Увеличение барьера для электронов в канале со стороны буферного слоя является необходимым условием предотвращения причин СВЧ-“коллапса” тока, связанных с захватом электронов на «глубокие» ловушки. Увеличение электронного ограничения при помощи компенсирующего легирования

буферного слоя GaN приводит к возникновению дополнительных ловушек, поэтому более эффективными являются двойные гетероструктуры AlGaN/GaN/AlGaN, дополнительное ограничение в которых достигается за счет изгиба зон под влиянием поляризационных полей.

4. Термодинамические ограничения повышения температуры начального этапа эпитаксии GaN, препятствующие эффективной коалесценции исходных зародышевых блоков, могут быть преодолены путем замены традиционных тонких нуклеационных слоев более толстыми слоями термически устойчивого соединения- AlN. Это способствует кардинальному улучшению кристаллического совершенства нитридных слоев, в частности, подвижность электронов в гетероструктурах AlN/AlGaN/GaN/AlGaN с двумерным электронным газом увеличивается более чем на 50%.
5. Максимальное электронное ограничение, необходимое для получения транзисторов, неподверженных “коллапсу” тока, достигается в гетероструктурах с квантово-размерным каналом GaN, что косвенно подтверждается отсутствием петель гистерезиса на ВАХ транзисторов. При этом, толщина канального слоя GaN которого должна быть меньше критической толщины релаксации, а профиль состава вблизи квантовой ямы исключать образование в ней паразитной дырочной проводимости, которая образуется на нижней гетерогранице  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  при высоких значениях  $x$ .

Апробация работы. Материалы диссертации докладывались на:

- I- V Всероссийских конференциях “Нитриды галлия, индия и алюминия- структуры и приборы” (Москва, Санкт-Петербург, 2001-2007)
- 3-ей, 4-ой, 5-ой и 6-ой Всероссийских молодежных конференциях по физике полупроводников и полупроводниковой опто- и наноэлектронике (Санкт-Петербург, 2001-2004)
- Межвузовских научных конференциях (Санкт-Петербург, 2001-2004)
- Международном симпозиуме по нитридным полупроводникам “IWSN” (Питтсбург, США, 2004)
- 14-м международном симпозиуме “Nanostructures: physics and technology” (Санкт-Петербург, 2006)
- 9-ой конференции “GaAs и полупроводниковые соединения группы III-V” (Томск, 2006)

Основное содержание диссертации опубликовано в 10 печатных работах.

Структура и объем.

Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, заключения и списка цитируемой литературы. Материал изложен на 114 страницах, включая 75 страниц текста, 39 рисунков и 4 таблицы. Список цитируемой литературы содержит 70 наименований.

## Содержание работы.

Во введении обосновывается актуальность темы работы, сформулированы ее цель, научная новизна и практическая ценность, представлены научные положения, выносимые на защиту, освещены структура и объем, а также кратко изложено содержание разделов диссертации.

Первая глава содержит обзор современной литературы, посвященной материалам III-N. Приведены фундаментальные физические свойства GaN, AlN, InN и их твердых растворов, описаны основные методы выращивания указанных материалов. Обсуждены проблемы, возникающие в связи с отсутствием подложек, совпадающих с GaN по параметрам решетки и коэффициентам термического расширения. Дан анализ влияния условий выращивания на свойства эпитаксиальных слоев GaN, AlGaIn и InGaIn на сапфировых подложках методами МОГФЭ и МЛЭ. Отмечается большая плотность дислокаций в слоях GaN, выращенных методом МЛЭ, что связано с меньшей по сравнению МОГФЭ температурой роста. При этом указывается на возможность увеличения температуры роста при использовании МЛЭ с использованием аммиака в качестве источника азота по сравнению с плазменной МЛЭ.

Далее обсуждаются основные приборные приложения материалов III-N. На данный момент основной технологией для массового производства светодиодов является МОГФЭ, что связано с меньшей плотностью дислокаций в получаемых слоях. При этом на низкодислокационных “квази-подложках” GaN методом МВЕ были получены конкурентноспособные светодиоды и лазеры, что делает данный метод привлекательным для получения сложных лазерных гетероструктур. Также указывается, что сопоставимые результаты по получению мощных и маломощных полевых СВЧ-транзисторов достигнуты на гетероструктурах, выращенных как методом МОГФЭ, так и МЛЭ. Отмечается, что более эффективной конструкцией для СВЧ-транзисторов может быть двойная гетероструктура AlGaIn/GaN/AlGaIn. Публикации на эту тему немногочисленны, а в России отсутствуют.

В конце главы сформулирована развернутая цель работы.

Во второй главе описаны: использованное в работе технологическое оборудование, методики эпитаксиального выращивания и исследования свойств полученных образцов.

