## Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН

## НИТРИДЫ ГАЛЛИЯ, ИНДИЯ И АЛЮМИНИЯ – СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ

Тезисы докладов

## 11-й Всероссийской конференции

1-3 февраля 2017 года Москва



Москва 2017

## ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ КОНФЕРЕНЦИИ

А.А. Федянин (председатель)	МГУ им. М.В. Ломоносова
П.С. Копьев (зам. председателя)	ФТИ им. А.Ф. Иоффе
А.Н. Туркин (зам. председателя)	МГУ им. М.В. Ломоносова
В.В. Лундин (секретарь)	ФТИ им. А.Ф. Иоффе
П.Ю. Боков (секретарь)	МГУ им. М.В. Ломоносова
В.Н. Данилин	ГУП «Пульсар»
А.Е. Николаев	ФТИ им. А.Ф. Иоффе
Е.Е. Заварин	ФТИ им. А.Ф. Иоффе
П.В. Боярков	«Новые технологии света»
М.В. Чукичев	МГУ им. М.В. Ломоносова
А.Е. Балакирев	«Прочип»
В.Е. Кудряшов	ГК «Роснано»
В.Г. Терехов	ООО «БЛ Трейд»
Е.Ю. Зыкова	МГУ им. М.В. Ломоносова
С.Н. Маркова	МГУ им. М.В. Ломоносова

## ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ КОНФЕРЕНЦИИ

А.Э. Юнович (председатель)	МГУ им. М.В. Ломоносова
П.С. Копьев (зам. председателя)	ФТИ им. А.Ф. Иоффе
А.В. Сахаров (секретарь)	ФТИ им. А.Ф. Иоффе
С.В. Иванов	ФТИ им. А.Ф. Иоффе
Л.М. Коган	НПЦ «Оптэл»
В.В. Лундин	ФТИ им. А.Ф. Иоффе
А.А. Вилисов	Томский политехнический институт
К.С. Журавлёв	ИФП СО РАН
В.Г. Сидоров	ООО «АИБИ»
С.Ю. Шаповал	ИПТМ РАН
С.Ю. Карпов	«Софт-Импакт»
Е.В. Луценко	ИФ НАН Беларуси
А.Ф. Цацульников	НТЦ Микроэлектроники РАН
В.М. Устинов	НТЦ Микроэлектроники РАН
П.А. Форш	МГУ им. М.В. Ломоносова
О.В. Снигирев	МГУ им. М.В. Ломоносова
Е.В. Каевицер	АО «НПП «Пульсар»
И.С.Васильевский	НИЯУ «МИФИ»
В.А. Сергеев	ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН

### При технической и финансовой поддержке









# Jkenorbounke

A.Э. Юнович Проблемы исследований и разработок структур и приборов на основе нитридных полупроводников	11
<i>С.А. Кукушкин, А.В. Лукьянов, А.В. Осипов</i> Нанокарбид кремния на кремнии – новая подложка для эпитаксии полярных и полуполярных гетерострутур соединений III-N	12
В.Н. Бессолов, А.Е. Калмыков, Е.В. Коненкова, С.Д. Коненков, С.А. Кукушкин, А.В. Мясоедов, В.Н. Пантелеев, М.П. Щеглов Зарождение и рост полуполярного AIN на «квазиподложке» SiC/Si(100)	14
<i>Ш.Ш. Шарофидинов, В.И. Николаев</i> Толстые эпитаксиальные слои AlN на подложке Si (111)	16
<b>В.И. Николаев, А.И. Печников, С.И. Степанов</b> Хлоридная эпитаксия нитридов и оксидов III группы	18
А.В. Кремлёва, Д.А. Кириленко, М.А. Одноблюдов, В.И. Николаев, В.Е. Бугров, А.Е. Романов Исследование структурных особенностей в объёмных кристаллах Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> и эпитаксиальных плёнках GaN, выращенных на объёмных кристаллах Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	20
Р.И. Горбунов, Ф.Е. Латышев, Е.В. Борисов, Н.И. Бочкарева, В.В. Вороненков, М.В. Вирко, А.С. Зубрилов, В.С. Коготков, Ю.С. Леликов, А.А. Леонидов, В.А. Тарала, В.Ф. Агекян, Ю.Г. Шретер Использование слоев усперола для отделения пленок нитрила галлия	22
В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.В. Сахаров, В.Ю. Давыдов, А.Н. Смирнов, Е.Ю. Лундина, И.П. Смирнова, Д.А. Закгейм, Л.К. Марков, А.Ф. Цацульников Единый ОГФЭ /МОГФЭ процесс формирования III-N/графен светодиодных структур на сапфире и их отделение от подложек	24
<i>А.Е. Романов, А.М. Смирнов, J.S. Speck</i> Релаксация напряжений несоответствия в полуполярных III-нитридных гетероструктурах	26
<b>О.Р. Абдуллаев, А.В. Алуев, Ю.Л. Ахмеров, М. В. Закусов, Н.В. Коурова,</b> <b>М.В. Меженный, А.А. Чельный</b> Пленки GaN р-типа и п-типа на подложках из сапфира R-ориентации для оптоэлектронных применений	28
В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.В. Сахаров, Д.Ю. Казанцев, Б.Я. Бер, П.Н. Брунков, М.А. Яговкина, А.Ф. Цацульников Комплексное исследование легирования GaN углеродом из пропана при МОС- гидридной эпитаксии	30
<b>Д.С. Милахин, Т.В. Малин, В.Г. Мансуров, Ю.Г. Галицин, К.С. Журавлев</b> Определение корректного времени нитридизации сапфира с учетом влияния электронного пучка	32
<b>М.О. Никифоров, Д.А. Дронова, Е.П. Кириленко, А.В.Горячев</b> Исследование влияния технологических параметров на начальные стадии роста слоя GaN	34
<b>С.И. Петров, А.Н. Алексеев, В.В. Мамаев, В.Г. Сидоров</b> Исследование влияния сурфактанта Ga при высокотемпературной аммиачной МЛЭ слоев AIN на свойства нитридных гетероструктур	36
Д.М. Красовицкий, Н.А. Андрианов, А.Л. Дудин, С.В. Кокин, Н.И. Кацавец, А.Г. Филаретов, В.П. Чалый Развитие стандартных технологий III-нитридов в ЗАО «СВЕТЛАНА-РОСТ»	38
<b>Р.В. Рыжук, Т.В. Малин, В.Г. Мансуров, Д.С. Милахин, К.С. Журавлёв, Н.И. Каргин</b> Температурный диапазон двумерного роста GaN при аммиачной МЛЭ	40

<i>Д.В. Нечаев, В.В. Ратников, С.В. Трошков, П.Н. Брунков, А.А. Ситникова,</i> <i>П.С. Копьев, С.В. Иванов и В.Н. Жмерик</i> Генерация и релаксация напряжений в гетероструктурах (Al,Ga)N, растущих на подложках 6H-SiC, Si(111) и с-Al2O3 методом плазменно-активированной молекулярно-пучковой эпитаксии	42
Е. В. Луценко, Н. В. Ржеуцкий, А. Г. Войнилович, И. Е. Свитенков, Г. П. Яблонский, С. И. Петров, В. В. Мамаев, А. Н. Алексеев Эпитаксиальный рост слоев Al <sub>x</sub> Ga <sub>1-x</sub> N и HEMT-структур на установке аммиачной молекулярно-пучковой эпитаксии STE3N2 и их характеризация	44
К. С.Журавлев, А.М.Гилинский, Т.В.Малин, И.А.Милехин, С.В.Трубина, С.Б.Эренбург, Б.Я. Бер, В.Ю.Давыдов, И.А.Елисеев, Д.Ю.Казанцев, В.В.Ратников, А.Н.Смирнов Структура и напряжения в слоях AlGaN, выращенных на сапфире методом аммиачной МЛЭ	46
К.С.Журавлев, Т.В.Малин, В.Г.Мансуров, Ю.Г.Галицын, Д.Ю.Протасов, Б.Я.Бер, В.Ю.Давыдов, Д.Ю.Казанцев, В.В.Ратников, А.Н.Смирнов И.А. Елисеев Легирование GaN магнием в аммиачной МЛЭ	48
В.Н. Жмерик, Д.В. Нечаев, Н.В. Кузнецова, Т.В. Шубина, Д.А. Кириленко, А.В. Нащекин, В.Ю. Давыдов, А.Н. Смирнов, И.А. Елисеев, С.В. Иванов Селективный рост наноколонн с квантовыми ямами InGaN/GaN на паттернированных подложках сапфира методом плазменно-активированной молекулярно-пучковой эпитаксии	50
<b>О.Р.</b> Абдуллаев, А.В. Алуев, Ю.Л. Ахмеров, Д.М. Жигунов, М.В. Закусов, Н.В. Коурова, М.В. Меженный, А.А. Чельный Исследование возможности получения монокристаллических пленок нитрида бора методом газофазной эпитаксии	52
<i>Е.Е. Заварин, В.В. Лундин, А.В. Сахаров, П.Н. Брунков, А.Ф. Цацульников</i> Исследование роста Si3N4 в реакторе для МОС-гидридной эпитаксии III-N структур	54
<i>А.И. Стогний, Н.Н. Новицкий, Е.В. Луценко, В.А. Кецко</i> Синтез пленок ферритов-гранатов на поверхности GaN	56
<b>О.Н. Кондратьева, А.И. Стогний, Н.Н. Новицкий, А.В. Беспалов, О.Л. Голикова,</b> <b>Г.Е. Никифорова, М.Н. Смирнова, В.А. Кецко</b> Особенности синтеза пленок Mg(Fe0.8Ga0.2)2O4 на подложках GaN	58
<b>А.В. Меркулов, И.В. Федик</b> Характеризация гетероструктур на основе нитридов методом низкоэнергетической динамической вторично-ионной масс-спектрометрии	60
T.J.Prosa, A.D. Giddings, A. Merkulov, F.A. Stevic, H.G. Francois-Saint-Cyr, N.G. Yound, J.S. Speck, P.H. Clifton, D.J. Larson Улучшеная ВИМС и АЗТ характеризация соединений III-V с использованием имплантации	62
<b>В.И. Туев. В.В. Голубев</b> Светодиодная лампа с конвекционным газовым охлаждением излучателей и сферическим светораспределением, адаптированная к традиционной технологии массового производства ламп накаливания	64
<i>Ю.В.Ряполова, В.С Солдаткин., В.С. Каменкова, К.Н. Афонин, В.И. Туев,</i> <i>А.А. Вилисов</i> Светодиодная лампа для местного освещения с напряжением питания 36 В	68
С.Н. Маркова, И.С. Матешев, Ю.П.Тимонин, А.Н.Туркин Изменение параметров светодиодов белого свечения при длительной работе	70
<b>В.Е. Удальцов, А.В. Желаннов</b> Конструкция испособ установки мощных светодиодов на печатную плату	72

Е.В. Тищенко, А.Н. Туркин, Е.А. Ивашин, С.С. Широков Разработка эталонных светодиодов и исследование их оптических характеристик	74
<b>С.В. Никоненко, В.А. Длугунович, Е.В. Луценко, О.Б. Тарасова</b> Обеспечение единства измерений энергетических характеристик излучения в диапазоне спектра от 200 до 400 нм в Республике Беларусь	76
<b>Н.П. Сощин, В.А. Большухин, В.Н. Личманова, Л.Н. Зорина, В.В. Приходько</b> Промышленные люминофоры серии СДЛ для светодиодного освещения	78
А.Ф. Цацульников, В.В. Лундин, А.В. Сахаров, Е.Е. Заварин, С.О. Усов, А.Е. Николаев, Н.А. Черкашин, С.Ю. Карпов Монолитные источники белого света	80
А.В. Мазалов, Д.Р. Сабитов, В.А. Курешов, А.А. Падалица, А.А. Мармалюк, Р.Х. Акчурин Получение светолиолных гетероструктур УФ-Лиапазона на сапфировых полложках	82
В.В. Копьев, И.С. Романов, И.А. Прудаев, А.А. Мармалюк, А.А. Падалица, А.В. Мазалов, В.А. Курешов, Д.Р. Сабитов Применение короткопериодных сверхрешеток в светодиодных структурах на основе InGaN/GaN	84
В.В. Лундин, С.Н. Родин, А.В.Сахаров, Е.Ю. Лундина, С.О. Усов, Ю.М. Задиранов, С.И. Трошков, А.Ф. Цацульников InGaN/GaN нитевидные светодиодные микрокристаллы	86
<b>Л.П. Авакянц, А.Э. Асланян, П.Ю. Боков, В.В. Волков, Л.М. Коган, И.С. Матешев,</b> <b>А.Н. Туркин, А.В. Червяков, А.Э. Юнович</b> Особенности спектров электролюминесценции светодиодов в коротковолновой области спектра	88
<b>Л.П. Авакянц, А.Э. Асланян, П.Ю. Боков, В.В. Волков, Л.М. Коган, И.С. Матешев,</b> <b>А.Н. Туркин, А.В. Червяков, А.Э. Юнович</b> Спектры электроотражения светодиодных гетероструктур InGaN/GaN в синей области спектра	90
<b>В.А. Сергеев, И.В. Фролов, А.А. Широков, О.А. Радаев</b> Диагностика зеленых InGaN светодиодов по параметрам фототока и фотоэдс	92
<i>А.Я. Поляков, Н.Б. Смирнов, Н. S. Cho, К. В. Bae, J. Н. Baek, Tae-Hoon Chung,</i> <i>I Н. Lee, И.В. Щемеров, Р.А. Зиновьев, Е.С. Кондратьев</i> Спектры глубоких уровней в зелёных светодиодах GaN/InGaN и светодиодах с зарощенным подслоем наностолбиков, заполненным наночастицами SiO <sub>2</sub>	94
<b>В.А. Сергеев, А.М. Ходаков, И.В. Фролов</b> Моделирование снижения оптической мощности InGaN/GaN светоизлучающего диода, вызванного диффузией примесных атомов в активную область	96
Н.М. Шмидт, А.Л. Закгейм, Н.А. Тальнишних, А.Е. Черняков, Е.И. Шабунина, А.Я. Поляков, Н.Б. Смирнов, In-Hwan Lee Многообразие и общность свойств светодиодов спектрального диапазона 368-530 нм	98
А.Я. Поляков, Н.Б. Смирнов, Н.М. Шмидт, Е.И. Шабунина, Hansu Cho, Sung-Min Hwang, In- Hwan Lee, И.В. Щемеров, Р.А. Зиновьев, Е.С. Кондратьев Глубокие центры и низкочастотный шум в УФ светодиодах на основе МКЯ GaN/InGaN с длиной волны излучения 390 нм	100
<i>Е.Н.Вигдорович, И.В. Рыжиков</i> Влияние облучения на свойства гетероструктур AlInGaN	102
<i>Л.М. Коган, А.А. Колесников, А.Н. Туркин</i> Новые мощные ультрафиолетовые и фиолетовые диоды	104

<b>А.В.</b> Аладов А.Л. Закгейм, И.А. Калашников, А.Е. Черняков Экспериментальное исследование распределения интенсивности электролюминесценции и температурных полей в мощных AlGaInN светодиодах и матичах на их основе	106
М.Л. Занавескин, Ю.В. Грищенко, И.С. Езубченко, И.О. Майборода, Ю.В. Федоров, Р.Р Галиев, А.Ю. Павлов Разработка новых технологических решений для создания СВЧ монолитных интегральных схем на основе нитридных гетероструктур диапазона до 100 ГГц и выше в НИЦ «Курчатовский Институт»	108
<b>И.О. Майборода, Ю.В. Грищенко, И.С. Езубченко, М.Л. Занавескин</b> Формирование гетероструктур для GaN НЕМТ миллиметрового диапазона в НИЦ «Курчатовский Институт»	110
<b>Н.А. Торхов, Л.И. Бабак</b> Шумовые характеристики CBЧ AlGaN/GaN HEMT L- и S-диапазонов	112
<b>Л.Э. Великовский, П.Е. Сим, О.И. Демченко, Н.Е. Курбанова, В.В. Лундин,</b> <b>Е.Е.Заварин, А.Ф.Цацульников</b> Разработка мощных GaN транзисторов L, S и X диапазона	114
<b>А.В. Дерябкин, М.П. Духновский, Е.Н. Куликов, А.К. Смирнова, Ю.Ю. Федоров</b> Теплораспределительный элемент конструкции из поликристаллического алмаза для охлаждения кристаллов GaN транзисторов	116
А.А. Дорофеев, Н.Б. Гладышева, Е.С.Кондратьев, С.В. Аверин, Н.В. Алкеев Измерение теплового сопротивления GaN HEMT по температурной зависимости его вольтамперной характеристики	118
<i>Ю.В. Федоров, Д.Л. Гнатюк, А.С. Бугаев, Е.Н. Енюшкина, А.Ю. Павлов</i> Разработка технологии "flip-chip" монтажа кристаллов монолитных интегральных схем миллиметрового диапазона длин волн на гетероструктурах AlGaN/GaN на подложках Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> и SiC	120
<b>В.С. Волчёк, В.Р. Стемпицкий</b> Оптимизация конструкции AlGaN/GaN HEMT, обеспечивающая снижение влияния эффекта саморазогрева с использованием теплоотводящих элементов на основе графена	122
<b>М.П. Духновский, А.К. Смирнова, Ю.Ю. Федоров</b> Дискретный оптимизированный теплоотвод из металлизированного поликристаллического алмаза для полупроводниковых приборов GaN с повышенной удельной мощностью	124
<i>А. Н. Алёшин, О. А. Рубан, Н. В. Зенченко, Н. А. Юзеева</i> Исследование поляризации в барьерных слоях GaN-HEMT методом вольт-фарадных характеристик	126
К.Л. Енишерлова, В.Г. Горячев, В.В. Сарайкин, С.А. Капилин Диагностика гетероструктур AlGaN/GaN и НЕМТ-транзисторов на их основе методом анализа вольт-фарадных характеристик	128
Н.Б. Смирнов, А.Я. Поляков, И.В.Щемеров, А.В. Турутин, Ю.А. Турусова, Е.А. Дорофеев, Н.Б. Гладышева, Е.С. Кондратьев, S.J. Pearton, F. Ren Изучение глубоких центров, ответственных за коллапс тока в транзисторах AlGaN/GaN	130
<b>В.Ю. Павлов, А.Ю. Павлов, Д.Н. Слаповский, К.Н. Томош, Ю.В. Федоров</b> Технология формирования несплавных омических контактов к гетероструктуре AlGaN/GaN	132
<i>Д.Н. Слаповский, А.Ю. Павлов, В.Ю. Павлов, А.В. Клековкин</i> Сравнение сплавных омических контактов на основе Ti/Al и Si/Al к гетероструктурам AlGaN/GaN	134