Эпитаксиальные слои и гетероструктуры в системе III-N выращивались методом молекулярно-лучевой эпитаксии с использованием аммиака в качестве источника азота на установке STE3N2, разработанной и созданной в ЗАО “Научное и технологическое оборудование”. Уникальными особенностями данной установки являются расширенный диапазон температур подложки и отношений V/III. В частности, в ростовой камере обеспечивается вакуум не хуже  $5 \cdot 10^{-3}$  Па при увеличении температуры подложки до  $970^{\circ}\text{C}$  при потоке аммиака  $400 \text{ см}^3/\text{мин.}$ , что использовано при эпитаксии нитрида галлия. В результате дополнительной модернизации диапазон достижимых

температур роста был увеличен до  $1200^{\circ}\text{C}$ , что позволило улучшить свойства слоев AlN и многослойных гетероструктур AlN/AlGaN/GaN/AlGaN.

В качестве источников металлов III группы и Si для легирования использовались стандартные эффузионные ячейки. В качестве источника азота использовался инжектор с возможностью подогрева, через который в камеру роста подавался сверхчистый аммиак. В работе использованы подложки сапфира (0001) толщиной  $0,33 \pm 0,05$  мм с разориентацией поверхности относительно оси C (0001)  $\pm 0,1$  град.

Далее представлена методика подготовки установки к росту, позволяющая обеспечить остаточное давление в ростовой камере не хуже  $5 \cdot 10^{-8}$  Па, и двухстадийный порядок подготовки сапфировых подложек к росту. Описаны методы лазерной интерферометрии и отражательной дифракции быстрых электронов для определения скорости роста и состояния поверхности слоя в процессе роста. В главе также дано краткое описание методов исследования свойств слоев и структур: рентгеновская дифрактометрия, атомно-силовая микроскопия (АСМ), оже-спектроскопия и измерение подвижности электронов методом Холла.

В третьей главе представлены результаты исследования влияния условий роста на структурное совершенство и морфологию поверхности GaN, а также на подвижность электронов в гетероструктурах GaN/AlGaN.

Из литературы известно, что для выращивания слоев GaN с гладкой морфологией поверхности методом аммиачной МЛЭ необходимо осуществлять рост в режиме N-обогащения (отношение потоков элементов V/III > 1) [1]. Точка перехода из Ga-обогащенного в N-обогащенный режим роста зависит от соотношения потоков Ga и аммиака, а также от температуры роста слоя. Переход определяли по изменению и стабилизации скорости роста в зависимости от потока аммиака при фиксированном потоке Ga. Для предотвращения влияния термического разложения GaN, точка перехода была определена при температуре подложки  $800^{\circ}\text{C}$ . При такой температуре и вакууме  $\approx 10^{-6}$  Па, характерном для аммиачной МЛЭ при выключенном потоке  $\text{NH}_3$ , испарение GaN с заметной скоростью не происходит [2]. Установлено, что при этой температуре подложки переход происходит при потоке аммиака  $10 \text{ см}^3/\text{мин}$ . (рис. 1а). Начало термического разложения GaN определяется потоком аммиака над поверхностью растущего слоя. Установлено, что при увеличении потока аммиака от  $10 \text{ см}^3/\text{мин}$ . до  $400 \text{ см}^3/\text{мин}$ . температура начала заметного термического разложения GaN увеличивается от  $900^{\circ}\text{C}$  до  $970^{\circ}\text{C}$  (рис. 1б). По сути, уменьшение скорости роста GaN при уменьшении потока аммиака при заданной температуре подложки означает переход в N-обедненные условия. При этом аналогичное уменьшение скорости роста при повышении температуры подложки выше границы заметного термического разложения при заданном потоке аммиака также означает переход в N-обедненные условия. Таким образом, зависимость температуры начала заметного термического разложения (рис. 1б) связана со сдвигом точки перехода в N-обедненный режим (рис.

1а).

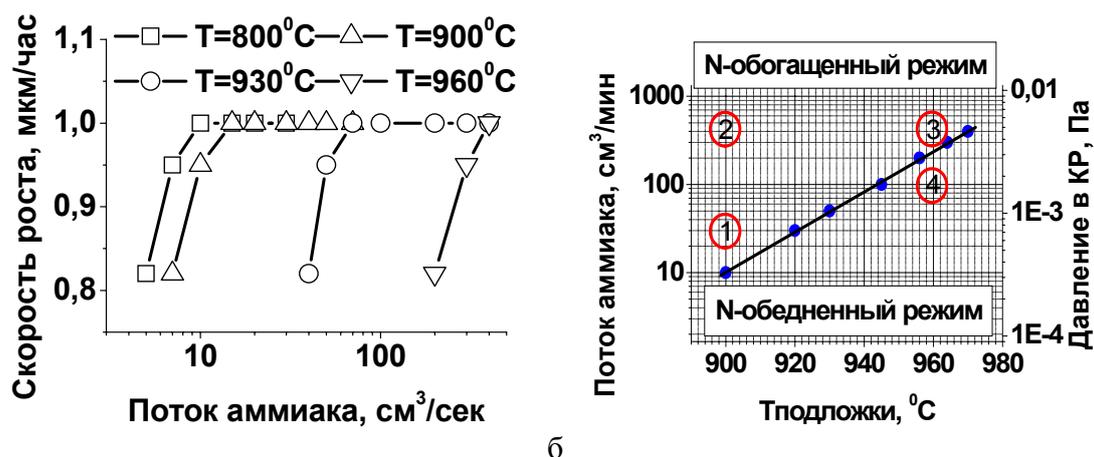


Рис. 1. Зависимости (а) скорости роста от потока NH<sub>3</sub> при различных температурах подложки и (б) соотношение между температурой начала разложения GaN и потоком NH<sub>3</sub>. Точки 1- 4 соответствуют характерным режимам роста.

Исследовано влияние условий роста на структурное совершенство и морфологию поверхности слоев нитрида галлия толщиной 1 мкм, выращенных в соответствующих характерных режимах (точки 1, 2, 3 и 4 на рис. 1б). Перед ростом на сапфировых подложках были проведены отжиг, нитридизация, выращивание зародышевого слоя AlN толщиной 10-20 нм при температуре 900°C и его отжиг при 1000°C в течение 15 минут.

Установлено, что при температуре подложки 900°C изменение потока аммиака в N-обогащенном режиме от 30 см<sup>3</sup>/мин. (точка 1 на рис. 1б) до 400 см<sup>3</sup>/мин. (точка 2) при скорости роста 1 мкм/час, определяемой потоком Ga, не приводит к значительному изменению морфологии поверхности по данным атомно-силовой микроскопии. При этом происходит увеличение латеральных размеров микрорельефа от 0.3-0.5 до 0.5-0.7 мкм, при сохранении величины среднеквадратичной шероховатости поверхности (rms) на уровне около 5 нм. Структурное совершенство по данным рентгеновской дифрактометрии не меняется (полуширина кривой качания (0002) при ω-сканировании остается на уровне 700-800 arcsec). Увеличение температуры роста слоя GaN от 900°C (точка 2) до 960°C (точка 3) при потоке аммиака 400 см<sup>3</sup>/мин. приводит уменьшению значения полуширины кривой качания (0002) от 700-800 arcsec до 500-600 arcsec. Одновременно происходит рост латеральных размеров микрорельефа от 0.5-0.7 до 0.8-1 мкм, а вершины холмов становятся плоскими, значения rms при этом увеличиваются от 4-6 нм до 6-8 нм. При уменьшении потока аммиака при данной температуре роста, либо при повышении температуры роста выше границы термического разложения GaN при данном потоке аммиака, происходит переход в N-обедненный режим роста (точка 4), сопровождающийся развитием шероховатости поверхности. Таким образом, для выращивания структурно совершенных слоев GaN наиболее благоприятным является N-обогащенный режим при максимально возможной температуре, не приводящей к

заметному термическому разложению GaN, что требует максимально возможных для данной установки потоков аммиака.

В гетероструктурах GaN/AlGaN с содержанием Al 30 % в барьерном слое AlGaN толщиной 25 нм, выращенных при температуре подложки 900<sup>0</sup>С и потоке аммиака 30 см<sup>3</sup>/мин образуется двумерный электронный газ (ДЭГ) с концентрацией электронов 1,0-1,2·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup> и подвижностью электронов 800-900 см<sup>2</sup>/В·с при комнатной температуре. Экспериментально показано, что для выращивания гетероструктур GaN/AlGaN с высокой подвижностью электронов (до 1100 см<sup>2</sup>/В·с) наиболее благоприятным также является N-обогащенный режим роста при максимально возможной температуре, не приводящей к заметному термическому разложению GaN и максимальном для данной установки потоке аммиака: 960<sup>0</sup>С при потоке аммиака 400 см<sup>3</sup>/мин.

Четвертая глава посвящена исследованию влияния условий роста твердых растворов InGaN в гетероструктурах GaN/InGaN на их свойства.

Давление пара индия выше, чем у галлия, в то время как термическая устойчивость InN существенно ниже, чем у GaN, поэтому обычно ростовые температуры для InGaN гораздо ниже, чем для GaN. Кроме того, проведение процесса в высоком вакууме и существенно меньшие, по сравнению с МОГФЭ, значения достижимых отношений V/III в МЛЭ приводят к еще более резким температурным ограничениям вхождения индия в InGaN. Для увеличения содержания индия необходимо поддерживать достаточно высокие соотношения потоков In/Ga. Однако увеличение потока индия выше некоторого критического значения при выращивании слоев InGaN может привести к образованию жидких капель индия на ростовой поверхности и срыву роста. Поэтому, прежде всего, были определены критические потоки индия, приводящие к каплеобразованию при выращивании слоев InGaN на GaN. Установлено, что при повышении температуры подложки происходит увеличение критического потока индия, связанное с увеличивающейся десорбцией индия с поверхности.

Однако, выращивание слоев InGaN на GaN даже при максимально возможном не приводящем к каплеобразованию потоке индия (90-95 % от критического) приводит к тому, что профиль распределения индия, по данным оже-спектроскопии, в слоях InGaN растянут. Для частичной или полной релаксации напряжений на гетерогранице GaN/InGaN требуется некоторая критическая толщина слоя InGaN (приблизительно 100-150 нм). После этого, вхождение индия увеличивается и достигает предельных значений для данных температуры подложки и потока аммиака. Установлено, что для получения резких гетерограниц и увеличения содержания индия в тонких слоях InGaN необходимо наличие на поверхности GaN перед ростом InGaN так называемого “смачивающего” слоя металлического индия.