<i>Е.В. Слепцов, А.В. Черных, С.В. Черных, Е.С. Кондратьев, С.И. Диденко,</i> <i>А.А. Дорофеев, Н.Б. Гладышева</i> Влияние термического отжига на электрофизические параметры барьеров шоттки Ni/Au, Mo/Au и Re/Au к гетероструктурам AlGaN/GaN	136
М.Н. Кондаков, С.В. Черных, А.В. Черных, С.И. Диденко, Н.Ю. Табачкова, К.Д. Щербачев, Д.А. Подгорный, Н.Б. Гладышева, А.А. Дорофеев, Д.Б. Капров Исследование механизма формирования омического контакта на основе системы Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGaN/GaN	138
Е.И. Шабунина, Н.М. Шмидт, В.В. Емцев, Е.Е. Заварин, М.Ф. Кудояров, В.В. Лундин, Г.А. Оганесян, В.Н. Петров, А.В. Сахаров, Д.С.Полоскин, В.Н. Выюгинов, А.А. Зыбин, А.Е. Черняков, В.В. Козловский Проблемы надежности и радиационной стойкости AlGaN/GaN HEMT структур	140
<b>В.Г. Горячев, К.Л. Енишерлова, Ю.В. Колковский</b> Влияние γ- облучения на емкостные параметры AlGaN/GaN гетероструктур и CBЧ- транзисторов на их основе	142
<i>А. В. Желаннов, Д.Г. Федоров</i> Использование технологии микропрофилирования при формировании приборных структур на основе нитрида галлия	144
Д.С. Королев, А.А. Никольская, А.И. Белов, С.И. Суродин, Д.Е. Николичев, А.В. Нежданов, А.С. Маркелов, А.Н. Шушунов, Ю.В. Усов, Д.А. Павлов, А.Н. Михайлов, Д.И. Тетельбаум Формирование нановключений нитрида галлия при имплантации ионов галлия и азота в кремний и кремний-совместимые диэлектрические пленки	146
А.С. Усиков, Н Helava, М.В.Пузык,, Б.П.Папченко, А.Я. Поляков, In-Hwan Lee, А. А. Антипов, И.С. Бараш, С.Ю.Курин, А.Д. Роенков, Ю.Н. Макаров III-N структуры для фотоэлектролиза воды для производства водорода	148
М.М. Зверев, Н.А. Гамов, Н.И. Гладышев, Д.Е. Локтионов, В.Б. Студенов, В.А. Курешов, А.В.Мазалов, Д.Р.Сабитов, А.А.Падалица, А.А.Мармалюк, В.И.Козловский, В.Б. Митюхляев Постепенное изменение параметров излучения лазеров на основе квантоворазмерных структур AlGaN/InGaN/GaN с электронно-лучевой и оптической накачками	150
<i>А.Н. Разжувалов, С.Н. Гриняев</i> Туннельный ток в нитридных структурах w-GaN/AIN с глубокими дефектами	152
В.И.Осинский, Н.Н.Ляхова, И.В. Масол, А.В. Дягилев, Н.О.Суховий Некоторые аспекты разработки энерго накопительных процессоров белого света	154
<i>Н.П. Тарасюк, Е.В. Луценко, А.А. Гладыщук</i> Влияние толщины волновода гетероструктур с квантовой ямой AlGaN на фактор оптического ограничения и распределение концентрации неравновесных носителей заряда	156
И.А. Прудаев, В.В. Копьев, И.С. Романов, В.Л. Олейник, А.Д. Лозинская, А.В. Шемерянкина, Д.И. Засухин, А.А. Мармалюк, А.А. Падалица, А.В. Мазалов, В.А. Курешов, Д.Р. Сабитов Квантово-размерные эффекты переноса носителей заряда в сверхрешетках и	158
множественных квантовых ямах InGaN/GaN В.В. Чалдышев, А.С. Большаков, Е.Е. Заварин, А.В. Сахаров, В.В. Лундин.	160
<i>А.Ф. Цацульников</i> Резонансные брэгговские структуры с квантовыми ямами InGaN/GaN и GaN/AlGaN	
<b>О.С. Медведев, О.Ф. Вывенко, А.С. Бондаренко</b> Квантовые нити и точки, образованные винтовыми дислокациями и их пересечениями в нитриде галлия	162

К.А.Конфедератова, В.Г.Мансуров, Т.В.Малин, Ю.Г.Галицын, И.А.Александров, В.И.Вдовин, К.С.Журавлев Формирование низкой плотности GaN-AIN квантовых точек при разложении смачивающего слоя	164
<i>И.А. Александров, К.С. Журавлев</i> Энергетическая структура и излучательные времена жизни в квантовых точках InGaN/AIN	166
<b>К.С. Журавлев, Т.В. Безъязычная, Е.В. Лебедок</b> Структурные параметры вакансий вблизи границы GaN/AIN	168
К.С.Журавлев, Т.В.Малин, В.Г.Мансуров, Ю.Г.Галицын, О.Е.Терещенко, В.Е.Земляков, В.И.Егоркин, Я.М.Парнес, И.П.Просвирин Ультратонкий пассивирующий слой SiN на гетероструктуре AlN/GaN	170
А.В. Сахаров, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, П.Н.Брунков, С.О. Усов,, А.Ф. Цацульников Особенности пассивации GaN сверхртонкими слоями SiN	172
М.Д. Молдавская, В.А. Шалыгин, Г.А. Мелентьев, Д.А. Фирсов, А.И. Галимов, А.В. Сахаров, Е.Е. Заварин, Е.Ю. Лундина, В.В. Лундин Оптические свойства структур GaN/AlGaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> в терагерцовом диапазоне частот	174
<b>М.А. Рожков, Е.С. Колодезный, А.М. Смирнов, В.Е. Бугров, А.Е. Романов</b> Управление высотой барьера шоттки на контакте графен/широкозонный полупроводник	176
<b>Я.В. Кузнецова, М.В. Заморянская</b> Влияние облучения электронами низких энергий на люминесцентные свойства структур на основе нитридов III-N	178
<b>Б.К. Кардашев, Л.И.Гузилова, А.И. Печников, В.И. Николаев</b> Упругие и неупругие свойства эпитаксиальных слоёв GaN	180
<i>С. Раевски, Ю.В.Жиляев, Л.Горчак, В.Ботнарюк, А. Коваль, П.Гашин, Б.Чиник</i> Исследование слоев GaN, выращенных на кремнии методом HVPE и отожженных в вакууме или азоте при повышенных температурах	182
Н.И. Бочкарева, В.В. Вороненков, Р.И. Горбунов, А.С. Зубрилов, Ф.Е. Латышев, Ю.С. Леликов, М.В. Вирко, В.С. Коготков, А.А. Леонидов, Ю.Г. Шретер Энергетический спектр дефектов в GaN и туннельные переходы в потенциальных барьерах	184
С.С. Хлудков, И.А.Прудаев, О.П.Толбанов Магнитные свойства нитрида индия	186
<b>И.В.Осинных, Т.В.Малин, К.С. Журавлев, П.А.Бохан, Д.Э.Закревский, Н.В.Фатеев,</b> <b>В.Ф.Плюснин, Б.Я.Бер, Д.Ю.Казанцев</b> Опимальные условия получения и усиление излучения зеленого спектрального диапазона в сильно легированных слоях AlGaN	188
<i>П. С. Вергелес, Е. Б. Якимов</i> Влияние облучения низкоэнергетичным электронным пучком в РЭМ на дислокационную структуру ELOG пленок GaN	190
<b>И.А. Вайнштейн, Д.М. Спиридонов, А.С. Вохминцев</b> Термолюминесцентный отклик и дозиметрические характеристики облученных монокристаллов нитрида алюминия	192
<i>Е.Б. Якимов</i> Измерение диффузионной длины в GaN методом EBIC	194
<i>В.Н. Брудный</i> BN, AIN, GaN, InN: уровень зарядовой нейтральности, поверхность, границы раздела, легирование	196



## YOU THINK,

# Gan Power Device Manufacturing Requires HVM solutions.

WE THINK THAT TOO. The New Aix G5+ C



#### DISCOVER THE NEW AIX G5+ C.

Introducing the G5+ C: built on Award Winning Planetary technology for best Single Wafer performance with Batch Reactor benefits – now coming with Cassette to Cassette wafer loading, In-Situ Reactor Cleaning and pre-qualified device processes. Enabling full automation of your processes and a seamless integration into your Silicon line.



#### ПРОБЛЕМЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И РАЗРАБОТОК СТРУКТУР И ПРИБОРОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

#### <u>А.Э. Юнович</u>

Московский Государственный Университет имени М.В. Ломоносова, Физический факультет. Ленинские горы, Москва, ГСП-1, 119991, тел. +7(495)9392994, e-mail: yunovich-a@mail.ru

Фундаментальные исследования и практически важные разработки структур и приборов на основе GaN, InN, AIN в нашей стране в последние годы активно развиваются, как показывают представленные к 11-й Конференции доклады. Следует заметить, что создание светодиодной промышленности и развитие светодиодного освещения в мире было обеспечено исследованиями и разработками предыдущих лет, светодиодная тематика теперь во многом уходит на светотехнические конференции и симпозиумы. Поэтому число работ на нашей Конференции несколько уменьшилось. Однако работы по физике и технологии монокристаллов, пленок и квантово-размерных структур нитридных полупроводников необходимы как для понимания свойств и создания новых структур и приборов, так и для самых различных их применений. В частности, на 11-й Конференции большая группа докладов посвящена приборам СВЧ электроники. Представляются перспективными разработки мощных электронных приборов. Особенно важно взаимодействие академических и университетских лабораторий в тесной связи с отечественными промышленными организациями. Необходима дальнейшая государственная поддержка этой связи.

#### PROBLEMS OF RESEARCH AND DEVELOPMENT OF STRUCTURES AND DEVICES BASED ON NITRIDE SEMICONDUCTORS

#### A.E. Yunovich

M.V.Lomonosov Moscow State University, Department of Physics. Leninskie gory, 119991, Moscow, Russia; phone: +7(495)9392994; e-mail: yunovich-a@mail.ru

Research and development of the Nitride semiconductors based structures and devices in our country are in a good progress during last years as we see in the program of the 11<sup>th</sup> Conference. It is to be noted that the creation of the LED's industry and solid-state lighting in the whole world was insured by research in the past years. The LEDs problems are now mostly discussed on the lighting engineering conferences; that is why the number of presentations is somewhat less than on the 10<sup>th</sup> Conference. The studies of crystals, films and quantum size structures of Nitrides are necessary as for understanding and creation of new structures and devices so for different their applications. Some papers on the Conference are connected with high-frequency devices. Developments of high-power devices are perspective. Cooperation of academic and university laboratories with semiconductor industry is necessary for our studies with the government support.

#### НАНОКАРБИД КРЕМНИЯ НА КРЕМНИИ – НОВАЯ ПОДЛОЖКА ДЛЯ ЭПИТАКСИИ ПОЛЯРНЫХ И ПОЛУПОЛЯРНЫХ ГЕТЕРОСТРУТУР СОЕДИНЕНИЙ III-N

<u>С.А. Кукушкин<sup>1</sup></u>, А.В. Лукьянов<sup>2</sup>, А.В. Осипов<sup>1</sup> <sup>1</sup>ИПМаш РАН, Большой пр. 61, В.О., 199178, Санкт-Петербург, тел. +7(812)3214784, e-mail: *sergey.a.kukushkin@gmail.com*; <sup>2</sup>ООО Новые кремниевые технологии (ООО НКТ), 195027, Санкт-Петербург; тел. +7(921)9381488, *e-mail: kurm@mail.ru* 

Эпитаксиальные структуры на основе соединений III-N играют важную роль при создании оптоэлектронных приборов. Хорошо известно, что карбид кремния является подходящей по многим параметрам и, в частности, по параметрам решетки, подложкой для роста слоев GaN и AlN. В связи с этим, в настоящее время ведутся активные исследования по росту карбида кремния на кремнии [1]. В настоящей работе предлагается принципиально иной подход к созданию структур и, в частности полуполярных, на основе нитридов, соединяющий преимущества как Si, так и SiC. Идея этого подхода состоит в использовании нового метода топохимической (или гетерогенной) эпитаксии SiC на Si. В приповерхностных слоях подложки Si создаются два центра дилатации, а именно, центр расширяющей решетку подложки и, центр сжимающий ее. Применительно к росту карбила кремния на кремнии таким центрами дилатации являются атом углерода и кремневая вакансия. Эти центры дилатации образуются в кремнии посредством химической реакции 2Si + CO = SiC + SiO. Нами рассчитаны механические поля, возникающие при зарождении центров дилатации в кристаллах кремния. Доказано, что атомы углерода и вакансии в кристаллической матрице могут как притягиваться друг другу, так и отталкиваться друг от друга. Притягивающийся атом углерода и вакансия Si образуют единый объект – дилатационный диполь. Получена зависимость величины энергии притяжения от кристаллографической ориентации оси диполя. Найдены условия, при которых реализуется низкодефектный рост пленок SiC на Si. Построены кинетическая и термодинамическая теории данного механизма роста. Впервые на подложках кремния выращены монокристаллические нанопленки карбида кремния гексагональных 4H-SiC и 6H-SiC политипов [2,3]. Анализ показал, что скорость химической реакции образования SiC максимальна вдоль направления [111], поэтому именно грань (111) и образуется в первую очередь в процессе синтеза SiC методом топохимического замещения.

В случае роста SiC метолом замещения на грани (100) ситуация кардинальным образом изменяется. Поскольку вдоль направления [100] упругие диполи не притягиваются, а отталкиваются, поэтому образование гладкой поверхности грани (100) становится энергетически невыгодным. Природа, однако, обходит столь высокое значение величины упругой энергии, преобразуя грань (100) в грань, состоящую из множества фасеток, напоминающих пилообразные структуры, боковые грани которых покрыты плоскостями (111) и (110) и (210). Угол между направлением грани (100) и гранями (111) составляет 54° 44'. Любое сколь угодно малое отклонение грани (100) от этого направления делает ее вицинальной, что приводит к мгновенному образованию слоя очень тонкой (несколько атомных слоев) пленки. Если на такой поверхности выращивать GaN, то слои GaN будут образовываться на боковых гранях всех, приведенных выше ориентаций. В результате получится слой GaN или AlN, состоящий из блоков различной ориентации. Совершенно другая картина будет наблюдаться если вырастить SiC, методом замещения атомов на поверхности (100), разориентированной на 2<sup>0</sup>-7<sup>0</sup> в направлении <011>. Если нагреть эту поверхность до температуры превышающей 600°С, то плоскость (100) кремния, согласно термодинамике, покроется ступенями. Террасы данной структуры будут являться плоскостями (100), а ступени будут ограничены плоскостями (011). Поскольку упругое механическое притяжение между кремниевой вакансией и атомом углерода в матрице кремния максимально вдоль направления <111>, то часть ступени (011) Si и превращается в грань (111) SiC. Данные процесс снимает "вырождение", присущее не отклоненной грани (100) и, в процессе роста SiC приводит к образованию фасеток, состоящих из граней (111). Эти грани будут составлять с гранью (100) угол ~55°, а с гранью (011) угол ~35°. В результате происходит формирование продольного клинообразного выступа карбида кремния, имеющего вершину, выступающую над площадкой ступени, и имеющего наклонную грань, доходящую до площадки лежащей ниже ступени, с образованием откоса. Данные фасетки напоминают "рыбью чешую" или "древнюю кольчугу", пластины которой плотно подогнаны друг к другу. Данные фасетки изображены на рис.1.



Рис.1. AFM изображение слоя SiC, покрытого фасетками (111), выращенного на вицинальной поверхности (100) Si, отклоненной от направления <100> на  $4^0$  в сторону <011>.

В общем случае поверхность Si (100) покрывается массивом клинообразных параллельных ступеней, представляющих собой треугольные призмы (боковые грани пирамидок). Отметим, что поскольку симметрия подобных призм характерна как для кубической симметрии, так и гексагональных кристаллов, то симметрия их не вырождена. Это означает, что на данных поверхностях могут расти как кристаллы с кубической симметрией, так и с гексагональной. И зависеть это будет не от ориентации подложки, что весьма важно, а только от термодинамических условий, т.е. от температуры и плотностей падающих потоков компонентов из которых растет слой. Это открывает совершенно новые перспективы для выращивания гексагональных полуполярных кристаллов, поскольку данная подложка идеально подходит для роста полуполярных слоев гетерострутур соединений III-N. Именно этот способ и был впервые реализован в работах [4,5], в которых был синтезирован эпитаксиальный слой полуполярного GaN.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (грант N 14-12-01102)

[1] Gabriel Ferro. Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences, 40(1), 56 (2015).

[2] S.A. Kukushkin, A.V. Osipov. J. Phys. D: Appl. Phys., 47, 313001 (2014).

[3] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов, Н.А. Феоктистов. 56 (8),1457 (2014).