Установлено, что при увеличении температуры подложки от 580<sup>0</sup>С до 630<sup>0</sup>С концентрация индия в тонких (20 нм) слоях InGaN уменьшается от 15 % до 11 %, а

положение пика краевой люминесценции при 77 К сдвигается от 2,75 до 2,88 эВ, соответственно. При этом происходит увеличение интенсивности фотолюминесценции почти на порядок. Дальнейшее увеличение температуры роста до 680<sup>0</sup>С не так критично влияет на увеличение интенсивности фотолюминесценции, но при этом происходит уменьшение содержания индия до 3 %, а положение пика сдвигается до 3,17 эВ. В спектре фотолюминесценции слоя InGaN (20 нм), выращенного при 650<sup>0</sup>С на стандартном слое GaN толщиной 1 мкм, при комнатной температуре доминирует пик с максимумом при 2,9 эВ. Таким образом, установлены базовые условия роста слоев InGaN, пригодных для активной области светоизлучающих приборов синей области спектра.

В пятой главе приведены результаты исследования влияния режимов роста и конструкции гетероструктур с двойным электронным ограничением в системе AlN-GaN на их свойства.

Электрофизические параметры полученных гетероструктур GaN/AlGaN соответствуют уровню мировых публикаций, что делает возможным создание мощных полевых СВЧ-транзисторов на их основе. Одной из основных проблем при создании таких транзисторов является уменьшение тока в режиме генерации большой СВЧ-мощности («коллапс» тока), который связывают с «выбросом» электронов из канала при больших напряжениях затвор-сток и их захватом на глубокие ловушки как в барьерном слое AlGaN, так и в буферном слое GaN. Для уменьшения влияния на «коллапс» тока поверхностных ловушек барьерного слоя используется пассивация его поверхности, например слоем Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Однако остается захват электронов на ловушки в буферном слое GaN и «коллапс» тока не исчезает. Для предотвращения причин СВЧ-«коллапса» тока, связанных с захватом электронов на «глубокие» ловушки необходимо увеличение барьера для электронов в канале со стороны буферного слоя. Кроме того, поскольку преднамеренно нелегированный нитрид галлия имеет заметную фоновую проводимость n-типа увеличение электронного ограничения необходимо для минимизации тока утечки, увеличения пробивных напряжений, обеспечения межприборной изоляции и полной отсечки транзистора. Электронное ограничение может быть увеличено при помощи компенсирующего легирования буферного слоя GaN примесями, создающими глубокие или акцепторные уровни, такими как Fe, С, Mg и др. Однако это приводит к возникновению дополнительных ловушек. В связи с этим более эффективными являются двойные гетероструктуры AlGaN/GaN/AlGaN, дополнительное ограничение в которых достигается за счет изгиба зон под влиянием поляризационных полей. Такая конструкция имеет и ряд дополнительных преимуществ: уменьшение вероятности растрескивания барьерного слоя AlGaN на толстом буферном слое GaN, а также возможность двухстороннего или обратного легирования проводящего канала кремнием.

Однако, выращивание гетероструктур Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N/GaN/Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N с толщиной

GaN 150 нм при указанных выше режимах приводит к падению подвижности электронов в ДЭГ до значений 600-800 см<sup>2</sup>/В·с при сохранении концентрации электронов на том же уровне. Уменьшение подвижности электронов происходит вследствие снижения совершенства слоя GaN из-за возникновения дополнительных механических напряжений, вызванных рассогласованием параметров решетки AlGaIn и GaN, что подтверждают данные рентгеновской дифрактометрии. Полуширина кривой качания (0002) для слоя GaN увеличивается до 800-900 arcsec. Таким образом, для увеличения подвижности электронов в слое с ДЭГ гетероструктуре AlGaIn/GaN/AlGaIn необходимо предпринимать специальные меры для улучшения структурных свойств всей гетероструктуры и слоя GaN в частности.

Для улучшения структурного совершенства слоя GaN необходимо увеличение температуры подложки, еще не приводящее к термическому разложению GaN. Поскольку AlN термически более устойчив по сравнению с GaN, то на начальном этапе процесса предложено выращивать при повышенной температуре “толстый” слой AlN (более 100 нм), что должно способствовать коалесценции исходных зародышевых блоков. При исследовании ОДБЭ в течение начального этапа роста слоя AlN установлено, что увеличение температуры подложки приводит к более быстрому переходу из трехмерного в двумерный режим. Увеличение потока аммиака от 15 см<sup>3</sup>/мин. до 60 см<sup>3</sup>/мин. при выращивании слоя AlN со скоростью роста 0,2 мкм/час приводит к планаризации поверхности, о чем свидетельствуют незатухающие осцилляции сигнала лазерного интерферометра. По всей видимости, огрубление поверхности при потоке аммиака менее 60 см<sup>3</sup>/мин. связано с тем, что рост происходит в сильно Al-обогащенном режиме. Однако, дальнейшее увеличение потока аммиака при выращивании слоев AlN приводит к ухудшению поверхностной подвижности атомов Al, и соответственно к ухудшению морфологии поверхности растущего слоя.