[4] V.N. Bessolov, E.V. Konenkova, S.A. Kukushkin, A.V. Osipov and S.N. Rodin.Rev.Adv.Mater. Sci. 38,75 (2014).

[5] В.Н. Бессолов, Е.В. Коненкова, С.А. Кукушкин, В.И. Николаев, А.В. Осипов, Ш. Шарофидинов, М.П. Щеглов. Письма в ЖТФ. 39(6),1 (2013).

#### NANOSCALED SILICON CARBIDE ON SILICON: NEW SUBSTRATES FOR EPITAXY OF POLAR AND SEMIPOLAR OF HETEROSTRUCTURES COMPOUNDS III-N

<u>S.A. Kukushkin<sup>1</sup>, .V. Luk'yanov<sup>2</sup>, A.V. Osipov<sup>1</sup></u>

<sup>1</sup> IPME RAS, Bolshoy st. 61, V.O., 199178, Saint-Petersburg, tel. +7(812)3214784, e-mail: *sergey.a.kukushkin s@gmail.com*;

<sup>2</sup> New Silicon Technology (NST) Ltd, 195027, St. Petersburg, Russia

tel. +7(921)9381488, e-mail: kurm@mail.ru

Are currently being active search for new methods of growing SiC on Si [1]. A new method for growing a low-defect elastic-stress-free silicon carbide film on silicon substrates is theoretically developed and experimentally implemented [2,3]. In this method, the relaxation of inevitable elastic stresses is attained by an essentially new mechanism, namely, by dilatation dipoles (stable complexes consisting of attracting dilatation centers) formed by a carbon atom in interstitial position and a silicon vacancy. The assembly of nanoscale silicon carbide films on a silicon substrate was realized for the first time in practice by synthesis of dilatation dipoles, which plays the role of molecular seeds. Highly perfect, epitaxial carbide layers were grown on silicon substrate, and all of their basic characteristics were measured. The discovery of this mechanism yields a new kind of template: namely, substrates with buffer transition layers for wide-gap semiconductors (SiC, AIN, GaN and AIGaN) grown on a SiC/Si substrate by solid-phase epitaxy will be reported. Grown films contain no cracks and have a quality sufficient to manufacture micro- and opto-electronic devices. A new method for creating substrates for the growth of semipolar epitaxial layers AIN and GaN.

#### ЗАРОЖДЕНИЕ И РОСТ ПОЛУПОЛЯРНОГО AIN НА «КВАЗИПОДЛОЖКЕ» SiC/Si(100)

В.Н. Бессолов<sup>1</sup>, А.Е. Калмыков<sup>1</sup>, <u>Е.В.Коненкова<sup>\*1</sup></u>, С.Д.Коненков<sup>2</sup>, С.А.Кукушкин<sup>3</sup>, А.В.Мясоедов<sup>1</sup>, В.Н.Пантелеев<sup>1</sup>, М.П.Щеглов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе, Политехническая ул., д.26, 194021,

Санкт-Петербург, тел. +7(812)2927344, e-mail: lena@triat.ioffe.rssi.ru

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский Государственный Университет, Университетский пр. 28,

Старый Петергоф, 198504, Санкт-Петербург

<sup>3</sup> Институт проблем машиноведения, Большой пр.В.О., д.61, 199178, Санкт-Петербург;

<u>Цель работы</u>: Выяснение особенностей начальных стадий роста полуполярного нитрида алюминия на кремниевой подложке с тонким слоем карбида кремния.

**Технология:** Слои нитрида алюминия синтезировались так: на первом этапе методом замещения атомов на подложках Si(100) при температуре 1250°С был синтезирован слой SiC толщиной 50-100 нм. Затем, на слоях SiC методом HVPE при T=1080°С был выращен слой AlN толщиной ~0,3-1 мкм. Отношении потоков в зоне роста V/III было около 500, скорость роста составляла либо 0,02 мкм/час, либо 1 мкм/час.

Результаты: Морфология структур слоев AIN, полученная с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ), существенно различается: при скорости роста 0,02 мкм/час поверхность более плоская (рис. 1 *a*), в то время как при скорости 1 мкм/час поверхность демонстрирует более массивные блоки AIN полуполярного характера (рис. 1 *b*). Рентгеноструктурные измерения показывают, что слой AIN, выращенный при скорости υ=0,02 мкм/час имеет полярное направление роста, а при скорости ~ 1 мкм/час – полуполярное в направлении (20-23). Измерения с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) показали, что слой находится в монокристаллическом состоянии, причем ось «*c*» слоя AIN перпендикулярна плоскости 3C-SiC(111), то есть, сформировалась полуполярная ориентация AIN слоя (рис. 2a). Дифракция, снятая с границы таких блоков показывает, что между ними имеется разворот (рис.2b).

ПЭМ-изображения скола структуры AlN/SiC/Si(100) (рис. 2a) и схематическое изображение структуры GaN/AlN/SiC/Si(100) (рис. 3) показывают, что отклонение слоя от поверхности 3C-SiC(100) кристалла составляет около 47° без учета разориентации подложки, что соответствует плоскости (20-23).

Модель: Эпитаксиальный рост слоев в различных кристаллографических направлениях в зависимости от скорости формирования слоя можно объяснить следующим образом. Известно, что формирование нанокристаллических зародышей SiC в твердофазном методе происходит при очень небольшом пересыщении, что приводит к 'квазиравновесному" росту зародышей и образованию фасеток 3C-SiC(111) и 3C-Si(100). При малой величине потока атомов Al к поверхности 3C-SiC происходит медленная нуклеация островков AlN. Как известно, поверхностная диффузия атомов Al вдоль полуполярного направления существенно меньше, чем вдоль направления [0001] и в условиях медленной нуклеации AIN происходит синтез слоя вдоль полярного направления. При более высокой величине потока атомов Al к поверхности 3C-SiC процесс зарождения слоя лимитируется поверхностной кинетикой элемента III группы, причем влияние фасеток поверхности будет оказывать существенную роль, что мы и наблюдаем в эксперименте (рис.1 b). Важным фактором, обеспечения роста в полуполярном направлении является степень пересыщения газовой фазы при формировании AlN зародыша на темплайте 3C-SiC/Si(100). Мы полагаем, что для синтеза слоя AlN(20-23) размер критического 3D-зародыша AlN должен быть близок размеру "квазирешетки " 3C-SiC (рис.3 b) и тогда происходит ориентация 3D-зародыша в наиболее выгодном для него полуполярном направлении.



a)

 Рис.1
 РЭМ
 изображение

 поверхности
 AlN,

 синтезированной
 при
 разных

 скоростях
 роста
 слоя:

 а) 0.02 mkm/час b)
 1 мкм/час

Важным стимулом роста слоя AlN именно в плоскости (20-23), по нашему мнению, является неплохое согласие «квазирешеток» AlN и 3C-SiC(100), по крайней мере, в одном из кристаллографических направлений. Действительно, если рассмотреть "квазирешетки" полуполярной плоскости AlN(20-23) и "квазиподложки" 3C-SiC, состоящей из трех кубических

решеток, то можно оценить величины деформации в продольном  $\varepsilon_1$  и поперечном  $\varepsilon_2$  направлениях (рис.3b).





Рис.2 ПЭМ изображение скола (а) и дифракционная картина (b) полуполярного AlN слоя

Определение величины деформации между «квазиподложкой» SiC(100) и слоем AlN(20-23) проводилось по формуле  $\varepsilon_1 = \frac{c_{AlN} - 3a_{SIC}}{3a_{erc}}$ ,  $\varepsilon_2 = \frac{a_{AlN} - a_{SIC}}{a_{erc}}$ ,

Где *а*- параметры решеток соответствующих материалов, *с* - параметр «квазирешетки» в полуполярном направлении.



Рис.3. Схематическое изображение гетероструктуры AlN(20-23)/3C-SiC(100) (а) и "квазирешеток" Al(20-23) и 3C-SiC (b).

Оценка деформации  $\epsilon_1$  для AlN(20-23) на 3C-SiC показывает, что если предположить, что зародыш AlN синтезируется плоскостью AlN(20-23) на «квазиподложку» SiC, которая состоит из трех кубических решеток с параметрами «квазирешетки» SiC 1,308 нм и 0,436 нм, то в полуполярном направлении величина  $\epsilon_1$  составляет всего лишь 1,4% (рис.3 a,b) и в этом случае полуполярной плоскости AlN(20-23) становится выгоднее связаться с "квазирешеткой 3C-SiC. Данная модель объясняет эксперименты по синтезу слоев AlN в полуполярном направлении.

**Выводы**: Предложен перспективный метод и оригинальная модель зарождения и роста полуполярных нитридов алюминия, на кремниевой подложке, который основан на использовании промежуточного фасетированного слоя 3C-SiC, и на последующей хлор-гидридной газофазной эпитаксии AlN в режиме формирования зародышей AlN(20-23) с размерами близкими к "квазирешетке", состоящей из трех кубических решеток 3C-SiC.

#### NUCLEATION AND GROWTH OF SEMIPOLAR AIN ON SIC/Si(100) TEMPLATE

Bessolov<sup>1</sup> V.N.,Kalmykov<sup>1</sup> A.E., <u>Konenkova<sup>\*1</sup> E.V.</u>, Konenkov<sup>2</sup> S.D., Kukushkin<sup>3</sup> S.A.,Myasoedov<sup>1</sup> A.V., Panteleev<sup>1</sup> V.N., Scheglov M.P.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>A.F.Ioffe Physical-Technical Institute, Politekhnicheskaya, 26, 194021, Saint-Petersburg, Russia phone. +7(812)42927344, e-mail: lena@triat.ioffe.rssi.ru

<sup>2</sup> St.Petersburg State University, Universitetsky pr. 28, Peterhof, 198504, Saint-Peterburg, Russia
 <sup>3</sup> Institute of Problems of Mechanical Engineering Science, Bol'shoi pr. V.O. 61, 199178, Saint-Petersburg, Russia

Nucleation and growth of semipolar AlN layer on planar Si(100) substrates with SiC nanolayer is investigated. A promising method and the original model of growing of semipolar AlN(20-23) on a silicon substrate have been proposed. Those method and model are based on the use of intermediate layer of 3C-SiC synthesized by the technology of substitution of atoms of silicon substrate with carbon atoms and hydride vapor phase epitaxy in the condition of formation of the AlN nuclei with the sizes respective to the three cubic lattices of 3C-SiC.

#### ТОЛСТЫЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ СЛОИ AIN НА ПОДЛОЖКЕ (111) Si

<u>Ш.Ш.Шарофидинов <sup>1,2\*</sup>, В.И.Николаев <sup>1,2,3</sup></u>

<sup>1</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Политехническая ул. 26, 194021 Санкт-Петербург,

<sup>2</sup>Университет ИТМО, Кронверкский пр.49,197101 Санкт-Петербург,

<sup>3</sup>ООО «Совершенные кристаллы», Политехническая ул. 28, 194064 Санкт-Петербург

\*e-mail: shukrillo71@mail.ru

Нитрид алюминия, обладающий хорошей теплопроводностью, имеющий наибольшую ширину запрещенной зоны среди полупроводниковых нитридов, весьма важен для разработок приборов современной электроники и оптоэлектроники. Для эпитаксиального роста AlN до сих пор в основном используют карбид кремния (6H-SiC) и сапфир. Вместе с тем есть интерес и к получению слоев AlN на кремнии [1]. Кремний как подложка имеет ряд преимуществ: проводящий, легко при необходимости удаляется. Нами ранее были выполнены исследования по эпитаксии AlN на подложки кремния двух ориентаций (111) и (100) [2]. Как оказалось, наиболее перспективным, для дальнейшего развития технологии является (111) Si. В данной работе исследовались технологические аспекты, связанные с подготовкой поверхности подложек кремния для эпитаксии и решались вопросы оптимизации ростового процесса для получения толстых слоев AlN без трещин.

Рост AlN осуществлялся методом HVPE в горизонтальном реакторе при атмосферном давлении, транспортным газом служил аргон. Источником Al служили твердые гранулы алюминия, в качестве реагентов использовали аммиак (NH<sub>3</sub>) и хлористый водород (HCl), который поступал через контейнер с Al. Температура в зоне источника и в зоне роста поддерживалась 550°C и 1130°C соответственно. Реакция Al и HCl при температуре 550°C приводит в основном к образованию AlCl<sub>3</sub> и незначительно AlCl. Полученные эпитаксиальные слои AlN имели толщину до 5 мкм, при этом сохранялась зеркально - гладкой морфология и поверхности (рис 1). По данным рентгеновской дифракции полуширина кривой качания лучших образцов составила 29 arcmin (рис.2). При толщине до 1 мкм некоторые слои были без трещин.



Рис.1 SEM изображение поверхности слоя нитрида алюминия, толщиной 1 мкм.



Рис.2. Рентгеновская кривая качания AlN/(111)Si.

[1] В.Т. Tran, et.al. Sci Rep., **6**, 35681 (2016) [2] Ш.Ш. Шарофидинов и др., ФТП 50 (4) 549 (2016)

#### THICK EPITAXIAL AIN LAYERS ON (111) Si SUBSTRATES

*Sh.Sh. Sharofidinov<sup>1,2\*</sup>, V.I. Nikolaev<sup>1,3</sup>,* <sup>1</sup>Ioffe Institute, Politekhnicheskaya st. 26, 194021 St.Petersburg, <sup>2</sup>ITMO University, Kronverkskiy pr. 49, 197101 St. Petersburg, <sup>3</sup>Perfect crystals LLC, Politekhnicheskaya st. 28, 194064 St. Petersburg

HVPE epitaxial growth of thick AlN layers of aluminum nitride on a silicon substrate has been investigated. In the present study we demonstrated

the possibility of producing layers without cracks with a thickness of more than 1 micron with a mirror-smooth surface, grown by chloride-hydride epitaxy method. The properties of the grown layers were investigated by X-diffraction, optical and scanning electron microscopy and Raman spectroscopy.

#### ХЛОРИДНАЯ ЭПИТАКСИЯ НИТРИДОВ И ОКСИДОВ ІІІ-ГРУППЫ

#### <u>В.И.Николаев</u>\*, А.И.Печников , С.И.Степанов

ООО «Совершенные кристаллы». Политехническая ул., 28, 194064, Санкт-Петербург тел. +7(812)2979700, e-mail: vladimir.nikolaev@perfect-crystals.com;

В работе исследован процесс хлоридной эпитаксии оксидных и нитридных полупроводников. Выращены и исследованы слои beta-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, его твердых растворов с  $Al_2O_3$ , pn-AlGaN и гетероструктуры  $Al_xGa_{1-x}N/(Al_xGa_{1-x})_2O_3$  на подложках сапфира различной ориентации. Для роста оксидных и нитридных структур использован один и тот же реактор с горячим стенками. В обоих случаях в качестве источников использовался металлический галлий и алюминий, хлорирование которых производилось внутри реактора, температура в зоне источника была ~600°C, а в зоне осаждения  $1050^\circ$ - $1080^\circ$ C. Хлорид галлия (GaCl) и трихлорид алюминия (AlCl<sub>3</sub>) синтезировались непосредственно в зоне источника реактора при пропускании газообразного хлористого водорода (HCl 99.999%) над металлическим галлием. Выход реакции синтеза в случае GaCl составлял более 80%. В качестве источника кислорода использовался атмосферный воздух, очищенный от влаги и других примесей путем криогенного сжижения и последующего испарения. В результате получалась газовая смесь, состоящая из 21% кислорода, 78% азота, 1% аргона и других инертных газов. Вода, углекислый газ и углеводороды вымораживались и присутствовали в следовых количествах. Источнико азота служил аммиак (N5.5)

Синтез оксида галлия/алюминия проводился в условиях избытка кислорода. Соотношение VI/III было в диапазоне от 2 до 8. Изменение соотношения VI/III достигалось путем изменения потока хлористого водорода через источник галлия от 0.1 до 0.4 л/мин при неизменном потоке воздуха 4 л/мин. В качестве газа-носителя использовался аргон. Общий газовый поток через реактор составлял 10 л/мин. Скорость осаждения изменилась пропорционально потоку HCl через источник галлия и составляла от 70 до 250 мкм/ч. Рост нитридных структур описан в наших работах, были получены как высококачественные толстые слои, так и pn-структуры [2,3].

Показано, что широкий спектр различных нитридных, оксидных полупроводниковых структур, как и гетероструктуры включающие оксиды и нитриды может быть получен в одном реакторе. На рисунке 1, показано поперечное сечение слоя beta-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> выращенного на подложке (0001) сапфира, полуширина рентгеновской кривой качания данного слоя 20 агстіп. Конструкция реактора позволяет достаточно быстро переключаться от роста нитридов к оксидам и обратно, при этом обеспечивается необходимая чистота для проведения легирования слоев. На рисунке 2 pnструктура с максимумом EL при 385 нм.



Рис.1. ПЭМ изображение Ga2O3/c-Al2O3



Рис.2 Свечение pn-GaN структуры под зондом

[1] V.I.Nikolaev, et.al. GaN growth on  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> substrates by HVPE. Materials Physics and Mechanics 22 (1), 59-63 (2015)

- [2] V.I.Nikolaev, et.al. Phys. Status Solidi C, 11(3-4), 502–504 (2014)
- [3] M.G.Mynbaeva, et.al. Light-Emitting p-n structures fabricated with hydride vapor-phase epitaxy on GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> structured substrates. Materials Physics and Mechanics, 22 (1), 30-38 (2015)

#### CHLORIDE EPITAXY OF III-GROUP NITRIDES AND OXIDES

#### V.I.Nikolaev\*, A.I.Pechnikov, S.I.Stepanov

Perfect Crystals LLC, 28 Politekhnicheskaya, 194064, St Petersburg, phone. +7(812)2979700, e-mail: <u>vladimir.nikolaev@perfect-crystals.com</u>

In this presentation we report on the growth of nitride and oxide semiconductors by halide vapour phase epitaxy (HVPE). Epitaxial layers of beta- $Ga_2O_3$ ,  $(Al_xGa_{1-x})_2O_3$  alloys, p- and n-type AlGaN and  $Al_xGa_{1-x}N/(Al_xGa_{1-x})_2O_3$  heterostructures were produced on sapphire substrates of various orientations. All growth experiments were conducted using the same hot-wall HVPE reactor. The design of the reactor allows fast changeover between nitride and oxide growth modes without impairing the purity and doping control of epilayers. Produced epitaxial films and structures were extensively characterized by various techniques including x-ray diffraction, electroluminescence, transmission electron microscopy etc.

#### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ В ОБЪЁМНЫХ КРИСТАЛЛАХ Ga2O3 И ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЁНКАХ GaN, ВЫРАЩЕННЫХ НА ОБЪЁМНЫХ КРИСТАЛЛАХ Ga2O3

<u>А.В. Кремлёва</u><sup>1,2</sup>, Д.А. Кириленко<sup>1,2</sup>, М.А. Одноблюдов<sup>1,3</sup>, В.И. Николаев<sup>1,2,4</sup>, В.Е. Бугров<sup>1</sup>, А.Е. Романов<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Университет ИТМО, Кронверкский пр-т., 49, 197101, Санкт-Петербург

<sup>2</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, ул. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, ул. Политехническая, 29, 195251, Санкт-Петербург

<sup>4</sup>ООО "Совершенные кристаллы", ул. Политехническая, д.28, Литер А, 194064, Санкт-Петербург тел.: +7 (812) 4571859, e-mail: avkremleva@corp.ifmo.ru

С ходом развития технологии полупроводниковых материалов и структур потенциал традиционных полупроводников постепенно исчерпывается. Поэтому необходимо получение и исследование новых полупроводниковых материалов с улучшенными свойствами. Одним из активно исследуемых перспективных широкозонных материалов является оксид галлия. Особо следует выделить моноклинную форму β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, которая представляет собой наиболее стабильную фазу при нормальных условиях [1], обладает высокими значениями критического электрического поля и характеристиками Балиги [2] по сравнению с кремнием, карбидом кремния или нитридом галлия, что важно для применения в устройствах силовой электроники [3]. Прозрачные и проводящие подложки из оксида галлия могут быть использованы в светоизлучающих устройствах, основанных на технологии III-нитридов [4]. Кроме того, оксид галлия может быть использован в качестве матриц редкоземельных люминофоров для электролюминесцентных устройств и дисплеев. Это свойство в сочетании с высокой прозрачностью и химической стабильностью позволяет разрабатывать эффективные люминофоры широкого спектра [5-7].

В данной работе были изучены структурные особенности объёмных кристаллов оксида галлия (β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), полученных в различных тиглях методом роста из расплава, и эпитаксиальных слоёв нитрида галлия, выращенных на объёмных кристаллах оксида галлия. Исследование проводилось методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), с использованием JEOL JEM-2100F.

Объемные кристаллы  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, были синтезированы из расплава при спонтанной кристаллизации в сапфировом и в иридиевом тиглях; эпитаксиальные слои нитрида галлия были выращены методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) на объёмных кристаллах оксида галлия, полученных в сапфировом тигле. Исследованные образцы объёмных кристаллов оксида галлия отличались высоким структурным совершенством. При некоторых условиях роста в образцах наблюдались микротрещины и дислокации. Обнаруженные дислокации лежали в плоскости (100), параллельной поверхности кристалла и, таким образом, не являлись прорастающими дислокациями, препятствующими получению полупроводниковых структур высокого качества. В кристаллах, полученных из расплава с использованием сапфирового тигля, методом рентгеноспектрального микроанализа было зарегистрировано содержание алюминия на уровне нескольких атомных процентов, что связано с растворением материала тигля во время процесса роста. В иридиевом тигле при росте оксида галлия не происходило взаимодействия с материалом тигля, полученных кристаллах  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> отсутствовали примеси на уровне чувствительного метода анализа.

Эпитаксиальные слои нитрида галлия, выращенные на объёмном кристалле оксида галлия, преимущественно обладали однородной структурой (рис. 1). Направление [0001] в GaN было перпендикулярно плоскости роста (100) в  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, направление [2110] в GaN совпадало с направлением [010], лежащим в плоскости поверхности подложки. В нижней приграничной части слоя нитрида галлия наблюдалась высокая плотность дефектов упаковки в базисной плоскости, что существенно влияло на прорастающие дислокации, зарождающиеся вблизи интерфейса GaN/ $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Высокая дефектность в данной части слоя также способствовала возникновению кубической фазы нитрида галлия. Двойникование в кубической фазе по плоскостям типа {111} приводило к возникновению зёрен различных ориентаций, что являлось причиной высокой шероховатости поверхности эпитаксиального слоя нитрида галлия, несмотря на его высокое структурное совершенство в приповерхностной части.



Рис. 1. ПЭМ изображение и электроннограмма от эпитаксиального слоя нитрида галлия, выращенного на объёмном кристалле оксида галлия

Авторы благодарят Российский Научный Фонд (грант №14-29-00086) за поддержку работ по исследования кристаллизации оксида галлия. Работа выполнена с использованием оборудования федерального ЦКП "Материаловедение и диагностика в передовых технологиях" (ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург).

[1] J. Ahman, G. Svensson, and J. Albertsson, Acta Cryst. C 52, 1336-1338 (1996).

[2] B.J. Baliga, J. Appl. Phys. 53, 1759 (1982).

[3] M. Higashiwaki, K. Sasaki, A. Kuramata, T. Masui, and S. Yamakoshi, Phys. Status Solidi A 1, 21-26 (2014).

[4] D. Inomata and K. Aoki, Proc. of SPIE 8987, 89871U (2014).

[5] J.H. Kim and K.H. Yoon, J. Korean Phys. Soc. 53, 818 (2008).

[6] T. Miyata, T. Nakatani, and T. Minami, J. Lumin. 87, 1183 (2000).

[7] Y. Tokida and S. Adachi, ECS J. Solid State Sci. Technol. 3, R100 (2014).

## INVESTIGATION OF STRUCTURAL FEATURES OF BULK β-GA<sub>2</sub>O<sub>3</sub> AND EPITAXIAL GAN GROWN ON BULK GA<sub>2</sub>O<sub>3</sub> CRYSTALS

A.V. Kremleva<sup>1,2</sup>, D.A. Kirilenko<sup>1,2</sup>, M.A. Odnoblyudov<sup>1,3</sup>, V.I. Nikolaev<sup>1,2,4</sup>, V.E. Bougrov<sup>1</sup>, A.E. Romanov<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Saint Petersburg National Research University of Information Technologies, Mechanics and Optics, Kronverskii avenue 49, 197101, St. Petersburg

<sup>2</sup>Ioffe Physical-Technical Institute of the Russian Academy of Sciences, Polytechnicheskaya street 26, 194021, St. Petersburg

<sup>3</sup>Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Polytechnicheskaya street 29, 195251, St.

Petersburg

<sup>4</sup>LLC Perfect Crystals, Polytechnicheskaya street 26 A, 194064, St. Petersburg

phone: .: +7 (812) 4571859, e-mail: avkremleva@corp.ifmo.ru

In this work, the structural features of bulk crystals of gallium oxide grown in a variety of crucibles and epitaxial layers of gallium nitride grown on bulk gallium oxide ( $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) have been studied. The analysis has been conducted by transmission electron microscopy. The Al content at the level of few atomic percent has been detected by X-ray microanalysis for  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> crystal<sub>b</sub> grown in sapphire crucibles. We associated this with the crucible material dissolution during the growth process. For  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> growth in the iridium crucible, impurities were not detected with the sensitivity used for the analysis. Growth of epitaxial GaN layers on  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bulk crystals demonstrated low density of defects in the top regions of the layers.

#### ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СЛОЕВ УГЛЕРОДА ДЛЯ ОТДЕЛЕНИЯ ПЛЕНОК НИТРИДА ГАЛЛИЯ

Р.И. Горбунов<sup>1</sup>, <u>Ф.Е. Латышев<sup>2</sup></u>, Е.В. Борисов<sup>3</sup>, Н.И. Бочкарева<sup>1</sup>, В.В. Вороненков<sup>1</sup>, М.В. Вирко<sup>1</sup>, А.С. Зубрилов<sup>1</sup>, В.С. Коготков<sup>1</sup>, Ю.С. Леликов<sup>1</sup>, А.А. Леонидов<sup>1</sup>, В.А. Тарала<sup>4</sup>, В.Ф. Агекян<sup>3</sup>, Ю.Г. Шретер<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе, ул. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург; тел. +7(921)9606185, y.shreter@trinitri.ru;

<sup>2</sup> ООО «НТС», ул. Красного курсанта, 5А, 197198, Санкт-Петербург;

СПбГУ, Университетская наб., 7-9, 199034, Санкт-Петербург;

<sup>4</sup> ФГАОУ ВПО СКФУ, ул. Пушкина, 1, 355009, Ставрополь;

На данный момент одной из главных проблем технологии нитрида галлия является отсутствие промышленного производства подложек GaN. Одним из направлений по получению таких подложек является гетероэпитаксия GaN с последующим отделением исходной подложки. Для этого на поверхности подложки синтезируют различные промежуточные слои [1,2]. В последние годы появились работы по использованию различных углеродных материалов в качестве таких промежуточных слоев [3-5].

Целью работы является проверка возможности роста и самоотделения слоев GaN при предварительном нанесении на сапфировую подложку различных слоев углерода. Исследовались слои аморфного алмазоподобного углерода (DLC) и слои углерода, выращенного термическим разложением метана (CVD).

Слои DLC синтезировалась методом плазмохимического осаждения. Толщина выращенных слоев 60±2 нм. Подробно условия синтеза описаны в [6].

Слои CVD углерода были получены термическим разложением метана в HVPE реакторе в следующих условиях: температура в зоне реакции составляла 1050°С, разложение производилось в атмосфере азота при давлении 800 торр, поток метана 50 см<sup>3</sup>/мин, поток водорода 100 см<sup>3</sup>/мин. Толщина выращенных слоев изменялась от 10 до 60 нм.

На рисунках 1 и 2 приведены спектры комбинационного рассеяния DLC и CVD углеродных слоев, соответственно. Слой DLC после синтеза был нагрет до температуры роста GaN. Приведенные спектры слоев имеют общие свойства. Известно [7], что в кристаллическом графите имеется G-полоса с максимумом при 1580 см<sup>-1</sup>, которая соответствует тангенциальным колебаниям углеродных атомов с sp2- типом гибридизации. Наличие дефектов в графите сопровождается появлением D-полосы с максимумом в области 1350 см<sup>-1</sup>. Полоса в области 2700 см<sup>-1</sup> является второй гармоникой D- моды и обозначается как 2D или G'. Присутствие этой полосы указывает на дальний порядок в структуре образца. Данные спектры показывают, что перед нанесением слоев нитрида галлия, пленки DLC и CVD углерода представляют собой слои нанокристаллического графита [8]. На рисунках 1. 2 также вилны полосы с максимумами при 412, 573 и 745 см связанные с подложкой сапфира. Наклон базовой линии спектра на рис.1 является фоновой фотолюминесценцией и указывает на присутствие в слоях DLC порядка 20-25% связанного водорода [8]. По соотношению D и G пиков можно оценить размер зерен нанокристаллического графита [8]. Он составляет около 40 и 30-50 нм для DLC и CVD слоев соответственно.

Поверх углеродных слоев в вертикальном шестиподложечном НVPE реакторе были выращены слои нитрида галлия. Детали процесса роста GaN изложены в работе [9]. При остывании по окончании процесса роста происходило самоотделение нитрида галлия от подложки вследствие различных температурных коэффициентов расширения подложки сапфира и выращенного





Рис.1. Спектр комбинационного рассеяния слоев DLC после отжига при температуре 1050°С.

Рис.2. Спектр комбинационного рассеяния слоев CVD углерода.

слоя GaN. Самоотделение происходит как при использовании DLC, так и при использовании CVD углеродных слоев. Примеры полученных свободных фрагментов нитрида галлия приведены на рисунке 3a, б. Следует отметить, что ширина кривой качания при использовании углеродного промежуточного слоя увеличивается на 20-60% по сравнению со слоем GaN, выращенном на чистой сапфировой подложке. Растрескивание образцов обусловлено закреплением краев слоя GaN на сапфировой подложке, работы по решению этой проблемы продолжаются.

По результатам проведенной работы можно сделать следующие выводы. Для самоотделения GaN от сапфировой подложки можно использовать промежуточные слои нанокристаллического графита. Такие слои могут быть получены как методом плазмохимического осаждения, так и термическим разложением метана. Использование таких промежуточных слоев незначительно ухудшает кристаллическое качество выращенного нитрида галлия.

Исследование комбинационных спектров CVD углеродных пленок проведены в ресурсном центре «Оптические и Лазерные Методы Исследований Вещества» Санкт-Петербургского государственного университета.



Рис.За. Отделившаяся пленка нитрида галлия при использовании DLC углеродной плёнки.



Рис.36. Отделившаяся пленка нитрида галлия при использовании CVD углеродной плёнки.

- [1] Yoshida T. et al., Journal of Crystal Growth, 310, 5 (2008).
- [2] Lee Hyun- Jae et al., Physica Status Solidi (c), 6, S313 (2009).
- [3] Ю.Г. Шретер, Ю.Т. Ребане, А.В. Миронов, Патент РФ №2543215 от 08.07.2013.
- [4] Kim J. et al., Nature communications, 5, 4836 (2014).
- [5] Pécz B. et al., Semicond. Sci. Technol., 30, 114001 (2015).
- [6] А.С. Алтахов и др., Письма в ЖТФ, 42, 32 (2016).
- [7] Ferrari A.C., Robertson J., Phil. Trans. R. Soc. Lond. A, 362, 2477 (2004).
- [8] Ferrari A. C., Robertson J., Physical review B, 61, 14095 (2000).

[9] Горбунов Р.И. и др, Тез. докладов 7-й Всероссийской конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы» (Москва, МГУ, 1-3 февраля. 2010) с. 135.

#### CARBON LAYERS FOR GALLIUM NITRIDE FILM SEPARATION

R.I. Gorbunov<sup>1</sup>, <u>Ph.E. Latyshev<sup>2</sup></u>, E.V.Borisov<sup>3</sup>, N.I. Bochkareva<sup>1</sup>, V.V. Voronenkov<sup>1</sup>, M.V. Virko<sup>1</sup>, A.S. Zubrilov<sup>1</sup>, V.S. Kogotkov<sup>1</sup>, Yu.S. Lelikov<sup>1</sup>, A.A. Leonidov<sup>1</sup>, V.A. Tarala<sup>4</sup>, V.F. Agekyan<sup>3</sup>, Yu.G. Shreter<sup>\*</sup>

<sup>1</sup>Ioffe Physical Technical Institute, Russian Academy of Sciences, St. Petersburg, 194021 Russia,

phone. +7(921)9606185, y.shreter@trinitri.ru;

<sup>2</sup> OOO NTS, 197198, St. Petersburg, Russia;

<sup>3</sup> SPbGU, 199034, St. Petersburg, Russia;

<sup>4</sup> North Caucasus Federal University, Stavropol, 355009 Russia;

The possibility of using carbon layers for self-separation of gallium nitride (GaN) layers grown by hydride vapor-phase epitaxy has been analyzed. Amorphous diamond-like carbon (DLC) layers have been synthesized by plasma-enhanced chemical vapor deposition under low pressure. CVD carbon layers have been grown by thermal decomposition of methane in situ. The samples have been studied by the methods of Raman scattering. It is shown that thin carbon layers affect only slightly the processes of nucleation and growth of gallium nitride films. Notably, the strength of the GaN film – sapphire interface decreases, which facilitates separation of the GaN layers.

#### ЕДИНЫЙ ОГФЭ /МОГФЭ ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ III-N/ГРАФЕН СВЕТОДИОДНЫХ СТРУКТУР НА САПФИРЕ И ИХ ОТДЕЛЕНИЕ ОТ ПОДЛОЖЕК

В.В.Лундин<sup>\*1,2</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1,2</sup>, А.В. Сахаров<sup>1,2</sup>, В.Ю.Давыдов<sup>2</sup>, А.Н.Смирнов<sup>2</sup>, Е.Ю.Лундина<sup>1,2</sup>, И.П.Смирнова<sup>2</sup>, Д.А.Закгейм<sup>2</sup>, Л.К.Марков<sup>2</sup>, А.Ф. Цацульников<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> НТЦ Микроэлектроники РАН, Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия <sup>2</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия

\* e-mail: lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

III-N гетероструктуры, выращенные на 2D слоистых материалах, относительно легко отделяются от подложек. Наиболее впечатляющие результаты в этом направлении получены в IBM Research Center [1]. Однако, их технология, как и другие опубликованные, подразумевает формирование пленки 2D слоистого материала (графен, MoS<sub>2</sub>, WS<sub>2</sub>) и III-N гетероструктур в двух различных реакторах. Это усложняет технологию и может приводить к загрязнению поверхности при переносе структур между реакторами. Нами обнаружена возможность выращивания III-N гетероструктур и графеноподобных углеродных слоев в одном реакторе в рамках единого процесса, настоящий доклад описывает достигнутые на сегодня результаты еще не завершенной работы.