В итоге, выращивание в оптимальном режиме слоя AlN толщиной 200 нм перед слоем AlGaIn позволяет повысить качество всей многослойной гетероструктуры (МГС) и слоя GaN по сравнению со свойствами слоя GaN, выращенного при тех же условиях (температура роста 900<sup>0</sup>С при потоке аммиака 60 см<sup>3</sup>/мин.), но на тонких зародышевых слоях AlN. Значения rms слоев GaN толщиной 1 мкм уменьшаются до 2-4 нм при одновременном увеличении латеральных размеров микрорельефа до 1-1,5 мкм. Полуширина кривой качания (0002) для слоя GaN толщиной 1 мкм уменьшаются до 300-400 arcsec. Улучшение кристаллического совершенства всей МГС при увеличении температуры роста слоя AlN подтверждается уменьшением значений полуширин кривых качания рентгеновской дифракции слоев AlN и GaN.

Для уменьшения механических напряжений между слоями AlN, Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N и GaN предложено выращивать сверхрешетки (СР) AlN/Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N и Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N/GaN. Установлено, что использование СР позволяет увеличить подвижность электронов в ДЭГ на верхней гетерогранице GaN/AlGaIn по сравнению с использованием в качестве

переходных областей слоев градиентного состава. В МГС AlN/AlGaN/GaN/AlGaN при толщине слоя GaN 150 нм с двумя СР была достигнута подвижность электронов в ДЭГ  $1550 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$  при их концентрации  $1,0\text{-}1,2\cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ . При этом влияние первой СР более критично по сравнению со второй. В МГС только с первой СР подвижность электронов составляет  $1100\text{-}1300 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$  при такой же концентрации, а при использовании только второй СР уменьшается до  $800\text{-}900 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$  при сохранении слоевой концентрации. При этом конструкция МГС с использованием только первой СР является более перспективной для создания мощных полевых СВЧ-транзисторов поскольку во второй СР (многопериодной комбинации тонких слоев  $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ ) могут образоваться ловушки для электронов, приводящие к “коллапсу” тока. Полученные электрофизические параметры гетероструктур с двойным электронным ограничением соответствуют уровню мировых публикаций для “классических” однопереходных гетероструктур GaN/AlGaN.

Ключевым аспектом при создании мощных приборов на основе нитридных гетероструктур является электронное ограничение. Максимальное электронное ограничение, необходимое для получения транзисторов, неподверженных “коллапсу” тока, может быть достигнуто в гетероструктурах с квантово-размерным каналом GaN. Уменьшение толщины слоя GaN благоприятно также из технологических соображений, так как за счет приближения изолирующего слоя AlGaN к поверхности уменьшается глубина “мезы” для межприборной изоляции, что значительно упрощает процесс нанесения затвора.

Уменьшение толщины канала GaN без дополнительных изменений конструкции многослойной гетероструктуры AlN/AlGaN/GaN/AlGaN должно приводить к уменьшению проводимости по двум основным причинам. Во-первых, релаксация механических напряжений в слое GaN при превышении некоторой критической толщины сопровождается формированием дополнительных дефектов, и приближение двумерного электронного газа к этой дефектной области приводит к уменьшению подвижности электронов в канале. Во-вторых, при уменьшении толщины GaN возрастает влияние искривления зонной диаграммы, вызванного поляризационными эффектами. При высоких значениях содержания алюминия  $x$  в буферном слое  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  на нижней гетерогранице AlGaN/GaN может образоваться слой с дырочной проводимостью (аналогично формированию двумерного электронного газа на верхней гетерогранице GaN/AlGaN) [66]. Таким образом, для получения гетероструктуры с квантово-размерным каналом GaN, имеющей, электрофизические параметры, сравнимые со структурой с “толстым” слоем GaN, необходимо определить оптимальную конструкцию буферного слоя и найти толщину релаксации GaN для этой конструкции.

Для определения содержания алюминия  $x$  в буферном слое  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  на нижней гетерогранице AlGaN/GaN, при котором может образоваться слой с дырочной

проводимостью, было проведено моделирование зонных диаграмм в многослойных гетероструктурах AlN/AlGaN/GaN/AlGaN. При анализе использовалось самосогласованное решение уравнений Шредингера и Пуассона. В результате моделирования установлено, что слой с дырочной проводимостью образуется при содержании алюминия в буферном слое  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$   $x > 0.15$ .

Далее данные моделирования были проверены экспериментально. В первую очередь было исследовано влияние толщины слоя GaN на свойства двумерного электронного газа в многослойной гетероструктуре AlN/CP/ $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ /GaN/ $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ . Уменьшение толщины слоя GaN от 1000 нм до 150 нм не приводит к какому-либо заметному изменению подвижности и концентрации электронов в двумерном электронном газе (рис. 2). Дальнейшее уменьшение толщины GaN сопровождается нарастающим ухудшением подвижности, составляющей уже лишь 700-800  $\text{см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$  при толщине канала 70 нм. Вместе с тем концентрация электронов в канале остается неизменной, что указывает на первый из указанных выше механизмов уменьшения проводимости канала.

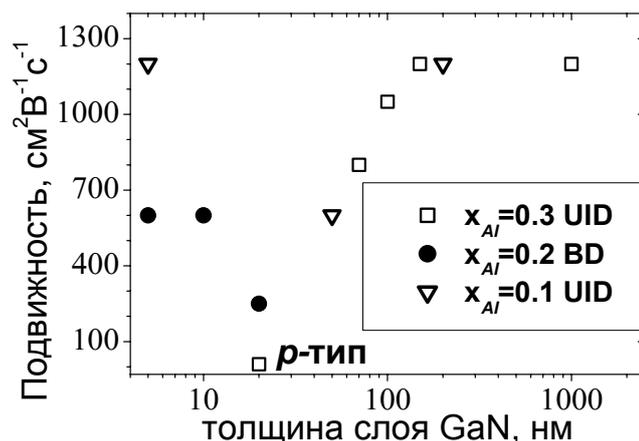


Рис. 2. Зависимость подвижности электронов от толщины слоя GaN в МГС с различным составом  $x$  в буферном слое  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  перед каналным слоем (UID-нелегированный, BD-с обратным легированием).

Уменьшение толщины слоя GaN до 20 нм приводит к переходу из n-типа в p-тип проводимости на отдельных образцах. Такое изменение свойств связано со значительным влиянием области с дырочной проводимостью, которая образуется на нижней гетерогранице  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$  при высоких значениях  $x$ . Концентрация дырок в этой области зависит от состава нижнего слоя  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ . Уменьшение содержания Al в нижнем слое  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  до  $x=0.2$  (использование многослойных гетероструктур AlN/CP/ $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ /градиент/ $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ /GaN/  $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$  с толщиной слоя GaN 20 нм) также приводит к образованию p-типа проводимости. Получение n-типа проводимости возможно только при использовании легирования нижнего слоя AlGaN кремнием (обратное легирование). Однако подвижность электронов при этом снижается до 200-300  $\text{см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$  при их концентрации  $0.9-1.1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ . Дальнейшее уменьшение толщины

слоя GaN до значений 10 нм и меньше приводит к снижению концентрации электронов при возрастании их подвижности до 500-700 см<sup>2</sup>/В·с. При  $x=0,1$  в буферном слое область с дырочной проводимостью на нижнем интерфейсе не образуется. При этом качественно зависимость подвижности от толщины слоя GaN аналогична зависимости для буферного слоя Al<sub>0,2</sub>Ga<sub>0,8</sub>N. Однако в этом случае при уменьшении толщины слоя GaN до 5-10 нм подвижность электронов становится соизмерима со значением в гетероструктуре с толщиной слоя GaN 150-1000 нм. Такая зависимость подвижности от толщины слоя GaN указывает на то, что критическая толщина релаксации для составов с  $x_{Al}=0,1-0,2$  в нижнем слое находится в пределах 15-20 нм. Действительно, при исследовании ОДБЭ в течение роста было установлено, что вначале рост слоя GaN на буферном слое AlGaN происходит в двумерном режиме. При превышении критической толщины 15-20 нм для составов Al 10-20% происходит огрубление поверхности (утолщение тяжей на рис. 5.12). Это также указывает на то, что толщина релаксации находится в пределах 15-20 нм. При этом за счет искривления зонной диаграммы происходит уменьшение концентрации электронов до  $0,9-1,1 \cdot 10^{13}$  см<sup>-2</sup> при толщине слоя GaN 5 нм. Концентрация электронов может быть увеличена до  $1,5-1,7 \cdot 10^{13}$  см<sup>-2</sup> при сохранении подвижности на уровне 1100-1300 см<sup>2</sup>/В·с путем повышения состава Al в барьерном слое до 40%. Тем не менее, образования трещин, как в случае получения однопереходных гетероструктур GaN/AlGaN, не происходит. С другой стороны, по данным [66] искривление зонной диаграммы позволяет значительно увеличить электронное ограничение даже при использовании в буферном слое перед слоем GaN относительно невысокого состава Al 10 % (рис. 3). Увеличение электронного ограничения подтверждается и данными вольт-емкостных измерений.

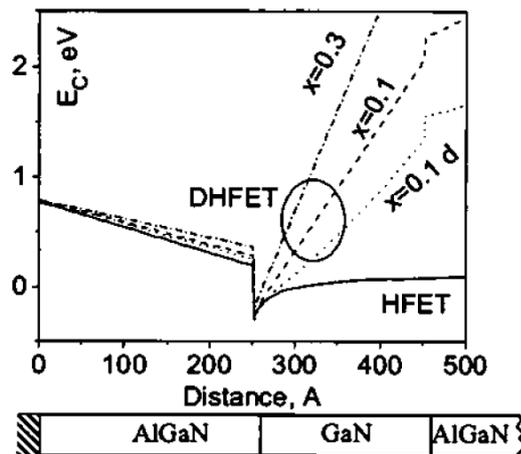


Рис. 3. Рассчитанный профиль дна зоны проводимости в однопереходных гетероструктурах GaN/Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N (HFET) и двойных гетероструктурах Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN/Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N (DHFET) [3].