Рост производился на сапфировых подложках (0001) в МОГФЭ установке Dragon-125 с индуктивнонагреваемым горизонтальным реактором вместимостью 3 подложки диаметром 2 дюйма или одна диаметром 100мм. Пропан использовался как источник углерода, остальные прекурсоры были стандартными для Ш-N МОГФЭ. Эпитаксиальный процесс начинался с отжига подложки в водороде при температуре 1120-1150 °C. Далее в реактор на несколько минут подавался пропан. Формирование графеноподобной пленки контролировалось концентрацией пропана и временем осаждения и наблюдалось с помощью in-situ оптической рефлектометрии. Рамановская спектроскопия отдельных углеродных слоев показала, что они подобны мультиграфену (2-4 слоя). Однако, дополнительные узкие линии в спектрах, связанные с дефектами, указывают на формирование плотного массива малых островков, а не сплошного однодоменного слоя графена. Ш-N гетероструктуры выращивались как продолжение этого процесса при выключении пропана, включении аммиака и необходимых прекурсоров III группы. Изучение отделенных от подложки слоев GaN и быстрый тест неотделенных LED структур, выращенных вышеописанным методом, показали, что выращенные на графеноподобных слоях эпитаксиальные структуры по качеству сопоставимы с обычными.

В зависимости от толщины графеноподобных слоев и возникающих при эпитаксии напряжений, наблюдалось отделение III-N гетероструктур с части или всей поверхности подложки на различных этапах технологического процесса: прямо во время эпитаксии (получены образцы площадью до  $2 \text{ см}^2$ ), при охлаждении (получены образцы толщиной 10-40 мкм, площадью до  $1 \text{ см}^2$ ) или после процесса в результате дополнительных воздействий на структуру. Контроль момента отделения и свойств выращенных структур оставляют широкое поле для оптимизации процесса. Самоотделение эпитаксиальных слоев при охлаждении очень привлекательно для формирования транзисторов на свободном GaN толщиной 50-100 мкм, как относительно дешевая альтернатива HEMT на SiC подложках. Развитие эпитаксиального процесса перспективно для формирования тонкопленочных светоднодов как альтернатива дорогостоящей и сложной процедуре лазерного lift-off процесса. Этот подход развивается нами параллельно в нескольких вариантах.

В первом варианте выращенная эпитаксиальная структура сначала разделяется плазмохимическим протравливанием до подложки на отдельные области, соответствующие будущим светодиодам, потом на них формируются р-контактная металлизация. На данный момент оптимизируется следующий этап - бондинг на будущий носитель (металл, кремний и т.д.).

Во втором варианте после эпитаксиального процесса на поверхность термическим напылением наносится сплошная р-контактная металлизация, полная толщина которой доводится электрохимическим осаждением меди до 70-150 мкм. Отделение структуры от подложки производится далее механически, термострессом или их сочетанием (Рис. 1а). Дальнейшее процессирование (еще не разработанное) должно включать в себя формирование локальной п-конктактной металлизации на нижней стороне отделенной структуры и ее разделение на кристаллы. На сегодня прототипы светодиодов получены механическим разрезанием сэндвича III-N / медь. К сожалению, этот процесс вызывает образование трещин вдоль линии реза (которых не было до разрезания), но неповрежденные фрагменты, линейными размерами сотни микрометров, демонстрируют яркую электролюминесценцию (Рис. 1b).







Рис. 1. III-N гетероструктуры, выращенные на графеноподобных слоях и отделенные от подложек. Сплошная светодиодная структура, отделенная от ½ части двухдюймовой подложки (а) и электролюминесценция под зондами вырезанного из нее участка (b). Предварительно разделенные

предварительно разделенные кристаллы на сплошной медной фольге (с).

Третий вариант представляет собой гибрид первых двух: электрохимическое наращивание сплошного толстого слоя меди производится поверх структуры с разделенными плазмохимическим травлением кристаллами с изолированными боковыми стенками. Дальнейшее отделение аналогично второму варианту, но вместе с медной фольгой отеляются уже разделенные кристаллы. Этот вариант на сегодня отработан на слоях GaN и переносится на светодиодные гетероструктуры.

Таким образом, нами продемонстрированы возможности нового дешевого подхода к формированию гибридных графен / III-N структур и его применения для создания отделенных от подложек приборных структур.

Работа была поддержана РФФИ (14-02-00488 и 16-29-03315) и программой Фундаментальных исследований Президиума РАН №1.

[1] J. Kim et al., Nature Communications 5, Article number: 4836 (2014)

#### SINGLE PROCESS OVPE / MOVPE OF III-N / GRAPHENE LED STRUCTURES ON SAPPHIRE AND THEIR DEFOLIATION

W.V. Lundin<sup>1,2</sup>, E.E. Zavarin<sup>1,2</sup>, A.V. Sakharov<sup>1,2</sup>, V.Yu.Davydov<sup>2</sup>, A.N.Smirnov<sup>2</sup>, E.Yu.Lundina<sup>1,2</sup>, I.P.Smirnova<sup>2</sup>, D.A.Zakheim<sup>2</sup>, L.K.Markov<sup>2</sup>, A. F. Tsatsulnikov<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Scientific and Technological Center for Microelectronics and Submicron Heterosctructures of the Russian

Academy of Science, St-Petersburg, Russia

<sup>2</sup> Ioffe Institute, St-Petersburg, Russia

\* e-mail: lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

III-N heterostructures on 2D layered materials are attractive due to relative simplicity of their defoliation from the substrate. However, all published techniques means formation of 2D layered film (graphene,  $MoS_2$ ,  $WS_2$ ) and III-N epilayers in two different reactors. It complicates the whole process and may be a source of additional surface contaminations during wafer transfer between the reactors. Here we report on similar approach allows to grow III-N heterostructures on graphene-like carbon-based layer in one MOVPE reactor in a single continuous process. Epigrowth was done on (0001) sapphire substrates in Drogon-125 MOVPE system with inductively-heated horizontal-flow reactor with 3 x 2-inch or 1 x 100 mm substrates capacity. Propane was used as a carbon precursor, all other precursors were typical for III-N MOVPE. Characterization of GaN epilayers released from the substrate and prompt on-wafer (before releasing) test of LED structures grown by described above technique have demonstrated properties similar to typical for growth on sapphire substrates by conventional methods. Various techniques of the fabricated structures defoliation are described.

#### РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В ПОЛУПОЛЯРНЫХ ІІІ-НИТРИДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ

<u>А.Е. Романов<sup>1</sup></u>\*, А.М. Смирнов<sup>1</sup>, J.S. Speck<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Университет ИТМО. Кронверкский пр., 49, 197101, Санкт-Петербург, тел. +7(812)4571859, e-mail: alexey.romanov@niuitmo.ru; <sup>2</sup>Materials Department UCSB. CA 93106, Santa Barbara,

Исследования процессов релаксации решеточных напряжений несоответствия в гетероэпитаксиальных Ш-нитридных структурах крайне важны для лазерных диодов (ЛД) и светодиодов (СД). Как правило, релаксация напряжений несоответствия происходит путем образования дислокаций несоответствия (ДН) на границах раздела и сопровождается увеличением плотности проникающих дислокаций в материале гетероструктуры. ДН зарождаются в напряженных слоях после достижения определенной критической толщины слоя, которая может быть определена из условий термодинамического равновесия. Присутствие дислокаций нежелательно в большинстве современных электронных и оптоэлектронных приборов, включая ЛД и СД. В последние годы проведено большое количество экспериментальных и теоретических исследований, связанных с анализом явления релаксации механических напряжений в полуполярных III-нитридных гетероструктурах [1]. Использование роста в полуполярных ориентациях позволяет уменьшить электрические поля в полупроводниковых гетероструктурах, например, в InGaN/GaN [2] и уменьшить скорость падения внешней квантовой эффективности излучения СД в зависимости от накачки [3].

Важным фактором при гетероэпитаксиальном росте III-нитридных гетероструктур на полуполярных подложках является наличие активных дислокационных систем скольжения. Движение дислокаций в таких системах приводит к релаксации напряжений несоответствия и образованию ДН, которые могут появиться в результате базисного скольжения (ДНБС) или призматического скольжения (ДНПС) под действием сдвиговых напряжений соответственно в базисных и призматических плоскостях скольжения (с- и *m*-плоскостях), наклоненных к полуполярной плоскости роста.

На рис. 1а схематично изображена гетероструктура, которая состоит из подложки и пленки с ДНБС (штрих-пунктирная линия) и ДНПС (сплошная линия) на границе раздела между пленкой и подложкой. Схема на рис. 1 иллюстрирует случай наклона оси c при повороте пленки вокруг направления [ $1\overline{2}10$ ].



(a)

Рис. 1. Общий вид гетероструктуры, состоящей из подложки и пленки толщиной h (a). Геометрия III-нитридного кристалла в полуполярной ориентации и используемые системы координат (b). Штрих-пунктирные линии – это линии ДНБС, Сплошные линии – это линии ДНПС, b – вектор Бюргерса, DL – линия дислокации

Для анализа критических условий образования ДНПС и ДНБС в полуполярных III-нитридных гетероструктурах, т.е. определения критической толщины пленки *h<sub>c</sub>*, использовался энергетический подход [4]. Образование ДН считалось энергетически выгодным, если оно сопровождалось понижением внутренней энергии системы пленка-подложка.

На рис. 2 показаны расчетные зависимости критической толщины  $h_c$  от доли In x в гетероструктурах In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN для полуполярных плоскостей роста  $(20\overline{21})$  и  $(11\overline{22})$ .



Рис.2. Сравнение зависимостей критической толщины  $h_c$  образования ДН от доли In x в гетероструктурах In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN с экспериментальными данными [5, 6] (a); с экспериментальными данными [7] (b)

Из рис. 2 видно, что базисное скольжение происходит при больших сверхкритических толщинах, чем призматическое, однако экспериментальные данные говорят об обратном. Это можно объяснить тем, что настоящая модель не учитывает барьер Пайерлса, который имеет разную величину для дислокаций, скользящих в этих двух кристаллографических плоскостях [8].

Все экспериментальные точки, при которых в гетероструктуре наблюдались ДН, на рис. 2 находятся выше кривых критической толщины, что согласуется с построенной теорией.

Коридор значений (серые области) на рис. 2 обусловлен тем, что существуют различные литературные данные относительно величины параметра энергии ядра дислокации:  $\alpha = 0.5 \div 2$  [9].

Показано, что если угол между направлением оси *с* и направлением полуполярного роста достигнет некоторого критического значения, то должна произойти смена механизмов релаксации напряжений несоответствия: ДН, образующиеся в результате базисного скольжения, должны смениться на ДН, образующиеся путем призматического скольжения. Это означает, что для некоторых ориентаций полуполярного роста III-нитридных гетероструктур должна происходить двухосная релаксация напряжений несоответствия.

[1] M. Kneissl, T. Wernicke. *III-Nitride Semiconductors and Their Modern Devices* (Oxford University Press, 2013) ch. 8, p. 244.

[2] A.E. Romanov, et al. J. Appl. Phys., 100, 023522 (2006).

[3] D.F. Feezell, et al. J. Display Technology, 9, 190 (2013).

[4] J.W. Matthews, A.E. Blakeslee. J. Cryst. Growth, 27, 118 (1974).

[5] M.T. Hardy, et al. Appl. Phys. Lett., 100, 202103 (2012).

[6] M. Sawicka, et al. J. of Appl. Phys., 119, 185701 (2016).

[7] A.M. Smirnov, et al. APL Materials, 4, 016105 (2016).

[8] B. Jahnen, et al. MRS INTERNET J N S R, 3, 39 (1998).

[9] Д. Хирт, И. Лоте. Теория дислокаций (М., Атомиздат, 1972), 600 с.

#### MISFIT STRESS RELAXATION IN SEMIPOLAR III-NITRIDE HETEROSTRUCTERS

A.E. Romanov<sup>1</sup>\*, A.M. Smirnov<sup>1</sup>, J.S. Speck<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ITMO University. Kronverksky Pr., 49, 197101, Saint Petersburg, phone. +7(812)4571859, e-mail: alexey.romanov@niuitmo.ru; <sup>2</sup>Materials Department UCSB. CA 93106, Santa Barbara,

Lattice-mismatched semiconductor heteroepitaxial layers with misfit dislocations (MDs) and threading dislocations are the key structural elements of light-emitting diodes and laser diodes. Novel approaches to modelling MD formation and misfit stress relaxation in polar, nonpolar and semipolar III-nitride heterostructures are studied in detail.

#### ПЛЕНКИ GaN p-ТИПА И n-ТИПА НА ПОДЛОЖКАХ ИЗ САПФИРА R-ОРИЕНТАЦИИ ДЛЯ ОПТОЭЛЕКТРОННЫХ ПРИМЕНЕНИЙ

О.Р. Абдуллаев, А.В. Алуев, <u>Ю.Л. Ахмеров</u>, М. В. Закусов, Н.В. Коурова, М.В. Меженный, А.А. Чельный

> АО «Оптрон», ул. Щербаковская, д.53, 105187, г. Москва. тел. +7(495)3660174; +7(495)3692301 e-mail: lab351@mail.ru; yuri.akhmerov@yandex.ru

Рост пленок InGaN/GaN неполярной ориентации представляет собой сложную и актуальную научно-техническую задачу. Известно, что при росте гетероструктур InGaN/GaN на подложках Ссапфира (0001) из-за большого рассогласования периодов решеток возникает внутреннее электростатическое поле, что приводит к неоднородному распределению инжектированных носителей заряда в активной области излучателей [1-3]. Из-за пространственного разделения носителей заряда с нижается скорость излучательной рекомбинации и увеличивается время жизни носителей заряда в активной области, что приводит к усилению роли безызлучательных процессов[4]. В гетероструктурах на основе InGaN/GaN неполярных ориентаций эффект электростатического поля не наблюдается, что обусловливает повышенный интерес к ним.

Пленки GaN выращивались методом МОС-гидридной эпитаксии на подложках R-сапфира (1-120) при пониженном давлении (80 тор) в горизонтальном кварцевом реакторе с предварительной нитридизацией поверхности. Источниками компонентов III и V группы являлись триэтилгаллия (TEG) и аммиак (NH<sub>3</sub>), соответственно. В качестве источников донорной и акцепторной примесей использовались сероводород (H<sub>2</sub>S) 0.5% смесь в аргоне и бисциклопентадиенил магния (Cp2Mg), соответственно.

На рис. 1 представлена зависимость скорости роста пленки GaN от температуры при постоянном расходе водорода через контейнер с TEG (при температуре 17°C) f = 400 см<sup>3</sup>/мин.





Рис. 1. Зависимость скорости роста пленки GaN от температуры при постоянном расходе TEG  $f = 400 \text{ см}^3/\text{мин: 1}$  аморфная кристаллическая фаза; 2) кристаллическая фаза.

Рис. 2. Зависимость концентрации электронов в пленке GaN N-типа проводимости от расхода H<sub>2</sub>S.

При температурах выше 870°С наблюдалось улучшение морфологии поверхности выращиваемых пленок и уменьшение плотности дефектов. Последующие процессы роста пленок проводились при температуре 925°С.

На рис. 2 представлена зависимость концентрации электронов в пленках GaN N-типа от расхода сероводорода (H<sub>2</sub>S). Зависимость носит линейный характер.

Выращенные пленки GaN, легированные магнием, имели высокое удельное сопротивление. Для активации акцепторной примеси проводился высокотемпературный отжиг в атмосфере азота. На рис. 3 представлена зависимость концентрации дырок в пленках GaN P-типа от времени отжига при температуре 850°C. При повышении температуры отжига концентрация дырок снижалась. На рис. 4 представлен график зависимости концентрации дырок от расхода водорода через контейнер с Ср2Мg при постоянной температуре роста T = 925 °C



Рис. 3. Зависимость концентрации дырок в пленке GaN P-типа от времени отжига.



Рис. 4. Зависимость концентрации дырок в пленке GaN Р-типа от расхода Cp2Mg.

- [1] T. Takeuchi, C. Wetzel, S. Yamaguchi, H. Sakai, H. Amano, I. Akasaki, Y. Kaneko, S. Nakagawa, Y. Yamaoka, N. Yamada, Appl. Phys. Lett., 73, 1691(1998).
- [2] P. Lefebvre, A. Morel, M. Gallart, T. Taliercio, J. Allegre, B. Gil, H. Mathieu, B. Damilano, N. Grandjean, J. Massies, Appl. Phys. Lett., 78, 1252 (2001).
- [3] J.S. Im, H. Kollmer, J. Off, A. Sohmer, F. Scholz, A. Hangleiter, Phys. Rev., B 57, R9435 (1998).
- [4] P. Waltereit, O. Brandt, A. Trampert, H.T. Grahn, J. Menniger, M. Ramsteiner, M. Reiche, K.H. Ploog, Nature 406, 865 (2000).

#### n-TYPE AND p-TYPE GaN FILMS GROWN ON R-PLANE SAPPHIRE SUBSTRATES FOR OPTOELECTRONIC APPLICATIONS

#### O.R. Abdullaev, A.V. Aluev, <u>Y.L. Akhmerov</u>, M.V. Zakusov, N.V. Kourova, M.V. Mezhennyi, A.A. Chelny

Join Stock Company «Optron». 53, Scherbakovskaya Str.,105187, Moscow, Russia. Tel: +7(495)3660174; +7(495)3692301 e-mail: lab351@mail.ru; yuri.akhmerov@yandex.ru

N-type and P-type GaN films were successfully grown on R-plane (1-120) sapphire substrate with smooth mirror-like surface morphology. Horizontal MOCVD reactor at low pressure (80 torr) was used. Growth rate dependence from growth temperature was investigated. N-type and P-type doped GaN layers were obtained with S (Ar and 0.5% H<sub>2</sub>S gas mixture) and Mg (Cp2Mg – biscyclopentadienyl magnesium, hydrogen gas carrier) as dopants. Holes concentration about  $8 \cdot 10^{17}$  cm<sup>-3</sup> was achieved with optimization of Cp2Mg flow and parameters of thermal annealing in nitrogen.

#### КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ GaN УГЛЕРОДОМ ИЗ ПРОПАНА ПРИ МОС-ГИДРИДНОЙ ЭПИТАКСИИ

В.В.Лундин\*<sup>1,2</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1,2</sup>, А.В. Сахаров<sup>1,2</sup>, Д.Ю.Казанцев<sup>2</sup>, Б.Я.Бер<sup>2</sup>, П.Н.Брунков<sup>2</sup>, М.А.Яговкина<sup>2</sup>, А.Ф. Цацульников<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> НТЦ Микроэлектроники РАН, Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия <sup>2</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия

\* e-mail: lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

Полуизолирующие слои GaN:С часто используются в МОС-гидридной эпитаксии электронных приборных структур. Обычное фоновое легирование имеет принципиальный недостаток: условия, обеспечивающие высокое вхождение углерода сильно отличаются от обеспечивающих высокое качество материала, что сужает окно допустимых параметров процесса. Потенциально, проблема решается при легировании из специального отдельного прекурсора углерода. Сообщалось, что совершенные слои GaN:С [1] и HEMT с преднамеренно легированным GaN:С буфером [2] могут быть выращены при использовании пропана как источника углерода. К сожалению, в этих работах почти не приводится данных о влиянии условий роста на эффективность легирования. Мы сообщаем о комплексном исследовании скорости роста, концентрации пропана и аммиака, давлении в реакторе и типе несущего газа на вхождение углерода. а также о влиянии попана на рост GaN.

Рост производился на сапфировых подложках в МОГФЭ установке Dragon-125 с индуктивнонагреваемым горизонтальным реактором вместимостью 3 подложки диаметром 2 дюйма или одна диаметром 100мм. Оптимизированный дизайн газовых потоков позволяет достичь высокой скорости роста без паразитных реакций в широком диапазоне условий роста. Для ВИМС измерений выращивались многослойные GaN:С структуры на нелегированных GaN буферных слоях. Изучено почти 60 режимов роста. Для структурных и электрофизических исследований выращивались однородно-легированные слои, или слои GaN:С на нелегированных буферных слоях GaN. Как и ожидалось по результатам [1], для достижения концентрации углерода 10<sup>18</sup>-10<sup>19</sup> см<sup>-3</sup>, концентрация пропана в реакторе должна быть в диапазоне 0.1-1 %, что свидетельствует о крайне низкой эффективности встраивания углерода. Однако эта эффективность сильно зависит от концентрации пропана (X<sub>СЗНВ</sub>), аммиака (X<sub>NH3</sub>), скорости роста (GrRate) и типа несущего газа.

Было обнаружено, что при использовании водорода в качестве газа-носителя:

- Повышение (GrRate) в диапазоне 0.9-45 µm/h за счет увеличения потока ТМГ без изменения остальных потоков сильно повышает концентрацию встроенного углерода (Puc.1a). Для легированных слоев она примерно пропорциональна GrRate, для нелегированных – (GrRate)<sup>2</sup>.
- Для малой и средней скорости роста (до 6 µm/h) концентрация углерода примерно пропорциональна (X<sub>C3H8</sub>)<sup>3/2</sup>. Для высокой высок линейный или суб-линейный вклад (Puc.1b).
- Концентрация углерода и характер ее зависимости от (X<sub>C3H8</sub>) слабо зависят от давления в реакторе в диапазоне 100-800 mbar.
- Для любой скорости роста (0.9 45 μm/h) концентрация углерода пропорциональна (X<sub>NH3</sub>)<sup>2</sup> в легированных слоях и (X<sub>NH3</sub>)<sup>-1</sup> в нелегированных (Рис.1с).

Если выращивание легированных из пропана слоев GaN производилось при использовании азота в качестве газа-носителя (скорость роста ~ 6 µm/h), то концентрация углерода была примерно пропорциональна  $(X_{C3H8})^1$  и  $(X_{NH3})^{-1}$  (Рис.1 b, c). Присутствие пропана в реакторе с высокой концентрацией, необходимой для легирования, влияет на эпитаксиальный процесс. Основной эффект – увеличение длительности коалесценции / планаризации GaN слоев, выращенных на сапфировых подложках, сопровождаемое деградацией кристаллического совершенства и увеличением электропроводности по сравнению с нелегированными слоями. Напротив, введение пропана в реактор после полной планаризации приводит к формированию изолирующих слоев GaN:С с напряжениями пробоя 200-500 В. Для разумных значений скорости роста (6µm/h) и концентрации углерода ( $5*10^{18}$  cm<sup>-3</sup>) совершенны и морфология, и кристаллическая структура. Для экстремальных значений скорости роста (45 µm/h) наблюдается небольшая, не зависящая от концентрации углерода (до  $2*10^{19}$  cm<sup>-3</sup>), деградации морфологии поверхности без ухудшения кристаллического совершенства. Природа наблюдавшихся эффектов будет обсуждаться в докладе. Работа была поддержана РФФИ (14-02-0048814) и программой Фундаментальных исследований

Президиума РАН №1.

[1] X. Li et al., J. Vac. Sci. Technol. B 33, 021208 (2015)

[2] X. Li et al., Appl. Phys. Lett. 107, 262105 (2015)





Рис. 1. Зависимость концентрации углерода от скорости роста (а), концентрации пропана (b) и аммиака (c) в реакторе.

пунктирные линии показывают зависимости:  $C \sim (GrRate) и C \sim (GrRate)^2$  (рис (а))  $C \sim (X_{C3H8})^{3/2}$  (рис (b))  $C \sim (X_{NH3})^{-2}$  (рис (c))

#### A COMPREHENSIVE STUDY OF GAN DOPING WITH CARBON FROM PROPANE AT MOVPE

W.V. Lundin<sup>1,2</sup>, E.E. Zavarin<sup>1,2</sup>, A.V. Sakharov<sup>1,2</sup>, D.Yu.Kazantsev<sup>2</sup>, B.Ya.Ber<sup>2</sup>, P.N.Brunkov<sup>2</sup>, M.A.Yagovkina<sup>2</sup>, A. F. Tsatsulnikov<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Scientific and Technological Center for Microelectronics and Submicron Heterosctructures of the Russian

Academy of Science, St-Petersburg, Russia

<sup>2</sup> Ioffe Institute, St-Petersburg, Russia

\* e-mail: lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

Carbon doped GaN epilayers are widely used as semi-insulating buffers for electronic applications. Commonly used background doping suffers from principal disadvantage: growth conditions necessary for high carbon concentration are far away from promoting high material quality. This collision results in narrow process window. Potentially this problem diminishes if doping is performed using separate carbon precursor. It was published that high-quality GaN:C epilayers [1] and HEMTs with intentionally doped GaN:C buffer [2] may be grown using propane as carbon precursor. However, precursor type, its flow and growth temperature were the only parameters studied and the growth rate was very low (0.65  $\mu$ m/h). Here we report on comprehensive study of growth rate, propane and ammonia concentrations, and reactor pressure influence on carbon incorporation in GaN as well as on propane influence on GaN epitaxy. It was revealed that:

Increase of growth rate in the 0.9-45  $\mu$ m/h range by increasing TMGa flow results in strong rise of carbon concentration. For doped layers carbon concentration is roughly proportional to the growth rate while for undoped carbon concentration was proportional to the square of the growth rate in the range of 16-45  $\mu$ m/h. For low and moderate growth rate (0.9-6  $\mu$ m/h) if hydrogen was used as a carrier gas carbon concentration is roughly proportional to propane concentration raised in power 3/2. For high growth rates (45  $\mu$ m/h) or if nitrogen carrier was used a strong linear or sub-linear component of the dependence arise.

Carbon concentration in doped layers is inverse proportional to square of ammonia concentration for doped layers grown using hydrogen as a carrier gas and inverse proportional to ammonia concentration for undoped layers or doped layers grown using nitrogen as a carrier gas.

#### ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОРРЕКТНОГО ВРЕМЕНИ НИТРИДИЗАЦИИ САПФИРА С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

<u>Д.С. Милахин<sup>1</sup>\*, Т.В. Малин<sup>1</sup>, В.Г. Мансуров<sup>1</sup>, Ю.Г. Галицин<sup>1</sup>, К.С. Журавлев<sup>1</sup></u>

<sup>1</sup>Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова. Пр. ак. Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск, тел. +7(383)3304475, e-mail: denironman@mail.ru;

Процесс нитридизации является основополагающей стадией формирования А<sub>3</sub>-нитридов на подложке сапфира, определяющей уровень качества последующих кристаллических эпитаксиальных слоев. Данный процесс представляет собой экспонирование нагретой подложки в потоке аммиака, используемого в качестве источника активного азота, с последующим образованием 1-2 монослоя кристаллического AlN.

Нагрев подложки в ростовой камере осуществляется посредством теплового излучения от нагревателя. При нагреве до температуры 1150 °C происходит реконструкционный переход (1x1) –  $(\sqrt{31} \times \sqrt{31})$  R±9°. Реконструированная ( $\sqrt{31} \times \sqrt{31}$ ) R±9° поверхность сапфира характеризуется пониженным по сравнению с объемом количеством атомов кислорода и содержит большое количество атомов алюминия. В работе [1] было предположено, что реконструированная поверхность ( $\sqrt{31} \times \sqrt{31}$ ) R±9°, обогащенная атомами алюминия, будет активно взаимодействовать с атомами азота, поступающего на поверхность в процессе нитридизации. Однако в работе [2] экспериментальным путем было показано, что происходит лишь частичное восстановление алюминия до металлического состояния и кристаллическая фаза AlN не образуется.

В процессе исследования реконструированной ( $\sqrt{31} \times \sqrt{31}$ ) R±9° поверхности сапфира методом дифракции быстрых электронов на отражение нами впервые было обнаружено, что при непрерывном воздействии пучком электронов высоких энергий 11 кэВ, используемых в данном методе, происходит обратный реконструкционный переход ( $\sqrt{31} \times \sqrt{31}$ ) R±9° - (1x1) и поверхность успешно нитридизуется исключительно в области воздействия пучка. В связи с этим была поставлена цель – изучить механизмы влияния пучка электронов высоких энергий на начальную стадию эпитаксии A<sub>3</sub>-нитридов и определить оптимальные параметры нитридизации в его отсутствие.

Эксперимент заключался в регистрации ПЗС-камерой изменений дифракционной картины на люминесцентном экране в виде перераспределения интенсивностей рефлексов сапфира и вновь образованной кристаллической фазы AlN в процессе нитридизации. При исследовании кинетики нитридизации сапфира варьировались длительность импульса в зависимости от его скважности и мощность электронного пучка. После обработки экспериментальных данных с ПЗС-камеры в специальной программе были получены кинетические кривые процесса нитридизации, описывающие зависимость плотности и упорядоченности кристаллического вещества на кв. сантиметре поверхности от времени. По наклону кинетических кривых можно определить скорость изменения плотности кристаллического вещества.

На основании анализа полученных экспериментальных данных и расчетов был сделан вывод, что пучок инициирует электронно-стимулированную десорбцию кислорода ускоряя, тем самым, процесс нитридизации вглубь подложки сапфира в 6 раз за счет увеличения количества активных атомов алюминия.

С учетом влияния пучка электронов высоких энергий, было определено корректное время нитридизации сапфира и значительно повышено структурное качество буферного слоя AIN. В пленках AIN понизилась плотность инверсионных доменов и плотность дислокаций (рис. 1). Плотность дислокаций слоев оценивалась из измерений полной ширины на половине высоты пика (ПШПВ) интенсивностей рефлексов рентгеновского излучения. Измерялись ПШПВ симметричного рефлекса (0002), отражающего микро-разориентации плоскостей (0001) из-за дефектов, в основном, вертикальных винтовых дислокаций, и полуширина кососимметричного рефлекса (10-13) (т.н. skewgeometry), которая чувствительна к смещениям, в частности, из-за наличия вертикальных краевых и смешанного типа дислокаций.

Работа поддержана РФФИ (грант № 17-52-04112 и 17-02-00900).

[2] Д.С. Милахин, Т.В. Малин, В.Г. Мансуров, Ю.Г. Галицин, К.С. Журавлев, ФТП, **49**, 925-931 (2015).

B. Agnarsson, M. Gothelid, S. Olafsson, H.P. Gislason, U.O. Karlsson, J. Appl. Phys., 101, 13519 (2007).





ПШПВ (0002)	803 arsec	ПШПВ (0002)	120 arsec
ПШПВ (10-13)	961 arsec	ПШПВ (10-13)	352 arsec
$\rho_{screw}$	$1,40 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$	$\rho_{screw}$	$0,40 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$
$\rho_{edge}$	$4,60 \cdot 10^9  \mathrm{cm}^{-2}$	$\rho_{edge}$	$3,82 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$

Рис.1. АСМ изображения выращенных плёнок AlN 5×5 мкм2 с нитридизацией 30 мин. без учета влияния пучка (а); с оптимальным временем нитридизации 8 мин. с учетом влияния пучка (b). Под каждым АСМ изображением приведены соответствующие им профили поверхности. Высота инверсионных доменов в первом случае составила ~ 40 нм, во втором – инверсионные домены отсутствуют, шероховатость поверхности составила ~ 0,5 нм.

#### DETERMINATION OF CORRECT TIME OF SAPPHIRE NITRIDATION UNDER THE INFLUENCE OF ELECTRON BEAM

D.S. Milakhin<sup>1</sup>\*, T.V. Malin<sup>1</sup>, V.G. Mansurov<sup>1</sup>, Y.G. Galitsyn<sup>1</sup>, K.S. Zhuravlev<sup>1</sup>

A.V. Rzhanov Institute of Semiconductor Physics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Science. Pr. Lavrentieva, 13, 630090, Novosibirsk,

phone. +7(383)3304475, e-mail: denironman@mail.ru;

Based on the analysis of the experimental data and calculations it was concluded that the beam initiates electron-stimulated desorption of oxygen accelerating thereby the nitridation process of the sapphire substrate up to 6 times into the bulk of the crystal by increasing the number of active aluminum atoms. Taking into account the influence of the high energy electron beam, correct time of the nitridation of the sapphire has been identified. AlN buffer was grown. The morphology and dislocation density of layers was evaluated by atomic force microscopy and measuring X-ray diffraction technique, respectively. It was found that the structural quality of layers has been significantly increased; the density of inversion domains and dislocation density were decreased in the AlN films.

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА НАЧАЛЬНЫЕ СТАДИИ РОСТА СЛОЯ Gan

<u>М.О. Никифоров</u><sup>1,2</sup>\*, Д.А. Дронова<sup>1</sup>, Е.П. Кириленко<sup>1</sup>, А.В.Горячев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский университет «МИЭТ». Площадь Шокина, дом 1, 124498, г. Москва, г. Зеленоград,

тел. +7 (499) 731-44-41, e-mail: netadm@miee.ru;

<sup>2</sup> ЗАО «Элма-Малахит». Проспект Георгиевский, дом. 4, стр. 2, 124460, г. Москва, г. Зеленоград;

Традиционная схема организации процесса выращивания гетероэпитаксиальных структур (ГЭС) нитридных соединений и соответствующая ей конструкция реакционных камер производимого в настоящее время оборудования имеют ряд ограничений, которые существенно сужают возможности в формировании конструкции ГЭС и сдерживают решение проблем технологии. В первую очередь это относится к сложности управления ростом наноразмерных слоев и воспроизводимости процесса. Использование метода атомно-слоевой эпитаксии (АСЭ) позволяет обеспечить высокую однородность толщины гетероэпитаксиальных слоев по площади структуры, тонкие переходные слои, резкие гетерограницы. Целью данной работы было исследовать влияние параметров технологических процессов на формирование зародышевого слоя GaN, выращенного методом АСЭ.

Эксперименты проводились на установке Aixtron A3, в качестве прекурсоров использовались Триэтилгаллий (ТЭГ) и NH<sub>3</sub>. Прекурсоры доставляются в камеру реактора горизонтально. Соотношение NH<sub>3</sub>/ТЭГ изменялось от 1,6x10<sup>6</sup>/1 до 3x10<sup>5</sup>/1, а соотношение длительности подачи - от 3.67/1 до 22/1. В качестве продувочного газа использовался азот или водород. Давление камеры реактора 200 мбар. Процесс проводился при температуре 530 °C. Для нанесения слоя использованы 2-х дюймовые подложки сапфира с ориентацией (0001).Перед осаждением пластины отжигались при температуре 900 °C в течении 30 минут. В каждом из процессов произведено 400 циклов нанесения эпитаксиального слоя, с длительностью каждого цикла 6 секунд.

Полученные образцы исследовались методами: оже электронной спектроскопии на оже спектрометре PHI-670xi фирмы Physical Electronics, времяпролетной вторично-ионной массспектроскопией на спектрометре ToF.SiMS-5 и атомносиловой микроскопии. Оже анализ проводился при энергии первичного электронного пучка 5 кэВ и токах 2нА и 20нА. Концентрации элементов рассчитывали в соответствии с моделью гомогенного распределения с использованием относительных коэффициентов обратной элементной чувствительности. Относительные коэффициенты элементной чувствительности для углерода, кислорода и азота были взяты из справочника Physical Electronics.

Анализ методом времяпролетной вторично-ионной масс-спектрометрии проводился ионами  $\mathrm{Bi}^+$  с энергией 30 кэВ, ток ионного пучка 1,5 пА. Ионное распыление образца для профильного анализа на данном приборе возможно как ионами цезия ( $\mathrm{Cs}^+$ ), так и ионами кислорода ( $\mathrm{O_2}^+$ ), но так как проводилось исследование кислородосодержащих соединений, то травление проводилось послойно ионами  $\mathrm{Cs}^+$ . Кроме того, травление ионами  $\mathrm{Cs}^+$  увеличивает выход отрицательно заряженных ионов, которые детектировались. При отработке условий анализа выбрано оптимальное для разрешения по глубине ускоряющее напряжение для травления 500 В, в таком режиме травления не происходит дополнительного развития рельефа. Область травления составляла  $300 \times 300$  мкм. Область анализа  $-100 \times 100$  мкм. Такие параметры были выбраны, чтобы исключить влияние стенок кратера травления на получаемый результат.