На основе МГС AlN/CP/Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N/градиент/Al<sub>0,1</sub>Ga<sub>0,9</sub>N/GaN/Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N с толщиной слоя GaN 5 и 150 нм созданы тестовые транзисторы, которые продемонстрировали статические параметры мирового уровня: ток сток-исток до 1-1,2 А/мм, крутизна 180-200 мС/мм, напряжение пробоя более 50 В, токи утечки менее 100

мкА при напряжении 50 В. Важно отметить, что на вольт-амперной характеристике МГС с толщиной слоя GaN 5 нм нет петель гистерезиса, которые в ряде случаев наблюдаются в МГС с большей толщиной слоя GaN и в “классических” структурах с одним гетеропереходом. Это подтверждает правильность выбора гетероструктуры с двойным электронным ограничением для создания мощных полевых СВЧ-транзисторов.

В заключении сформулированы основные результаты работы:

1. Установлено, что для выращивания совершенных слоев GaN и гетероструктур GaN/AlGaN с высокой подвижностью электронов наиболее благоприятным является N-обогащенный режим роста, обеспечивающий приближение к кривой температур термического разложения GaN на фазовой диаграмме со стороны максимальных потоков аммиака. В частности, увеличение температуры подложки до 960<sup>0</sup>C при потоке аммиака 400 см<sup>3</sup>/мин. на используемой в работе установке STE3N2 позволило получить гетероструктуры GaN/AlGaN с подвижностью электронов 1000-1100 см<sup>2</sup>/В·с при слоевой концентрации 1,0-1,2·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup>.
2. Показано, что поддержание на поверхности GaN так называемого “смачивающего” слоя индия перед и в ходе роста InGaN позволяет получить резкую гетерограницу GaN/InGaN и увеличить содержание индия в “тонких” слоях InGaN на GaN. Установлены базовые условия роста слоев InGaN для активной области светоизлучающих приборов сине-фиолетовой области спектра;
3. Необходимым условием предотвращения причин СВЧ-“коллапса” тока, связанных с захватом электронов на «глубокие» ловушки, является увеличение барьера для электронов в канале. Использование компенсирующего легирования буферного слоя GaN для увеличения электронного ограничения приводит к возникновению дополнительных ловушек. Более эффективными являются двойные гетероструктуры AlGaN/GaN/AlGaN, дополнительное ограничение в которых достигается за счет изгиба зон под влиянием поляризационных полей;
4. Замена традиционных тонких нуклеационных слоев более толстыми слоями термически устойчивого соединения – AlN позволяет преодолеть термодинамические ограничения повышения температуры начального этапа эпитаксии GaN, препятствующие эффективной коалесценции исходных зародышевых блоков. Это приводит к значительному улучшению кристаллического совершенства нитридных слоев и, в частности, позволяет увеличить подвижность электронов в многослойных гетероструктурах (МГС) AlN/AlGaN/GaN/AlGaN с двумерным электронным газом с толщиной GaN 150 нм до 1550 см<sup>2</sup>/В·с при слоевой концентрации 1,0-1,2·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup>.
5. Для получения транзисторов, неподверженных “коллапсу” тока необходимо

максимально увеличить электронное ограничение, что может быть достигнуто в гетероструктурах с квантово-размерным каналом GaN. При этом, толщина канального слоя GaN должна быть меньше критической толщины релаксации, а профиль состава вблизи квантовой ямы исключать образование в ней паразитной дырочной проводимости, которая образуется на нижней гетерогранице  $Al_xGa_{1-x}N/GaN$  при высоких значениях  $x$ . В результате оптимизации конструкции получена МГС с толщиной канального слоя GaN 5 нм, подвижность в которой находится на уровне 1100-1300  $cm^2/V\cdot s$  при слоевой концентрации электронов  $1,5-1,7 \cdot 10^{13} cm^{-2}$ . На основе таких МГС созданы транзисторы со статическими параметрами, сравнимыми с лучшими результатами на основе “классических” однопереходных структур. При этом отсутствие петель гистерезиса на ВАХ транзисторов указывает на уменьшение эффекта “коллапса” тока.

Список цитированной литературы:

- [1] N.Grandjean, M.Leroux, J.Massies, M.Mesrine, M.Laugt. Molecular beam epitaxy of GaN under N-rich conditions using  $NH_3$ . Jpn. J. Appl. Phys. Pt.1, 1999, v.38, No. 2A, p.618-621
- [2] N.Grandjean, J.Massies, F.Semond, S.Yu.Karpov, R.A.Talalaev. GaN evaporation in molecular-beam epitaxy environment. Appl.Phys.Lett., 1999, v.74, No.13, p. 1854-1856
- [3] C. Q. Chen, J. P. Zhang, V. Adivarahan, A. Koudymov, H. Fatima, G. Simin, J. Yang, M. Asif Khan. AlGaIn/GaN/AlGaIn double heterostructure for high-power III-N field-effect transistors. Appl. Phys. Lett. 2003. v. 82. p. 4593 –4595

Основные результаты диссертации опубликованы в работах:

1. С.И.Петров, В.Г.Сидоров, Д.М.Красовицкий, И.А.Соколов. Выращивание слоев InGaIn молекулярно-лучевой эпитаксией с использованием аммиака и их люминесцентные свойства. Тезисы докладов третьей Всероссийской молодежной конференции по физике полупроводников и полупроводниковой опто- и наноэлектронике, Санкт-Петербург, 5-8 декабря 2001, стр. 16
2. С.И.Петров, А.П.Кайдаш, Д.М.Красовицкий, И.А.Соколов, Ю.В.Погорельский, В.П.Чалый, А.П.Шкурко, М.В.Степанов, М.В.Павленко, Д.А.Баранов. Гетероструктуры InGaIn/GaN, полученные методом молекулярно-лучевой эпитаксии с использованием аммиака в качестве источника азота. ПЖТФ, 2004, том 30, выпуск 14, с. 13-19
3. Д.А.Баранов, Д.М.Красовицкий, С.И.Петров, М.В.Павленко, Ю.В.Погорельский, И.А.Соколов, М.А.Соколов, В.П.Чалый, А.В. Андрианов, И.С.Журавлев, В.Г.Сидоров. Управление вхождением индия в слои твердых растворов нитридов третьей группы, выращиваемых аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксией. Тезисы докладов третьей Всероссийской конференции “Нитриды галлия, индия и

алюминия- структуры и приборы”, Москва 7-9 июня 2004, стр. 25

4. В.В.Волков, В.П.Иванова, Ю.С.Кузьмичев, С.А.Лермонтов, Ю.В.Соловьев, Д.А.Баранов, А.П.Кайдаш, Д.М.Красовицкий, М.В.Павленко, С.И.Петров, Ю.В.Погорельский, И.А.Соколов, М.А. Соколов, М.В.Степанов, В.П.Чалый. Полевые транзисторы на основе гетероструктур AlGaN/GaN, полученных методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии. ПЖТФ, 2004, т 30, вып.9, с. 63-67
5. С.Б. Александров, Д.А. Баранов, А.П. Кайдаш, Д.М. Красовицкий, М.В. Павленко, С.И. Петров, Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, М.В. Степанов, В.П. Чалый, Н.Б. Гладышева, А.А. Дорофеев, Ю.А. Матвеев, А.А. Чернявский. СВЧ- полевые транзисторы на основе нитридов III группы. ФТП, 2004, том 38, вып. 10, с. 1275-1279
6. А.Н. Алексеев, С.Б. Александров, А.Э. Бырнав, Л.Э. Великовский, И.Э. Великовский, Д.М. Красовицкий, М.В. Павленко, С.И. Петров, Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, М.А. Соколов, М.В. Степанов, А.Г. Ткаченко, А.П. Шкурко, В.П. Чалый. Многослойные гетероструктуры AlN/AlGaN/GaN/AlGaN для мощных полевых транзисторов, полученные аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксией. ПЖТФ, 2005, том 31, вып. 20, стр. 19-27
7. S.V. Aleksandrov, D.A. Baranov, V.P. Chaly, D.M. Krasovitsky, M.V. Pavlenko, S.I. Petrov, Yu.V. Pogorelsky, I.A. Sokolov, M.A. Sokolov, L.E. Velikovsky, N.I.Podolskaya, K.A.Bulashevich, S.Yu.Karpov. Field-effect transistors based on AlGaN/GaN/AlGaN double-heterostructures grown by MBE. Phys. stat. sol. (c) 2, No.7, 2688-2691 (2005)
8. А.Н. Алексеев, С.Б. Александров, А.Э. Бырнав, Л.Э. Великовский, И.Э. Великовский, А.В. Веретёха, Д.М. Красовицкий, М.В. Павленко, С.И. Петров, М.Ю. Погорельский, Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, М.А. Соколов, М.В. Степанов, А.Г. Ткаченко, А.П. Шкурко, В.П. Чалый. Многослойные гетероструктуры AlN/AlGaN/GaN/AlGaN с квантовыми ямами для мощных полевых транзисторов, полученные аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксией. ПЖТФ, 2006, том 32, вып. 22, стр. 6-14
9. S. I. Petrov, A. N. Alekseev, S. B Aleksandrov, A. E. Byrnaz, V. P. Chaly, D. M. Krasovitskiy, M. V. Pavlenko, Yu. V. Pogorelsky, A. P. Shkurko, I. A. Sokolov, M. A. Sokolov, M. V. Stepanov, A. G. Tkachenko, L. E. Velikovskiy, I. E. Velikovskiy, A. N. Pikhtin. Multilayer AlN/AlGaN/GaN/AlGaN heterostructures with quantum well channel for high power microwave field effect transistors. Proceedings of 14th International Symposium “Nanostructures: Physics and Technology”, St-Petersburg, June 26-30, 2006, p. 246
10. А.Н. Алексеев, А.Э. Бырнав, Д.М. Красовицкий, М.В. Павленко, С.И. Петров, Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, М.А. Соколов, М.В. Степанов, А.П. Шкурко, В.П. Чалый. Особенности кинетики молекулярно-пучковой эпитаксии соединений в системе GaN-AlN. ФТП, 2007, том 41, вып. 9, стр. 1025-1030