Оже анализ показал, что ни на одном из исследованных образцов не произошло образование сплошной пленки. Формировались островки разного размера и разной формы, содержащие Ga и N, но помимо галлия и азота в состав этих образований входят C, Al и O. Исследование химических связей присутствующих элементов методом времяпролетной масс-спектрометрии показало, что в островках присутствуют ионые фрагменты GaN, GaO, GaO<sub>2</sub>, AlGaNO, GaNO.

Анализ образца №1 показал, что на подложке сапфира наблюдаются редкие включения GaN, поэтому было решено увеличить концентрацию прекурсора (ТЭГ) в 5 раз, а также уменьшить соотношение углов зон подачи аммиака и ТЭГ для увеличения времени подачи ТЭГ.

Образец №2, с измененными параметрами, имеет большую степень покрытия подложки островками GaN, высота образований так же увеличилась по сравнению с образцом №1.



(b)
 Рис.1. Изображение карты распределения GaN по поверхности подложки.(а); образца №1 (b); образца №4.

Изменение соотношение углов зон подачи аммиака и ТЭГ привели к нахождению оптимума – 5, при котором степень покрытия составляет 82% (образец №4), и наблюдается максимальная концентрация галлия и азота на поверхности. На изображении во вторичных электронах видно, что при данных параметрах техпроцесса начинается срастание островков в пленку. При тех же параметрах, но с другим газом-носителем (N2) срастание пленки не происходит. Таблица 1. Степень покрытия образцов нитридом галлия.

№ Образца	Степень покрытия площади GaN в %	
	Участок 1,5х2,0 мкм	
1	24,9	
2	31,7	
3	19,5	
4	82,2	

Установлено, что наилучшие результаты покрытия обеспечивает использование водорода в качестве газа носителя и соотношении времени подачи NH<sub>3</sub>/TЭГ 5/1.

[1] Д. Бригге, М.П. Сих. Анализ поверхности методами оже и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. М.: Мир, 1987. 300 с.

#### RESEARCH OF INFLUENCE TECHNOLOGICAL PARAMETERS ON THE INITIAL STAGE GROWTH OF GaN LAYER

M.O. Nikiforov<sup>1,2</sup>\*, D.A. Dronova<sup>1</sup>, A.M. Kozmin, <sup>1</sup> A.V. Goryachev<sup>1</sup>

<sup>1</sup> National Research University of Electronic Technology. Shokin Square, Bld. 1, 124498, Zelenograd,

Moscow,

phone. +7 (499) 731-44-41, e-mail: netadm@miee.ru;

<sup>2</sup> JSC «Elma-malachit». St George's Avenue, home. 4, page 2, 124460, Moscow, Zelenograd.

The traditional scheme of the process of growing heteroepitaxial structures (HES) nitride compounds and the corresponding design of the reaction chambers produced in the equipment currently has a number of limitations, which significantly reduce the possibilities for the formation of HES construction and thus constrain the technology decision of problems. This primarily relates to the complexity of managing the growth of nanoscale layers and reproducibility of the process. To solve this problemis possible to carry out the process by Atomic Layer Deposition (ALD) to ensure: precise control of the thickness of the growing layer, a high uniformity of thickness of the layers on the structure of the area, a thin transition layers in heteroepitaxy, and very sharp heterojunction. The aim of this study was to investigate the influence of the process parameters on the formation of the embryonic GaN layer grown by ALD.

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СУРФАКТАНТА Ga ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ АММИАЧНОЙ МЛЭ СЛОЕВ AIN НА СВОЙСТВА НИТРИДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР

<u>С.И. Петров<sup>1</sup></u>, А.Н. Алексеев<sup>1</sup>, В.В. Мамаев<sup>1,2</sup>, В.Г. Сидоров<sup>2</sup> <sup>1</sup>ЗАО «НТО», г. Санкт-Петербург, пр. Энгельса 27 petrov@semiteq.ru <sup>2</sup> СПбГПУ, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая 29

Нитриды металлов третьей группы (III-N) обладают уникальными свойствами и интенсивно исследуются с целью создания оптоэлектронных и СВЧ мощных высокотемпературных приборов на их основе. Отсутствие дешевых согласованных по параметру решетки подложек приводит к высокой плотности дислокаций в выращиваемых слоях, несмотря на применение специальных процедур на начальных стадиях роста. Более того, характерные температуры роста в МЛЭ значительно ниже по сравнению с МОГФЭ. Это приводит к недостаточной поверхностной подвижности атомов и худшему сращиванию зародышевых блоков на начальной стадии роста, что в свою очередь, приводит к увеличению плотности дислокаций. Плотность дислокаций в GaN, выращенных методом МОГФЭ, находится в диапазоне  $10^8 - 10^9$  см<sup>-2</sup> ( $10^7$  см<sup>-2</sup> с использованием технологии ELOG), в то же время для МЛЭ это значение находится в диапазоне 109-1010 см-2, что приводит к меньшим значениям подвижности в GaN, выращенном МЛЭ по сравнению с МОГФЭ. Типичные значения полвижности электронов в слоях GaN, вырашенных метолом МЛЭ на сапфире или SiC с использованием различных буферных слоев (обычно GaN, AlGaN или AlN толщиной менее 50 нм) составляют 250–350 см<sup>2</sup>/В с, а для МОГФЭ — 500–700 см<sup>2</sup>/В с. Рекордные значения составляют 560 см<sup>2</sup>/В с (с использованием буферного слоя AlN, полученного при помощи магнетронного распыления) и 900 см<sup>2</sup>/В с для МЛЭ и МОГФЭ соответственно. Недавно за счет оптимизации условий роста были получены высокие значения подвижности электронов, более 1100 см<sup>2</sup>/В с в GaN, выращенном МЛЭ, но эти слои были получены с использованием низкодислокационных «темплейтов», выращенных МОГФЭ.

Цель настоящей работы состояла в исследовании влияния Ga как сурфактанта при выращивании методом высокотемпературной аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) слоев AIN на свойства нитридных гетероструктур, выращенных на них. Слои GaN и многослойные гетероструктуры выращивались на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001) в Прикладной лаборатории ЗАО «НТО» на отечественной установке МЛЭ STE3N3 уникальной особенностью которой является расширенный диапазон температур подложки (до 1200°C) и соотношений элементов V/III.

Ранее было показано, что выращивание на начальной стадии роста слоев AIN толщиной более 200 нм при экстремально высокой для МЛЭ температуре (1100–1150°С), а затем выращивание переходных областей, включая сверхрешетки, привело к улучшению свойств всей многослойной гетероструктуры AIN/AIGaN/GaN и слоя GaN. В частности, при помощи STEM была определена плотность дислокаций в различных слоях входящих в гетероструктуру – AIN, AIGaN и GaN. Установлено, что плотность дислокаций в слое GaN была понижена на 1,5–2 порядка по сравнению с выращиванием на традиционном тонком не высокотемпературном зародышевом слое AIN до значений 910<sup>8</sup>–1<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>. Уменьшение плотности дислокаций привело к увеличению подвижности электронов в слоях GaN до 600–650 см<sup>2</sup>/В с при концентрации электронов 3–5<sup>1016</sup>см<sup>-3</sup>, что свидетельствует о высоком кристаллическом совершенстве полученных слоев. Полученные значения плотности дислокаций и подвижности электронов в слоях GaN являются лучшими на сегодняшний день для метода МЛЭ и находятся в числе лучших для метода МОГФЭ. Экспериментальные значения подвижности и плотности дислокаций согласуются с данными расчетов.

В данной работе было установлено, что использование Ga в качестве сурфактанта при высокотемпературной эпитаксии буферных слоев AlN позволяет увеличить подвижность электронов как в объемном слое GaN, так и в двумерном электронном газе GaN/AlGaN. Основные параметры, которые влияют на кинетику роста и дефектообразование - это эффективные потоки прекурсоров и сурфактанта, а также температура подложки, которая ограничивает поток сурфактанта из-за десорбции Ga с поверхности. В частности, добавление потока Ga, равного потоку Al при температуре подложки 1150°С не изменяет скорость роста, меняя при этом его кинетику. Такой подход позволяет повысить поверхностную подвижность датомов и обеспечивает быстрый переход в режим 2D-роста. В гетероструктурах с двумерным электронным газом, выращенных с использованием сурфактанта была достигнута подвижность носителей до 2000 см<sup>2</sup>/В·с. В настоящее время проводятся исследования плотности дислокаций в гетероструктурах, полученных с использованием сурфактанта.
# HIGH TEMPERATURE AMMONIA MBE GROWTH OF AIN BUFFER LAYERS WITH USING Ga AS SURFACTANT FOR NITRIDE HETEROSTRUCTURES

<u>S.I. Petrov<sup>1</sup></u>, A.N. Alexeev<sup>1</sup>, V.V. Mamaev<sup>1,2</sup>, V.G. Sidorov<sup>2</sup>

<sup>1</sup> SemiTEq JSC, Engels avenue 27, Saint-Petersburg, 194156, petrov@semiteq.ru
 <sup>2</sup> State Polytechnical University, Poltechnicheskaya 29, Saint-Petersburg, 195251

In this work we present the results of AlN buffer layer ammonia MBE growth for HEMT using Ga as surfactant. Key parameters that affect the growth kinetics and defects formation are efficient fluxes of precursors and surfactant as well as the substrate temperature which limits surfactant flux because of desorption Ga from the surface. In particular, addition of Ga flux equal to Al flux at substrate temperature 1150°C keeps the growth rate constant. This approach allows to increase surface mobility of adatoms, provides quick transition to 2D-growth mode, that results in mobility increasing in GaN bulk layer as well as in heterostructures with 2DEG. In GaN/AlGaN heterostructures mobility up to 2000 cm<sup>2</sup>/Vs was achieved.

# РАЗВИТИЕ СТАНДАРТНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ Ш-НИТРИДОВ В ЗАО «СВЕТЛАНА-РОСТ»

## <u>Д.М. Красовицкий</u>\*, Н.А. Андрианов, А.Л. Дудин, С.В. Кокин, Н.И. Кацавец, А.Г. Филаретов, В.П. Чалый

ЗАО «Светлана-Рост». пр. Энгельса, 27, 194156, Санкт-Петербург, тел. +7(812) 313-54-51, e-mail: d.krasovitskij@svrost.ru

СВЧ ЭКБ на основе нитридов III группы последовательно укрепляет позиции на рынке микроэлектроники и прочно вошла в сферу деятельности крупнейших мировых научнопроизводственных центров. В зарубежных разработках широко применяются принципы «foundry», в соответствии с которыми, использование стандартных конструкций и технологий позволяет изготавливать на их основе целые классы конструктивно подобных изделий. ЗАО «Светлана-Рост» последовательно развивает указанные выше принципы в разработке стандартных технологий изготовления ЭКБ S-, С- и X- диапазона. Необходимым условием воспроизводимости стандартных технологий в целом и составляющих их технологических блоков является совокупность требований к параметрам межоперационного контроля и неразрывное соответствие этих параметров набору функциональных выходных характеристик стандартных элементов. Указанные принципы, в свою очередь, являются основой осуществимости статистически обоснованного проектирования конструктивно подобных CBЧ-изделий на основе библиотек стандартных элементов.

В настоящем докладе дан обзор ведущихся в Компании разработок: от базовых технологических процессов, каждый из которых доводится до уровня стандартизации, достаточного для оказания технологических услуг, до комбинации указанных процессов в стандартные технологические процессы производства различных классов ЭКБ и построения на их основе универсальных средств проектирования.

Одной из основных компетенций Компании является технология эпитаксиальных гетероструктур, требования к которым формируются на основании анализа приборных параметров. «Традиционные» [1] гетероструктуры ЗАО «Светлана-Рост» на основе AlGaN с улучшенными электрофизическими параметрами имеют подвижность электронов ДЭГ до 2000 см<sup>2</sup>/Вс [2] при слоевой концентрации  $(1,2-1,4)\times10^{13}$  см<sup>-2</sup> и предназначены для технологических процессов производства ЭКБ с проектными нормами 0,5 и 0,25 мкм на рабочие частоты до 12 ГГц. Вместе с тем, в компании ведутся разработки технологии перспективных гетероструктур для СВЧ ЭКБ с большими рабочими частотами, в том числе- гетероструктур с более «тонким» барьерным слоем и *in situ* пассивацией, а также «согласованных по решетке» структур на основе гетероперехода InAIN/GaN, потенциально имеющих повышенную стойкость к долговременной деградации. В докладе освещены последние результаты проведенных за последний год испытаний, позволяющих оценить «вклад гетероструктур» в надежность и стойкость ЭКБ [3].

Разработанные и освоенные в Компании базовые технологии, в том числе блоки формирования многоуровневой усиленной металлизации и металлизированных сквозных отверстий в SiC, интегрированы в общий маршрут, позволяющий создавать топологии различных видов field plate, воздушных мостов, пассивных элементов – МДМ-конденсаторов, индуктивностей и т.п. В настоящее время работа движется в двух основных направлениях: техпроцесс с проектной нормой 0,5 мкм для мощных полевых транзисторов с удельной плотностью мощности не менее 5 Вт/мм для СВЧ ЭКБ S- и C- диапазонов, а также техпроцесс с проектной нормой 0,2 мкм для производства МИС Х-диапазона. За последние годы, в рамках проводимых ЗАО «Светлана-Рост» НИОКР, разработаны библиотека стандартных элементов, и, на ее основе, комплект правил и средств проектирования, которые находятся в настоящее время в процессе верификации. Необходимо отметить, что методология создания стандартных процессов и средств проектирования на их основе достаточно трудоемка и в обязательном порядке включает в себя исследования естественной изменчивости технологии, ее статистическое описание и определение характеристик устойчивости. Планы Компании предполагают завершить эти работы к концу 2017 г.

Другим направлением использования нитридов III группы, развиваемым в нашей Компании, является создание на их базе CB4 акустоэлектронных приборов на объемных волнах, основу которых составляет CB4 ФБАР резонатор (FBAR- finite bulk acoustic resonator) на нитридных эпитаксиальных гетероструктурах высокого кристаллического качества [4]. В ЗАО «Светлана-Рост» ранее успешно разработана и освоена технология изготовления комплексированных многослойных структур, включающая в себя выращивание гетероструктур AIN/GaN на подложках кремния методом МЛЭ, последующего плазмохимического травления, нанесения комбинированных «акустических зеркал» SiO2|Мо, полученных чередованием циклов плазмохимического осаждения и электронно-лучевого напыления. В ходе выполнения работы компаниями-соисполнителями на структурах нашего производства были получены как резонаторы с рекордной для РФ центральной частотой 11,8 ГГц, так и более сложные изделия- фильтры на частоту 4,7 ГГц с параметрами, не уступающими импортным промышленным аналогам. Полученные результаты находятся в ряду лучших достижений ведущих мировых разработчиков в данной области. К сожалению, производительность разработанной ранее технологии многослойных комплексированных структур была невысока, а уровень технологии акустоэлектронных резонаторов характеризовался низким выходом годных. В рамках проводимых Компанией НИОКР в ближайшие годы планируется развитие достигнутого задела, в том числе- оптимизация и стандартизация технологии многослойных комплексированных структур , а также- модернизация и освоение на площадке ЗАО «Светлана-Рост» технологии акустоэлектронных резонаторов. Важно отметить, что планируемое развитие тематики также основано на последовательном внедрении принципов "foundry", способных в сжатые сроки обеспечить отечественных потенциальных потребителей необходимым количеством специализированной акустоэлектронной СВЧ ЭКБ.

- [1] Красовицкий Д. М. и др. Нитридная СВЧ-электроника в России: материалы и технологии. -Электроника: НТБ, 2011, № 8, с. 114.
- [2] Красовицкий Д. М. и др. Тез. докл. 10 Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия -структуры и приборы», 23-25 марта, г. Санкт-Петербург, (2015) с. 103.
- [3] Архипова И. В. и др. Сб. докл. Международной конференции Микроэлектроника-2015. Интегральные схемы и микроэлектронные модули: проектирование, производство и применение// Алушта, Крым, 28 сентября-03 октября, (2016) с.361
- [4] Д. Красовицкий и др., Тез. докл. 9 Всероссийской конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия структуры и приборы», 13-15 июня, г. Москва, (2013) с. 117.

# PROGRESS IN III-NITRIDE TECHNOLOGIES DEVELOPMENT IN "SVETLANA-ROST", JSC

# <u>D.M. Krasovitsky</u>\*, N.A. Andrianov, A.L. Dudin, S.V. Kokin, N.I. Katsavets, A.G. Filaretov,

V.P. Chaly

Svetlana-Rost, JSC. Engels ave., 27, 194156, Saint Petersburg, phone +7(812) 313-54-51, e-mail: d.krasovitskij@svrost.ru

The set of technologies including molecular beam epitaxy and submicron planar processing are developed to realize foundry services for the creation of novel electron devices based on III-nitride multilayer heterostructures. For microwave applications, a number of heterostructures types are developed, in which strong carrier confinement of 2DEG is provided by placing GaN channel between barriers of various content, both standard AlGaN and novel InAlN as well. Based on these heterostructures and using advanced planar processing, a few standard processes are under development: DHFET05 for high power transistors for S- and C- bands, and DHFET025 for X -band MMICs. Stress-controlling technology of AlN/GaN layers having high depth uniformity on Si substrates is also developed. Combining these layers with complex Mo/SiO<sub>2</sub> Bragg acoustic mirrors, bulk acoustic resonators with resonant frequencies as high as 11.8 GHz are demonstrated. Future Company's prospects in the field are also discissed.

# ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ДИАПАЗОН ДВУМЕРНОГО РОСТА Gan при аммиачной млэ

<u>Р.В. Рыжук<sup>1\*</sup></u>, Т.В. Малин<sup>2</sup>, В.Г. Мансуров<sup>2</sup>, Д.С. Милахин<sup>2</sup>, К.С. Журавлёв<sup>2</sup>, Н.И. Каргин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Каширское шоссе, 31, 115409, Москва, +7(985)254-16-57, ryzhuk-rom@yandex.ru;

<sup>2</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, пр. академика Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск.

На данный момент гетероструктуры AlGaN/GaN с 2DEG для изготовления A<sub>3</sub>-N-HEMT, прочно обосновались в числе материалов, используемых в CBЧ электронике. Одним из ключевых параметров, определяющих предельные характеристики CBЧ приборов, является подвижность носителей заряда в 2DEG. Основными механизмами, ограничивающими подвижность электронов в 2DEG, помимо неоднородности состава барьерного слоя AlGaN, являются рассеяние на неупорядоченных поляризационных зарядах на гетерогранице, вследствие ее шероховатости, и рассеяние электронов в деформационном поле вокруг дислокаций [1]. Таким образом, получение гладкой морфологии активного слоя GaN, и как следствие, формирование резкой гетерограницы, в совокупности с уменьшением плотности дислокаций в активном слое GaN - важные шаги на пути к достижению предельных параметров A<sub>3</sub>-N CBЧ гетероструктур.

В настоящей работе был произведён поиск оптимальных условий роста слоёв GaN на буферном слое (0001)AlN: исследовано влияние температуры роста и потоков аммиака на морфологию поверхности и кристаллическое совершенство эпитаксиальных слоёв GaN, выращиваемых методом аммиачной МЛЭ. Морфология поверхности исследовалась методом атомно-силовой микроскопии (ACM), кристаллическое совершенство GaN определялось по полной ширине на полувысоте (ПШПВ) пика симметричного отражения (0002) в дифракции рентгеновских лучей (ДРЛ). Исследовано зарождение и эпитаксиальный рост буферного слоя (0001)AlN с целью улучшения его кристаллического совершенства и получения гладкой морфологии поверхности. Получена поверхность AlN со средней шероховатостью 20А и шириной рефлекса (0002) в ДРЛ 650arcsec при ростовой температуре 1000°С и потоке аммиака 100sccm. Было установлено, что при росте GaN на такой поверхности AlN при температуре 800°С и потоке аммиака 225sccm наблюдается 2D мода роста GaN. Согласно данным ACM возникала достаточно гладкая поверхность GaN (Рис.1) со средним размером гексагональных блоков 0,6мкм. При снижении температуры роста до 750°С рост GaN характеризуется 3D модой роста и на поверхности GaN возникает значительная шероховатость. Такая морфология связанна с малой диффузионной подвижностью атомов Ga по поверхности растущей плёнки. Увеличение температуры роста до 850°С так же, как и при 750°С, приводит к 3D моде росте, что связанно со значительным термическим разложением GaN (Рис. 1). Таким образом, установлен диапазон температур (780-820°С), характеризующийся 2D модой роста GaN слоёв при потоке аммиака 225sccm.



Рисунок 1. Влияние температуры роста GaN на морфологию поверхности

Исследование влияния потока NH<sub>3</sub> на морфологию поверхности проводилось на слоях GaN выращенных при фиксированной температуре роста 800°C. Наиболее гладкая поверхность с наибольшим размером гексагональных блоков (0,9мкм) и наименьшим количеством провалов в областях «сшивки» гексагональных блоков получается при максимальном потоке NH<sub>3</sub> в 300 sccm (см. Рис. 2). В дальнейшем планируется уточнить диапазон температур, характеризующийся 2D

модой роста GaN слоёв и расширить исследования морфологии поверхности слоёв GaN в зависимости от потока аммиака при различных температурах.



Рисунок 2. Влияние потока аммиака при росте GaN на морфологию поверхности

По данным ДРЛ наблюдалось улучшение кристаллического качества GaN (то есть уменьшение ПШПВ рефлекса (0002) GaN) при повышении температуры роста (см. Табл. 1).

Таблица 1. Влияние температуры роста на кристаллическое совершенство GaN

l	T / NH3	750°C/225sccm	800°C/225sccm	850°C/225sccm
	ПШПВ (0002) GaN	730arsec	585arsec	540arsec

Однако, также было установлено, что на кристаллическое совершенство GaN существенное влияние оказывает так же кристаллическое совершенство буферного слоя AlN, на котором впоследствии осуществляется эпитаксиальный рост GaN слоя (см. Табл. 2).

Таблица 2. Влияние кристаллического совершенства буферного слоя AlN на кристаллическое совершенство активного слоя GaN, выращенного при температуре подложки 800°С и потоке аммиака 225sccm

ПШПВ (0002) AlN	1207arcsec	875arcsec	625arcsec
ПШПВ (0002) GaN	585arcsec	490arcsec	372arcsec

Наилучшие результаты по данным ДРЛ для GaN (372 arcsec) были достигнуты на образце с самым узким пиком кривой качания буферного слоя AlN (625 arcsec).

Работа поддержана Минобрнауки России (соглашение о субсидии № 14.578.21.0062 от 20.10.2014, уникальный идентификатор проекта: RFMEFI57814X0062).

[1] Д.Ю. Протасов, Т.В. Малин, А.В. Тихонов, А.Ф. Цацульников, К.С. Журавлев «Рассеяние электронов в гетероструктурах AlGaN/GaN с двумерным электронным газом» ФТП, Том 47, Вып. 1, стр.36-47.

## TEMPERATURE RANGE OF TWO DIMENTIONAL GaN GROWTH BY AMMONIA MBE

<u>R.V. Ryzhuk<sup>1\*</sup></u>, T.V. Malin<sup>2</sup>, V.G. Mansurov<sup>2</sup>, D.S. Milakhin<sup>2</sup>, K.S. Zhuravlev<sup>2</sup>, N.I. Kargin<sup>1</sup>

National Research Nuclear University "MEPhI", 31, Kashirskoe shosse, 115409, Moscow +7(985)254-16-57, ryzhuk-rom@yandex.ru;

<sup>2</sup> Rzhanov Institute of Semiconductors Physics of SB RAS, 13, Lavrentiev avenue, 630090, Novosibirsk

The optimal growth conditions (800 C and 225 sccm) for GaN epitaxial growth on the AlN buffer layer was found. It was also observed that the crystal quality of AIN buffer layer drastically affects on the quality of subsequent GaN layer. Decreasing of the (0002) AlN line width result in strong decreasing of GaN line width. The best GaN film with smooth morphology and with XRD line width as low as 372 arcsec was achieved.

# ГЕНЕРАЦИЯ И РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ (Al,Ga)N, РАСТУЩИХ НА ПОДЛОЖКАХ 6H-SiC, Si(111) И *c*-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-АКТИВИРОВАННОЙ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИИ

<u>Д.В. Нечаев</u>\*, В.В. Ратников, С.В. Трошков, П.Н. Брунков,

А.А. Ситникова, П.С. Копьев, С.В. Иванов, В.Н. Жмерик

<sup>\*</sup>Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе. Политехническая ул. 26, 194021, Санкт-Петербург тел. +7(812) 297-2245, e-mail: Nechayev@mail.ioffe.ru

Гетероструктуры (ГС) на основе соединений (Al,Ga)N являются основой для производства мощных СВЧ транзисторов и различных приборов УФ-фотоники. Вынужденное использование для роста приборных ГС рассогласованных подложек (6H-SiC, Si(111) и c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) неизбежно приводит к генерации прорастающих дислокаций (ПД), концентрация которых может достигать  $10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Кроме того, во время посторостового охлаждения ГС на подложках с коэффициентом теплового расширения меньшим по сравнению с этим параметром для слоев в последних могут возникать остаточные растягивающие напряжения, пластическая релаксация которых происходит, как правило, через образование трещин. Вместе с этим, растягивающие напряжения часто возникают и во время роста ГС в результате развития их внутренней микроструктуры. В работе рассогласованных подложках во время их роста с помощью плазменио-активированной молекулярно-пучковой эпитаксии (ПА МПЭ). Основное внимание уделяется достижению минимальных плотностей ПД, а также предотвращению образования трещин путем введения компенсирующих сжимающих напряжений, *in situ* контроль которых проводился с помощью оптических измерений кривизны подложках.

Все ГС выращивались на установке ПА МПЭ Compact21T на подложках 6H-SiC, Si(111) и  $c-Al_2O_3$ , предварительно отожженных при максимально возможных температурах ( $T_s$ ) вплоть до 800°С в течение 40 мин. Несколько циклов осаждения/испарения 20 монослоев (МС) Ga при температурах  $T_{\rm s}$ =600/740°С проводилось для дополнительной очистки подложек 6H-SiC. Эпитаксия с повышенной миграцией (ЭПМ) [1] использовалась для роста зародышевых слоев AIN при T<sub>s</sub>=740-780°С с толщиной до 130 нм. Затем при неизменных температурах подложки с помощью металмодулированной эпитаксии (ММЭ) [2] в метал-обогащенных условиях (F<sub>Al</sub>/F<sub>N\*</sub>>1.05) выращивались буферные слои AIN толщиной от 0.2 до 2 мкм. После этого, в случаях роста ГС на подложках 6Н-SiC и Si(111), методом ММЭ при температуре  $T_s$ =690-700°C выращивались буферные слои GaN толщиной 1-3 микрона, а при росте буферных слоев AlN на подложках c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в них вставлялись множественные ультратонкие 3.5 нм слои GaN, различной морфологии. Для in situ контроля морфологии растущих слоев и скорости роста использовались дифракция отраженных быстрых электронов и лазерная рефлектометрия соответственно. Кроме того, с помощью самостоятельно разработанного многолучевого оптического измерителя напряжений (МОИН) непрерывно контролировалась кривизна подложки. что позволило оценивать произведение средней величины напряжений  $(<\sigma>)$  на толщину слоя (h) через соотношение Стоуни. ГС исследовались с помощью растровой и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии, атомно-силового микроскопа, а также рентгено-дифракционного (РД) анализа симметричных (0002) и кососимметричных (10-15) рефлексов.

Рисунок 1 демонстрирует результаты измерений кривизны подложки методом МОИН во время роста ГС GaN/AIN на различных подложках. Отрицательный наклон графика изменения кривизны при росте зародышевых и буферных слоев AIN на подложках 6H-SiC свидетельствовал о генерации в зародышевом слое сжимающих напряжений 3 ГПа, которые немного снижались до 2.2 ГПа в буферном слое и оставались неизменными вплоть до конечной его толщины ~500 нм. Эти значения напряжений соответствуют релаксации начальных кристаллографических напряжений в зародышевом и буферных слоях на уровне 35 и 50%, соответственно. В противоположность этому, при росте слоев AlN на подложках Si и с-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> наблюдалось положительное изменение кривизны, что соответствует растягивающим напряжениям в слоях, которые можно ожидать на начальном этапе роста из-за кристаллографического рассогласования в первом случае и развития процесса коалесценции зародышевых зерен в случае сапфировой подложки. Во время роста последующих буферных слоев GaN на ГС AIN/6H-SiC и AIN/Si(111) наблюдались процессы постепенной релаксации первоначально высоких сжимающих напряжений -6.3 и -3.9 ГПа, соответственно. Для ГС GaN/AlN/6H-SiC полная релаксация сжимающих напряжений наблюдалась на толщине буферного слоя GaN ~1.8 мкм, после чего наблюдались относительно небольшие растягивающие напряжения величиной +0.4 ГПа, сохранявшиеся до конца роста ГС. Такое поведение напряжений в слое GaN соответствует модели Romanov&Speck [3], в которой в качестве механизма релаксация напряжений рассматривается наклон прорастающих дислокаций, что наблюдалось нами с помощью ПЭМ в этих ГС GaN/AIN.



Рис.1 Зависимости кривизны подложки от толщины  $\Gamma C$ , растущих на подложках 6H-SiC (a) и Si(b), а также буферных слоев AlN/*c*-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, без вставок (c) и со вставками слоев GaN (d).

Из Рисунка 1 следует, что в результате введения сильных сжимающих напряжений на достаточно больших толщинах слоев GaN можно полностью компенсировать растягивающие напряжения, возникающие во время охлаждения ГС GaN/AIN на подложках Si(111) и 6H-SiC которые способны привести к растрескиванию слоев.

РД анализ  $\omega$ -кривых для ГС, выращенных на подложках SiC(Si), обнаружил полуширины для рефлексов GaN(0002) FWHM=292(782) угл.сек., а для пиков GaN(10-15) FWHM=119(1182) угл.сек., соответственно. Эти относительно узкие значения полуширин объясняются, во-первых, наличием кинетических ограничений для генерации ПД на интерфейсе AIN/6H-SiC при низкотемпературной ПА МПЭ (<750С°). Кроме того, необходимо отметить эффективное снижение плотности ПД во всех упруго-сжатых буферных слоях в результате наклона ПД, приводящего к усилению их взаимодействия между собой и переориентации в латеральную плоскость (0001), что подтверждается наблюдениями ГС с помощью ПЭМ. В результате исследований буферных слоев AIN со вставками GaN на подложках *c*-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> было установлено, что поведение инкрементальных напряжений и эффективность фильтрации ПД в этих ГС определяется, в первую очередь, толщиной вставок GaN, стехиометрическими условиями их роста, а также буферных слоев AIN и др.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №16-32-00844 мол\_а).

[1] D.V. Nechaev, P.A. Aseev, V.N. Jmerik et al. // J. Crys. Growth. 2013. V. 378 P. 319.

[2] V.N. Jmerik, A.M. Mizerov, D.V. Nechaev et al. // J. Crys. Growth. 2012. V. 354 P.188.

[3] A.E. Romanov, J. Speck // Appl.Phys. Lett. 2003. V.83 P.2569.

#### STRESS GENERATION AND RELAXATION IN (AI,Ga)N LAYERS GROWN ON 6H-SIC, Si(111) AND c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> SUBSTRATES BY PLASMA-ASSISTED MOLECULAR BEAM EPITAXY

<u>D.V. Nechaev</u>\*, V.V. Ratnikov, S.V. Troshkov, P.N. Brunkov,
 A.A. Sitnikova, P.S. Kop'ev, S.V. Ivanov and V.N. Jmerik
 \*Ioffe Institute, 26 Polytekhnicheskaya, St Petersburg 194021, Russian Federation phone: +7(812)2972245, e-mail: Nechayev@mail.ioffe.ru;

The paper describes the methods to solve issues of high threading dislocation (TD) density and film cracking in the different (Al,Ga)N-based buffer layers (BLs) grown by plasma-assisted MBE with *in situ* optical control of substrate curvature(stress). It has been shown, that quite high compressive stress in the AlN/GaN BLs grown on Si(111) and 6H-SiC substrates can compensate the tensile stress generated in these heterostructures during their after-growth cooling. X-ray diffraction analysis of the heterostructures grown on SiC(Si) substrates showed  $\omega$ -curves of GaN(0002) and GaN(10-15) reflexes with the FWHM of 292(782) and 119(1182)arcsec, respectively. It confirms existence of the kinetical limitation for generation of TDs at the interface AlN/6H-SiC due to relatively low growth temperatures (<750°C) as well as an efficient TD's reduction in all BLs. We demonstrate also that stress generation and TD filtering in AlN/*c*-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> BLs depend on stoichiometric growth conditions of both GaN interlayers and AlN BLs.

## ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ СЛОЕВ АІ<sub>х</sub>Ga<sub>1-х</sub>N И НЕМТ-СТРУКТУР НА УСТАНОВКЕ Аммиачной молекулярно-пучковой эпитаксии ste3N2 и их характеризация

<u>Е. В. Луиенко<sup>1</sup></u>, Н. В. Ржеуцкий<sup>1</sup>, А. Г. Войнилович<sup>1</sup>, И. Е. Свитенков<sup>1</sup>, Г. П. Яблонский<sup>1</sup>, С. И. Петров<sup>2</sup>, В. В. Мамаев<sup>2</sup>, А. Н. Алексеев<sup>2</sup> <sup>1</sup> Институт физики НАН Беларуси. Просп. Независимости, 68, 220072, Минск, тел. +375(017)2840419, e-mail: <u>e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by;</u> <sup>2</sup> ЗАО «НТО». Пр. Энгельса, 27, г. Санкт-Петербург;

На собранной в Институте физики НАН Беларуси установке аммиачной молекулярнопучковой эпитаксии STE3N2 были выращены эпитаксиальные слои Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N различного состава, а также HEMT-структуры. Рост всех структур осуществлялся на сапфировых подложках с использованием высокотемпературного зародышевого слоя AlN и переходных слоев AlGaN с плавно меняющимся составом по глубине. Для оценки качества выращенных структур исследовалась их фотолюминесценция (ФЛ) и характеристики стимулированного излучения при возбуждении излучением 5-й гармоники Nd:YAG лазера  $\lambda_{exc} = 216$  нм.

Выращенная серия Al<sub>x</sub>Ga<sub>1,x</sub>N слоев содержала четыре образца с толщиной активного слоя 150 нм и значениями мольной доли AlN x = 0.08, 0.33, 0.57 и 0.7. Буферная структура для всех образцов серии представляла собой слой AlGaN переменного состава с одинаковым градиентом x по глубине 0.0028 нм<sup>-1</sup>. Толщина буферного слоя при этом была различной для разных образцов. Наибольшую интенсивность ФЛ имел слой с x = 0.57 (Рис. 1, а). Температурные измерения ФЛ показали наличие у слоев Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N двух каналов безызлучательной рекомбинации. С увеличением мольной доли AlN от 0.08 до 0.7 значения энергии активации каналов безызлучательной рекомбинации монотонно возрастают от 6 до 27 мэВ и от 59 до 105 мэВ, что свидетельствует об увеличении степени локализации неравновесных носителей заряда. При этом с увеличением х происходит увеличение ширины спектра ФЛ от 70 до 190 мэВ. Слой с x = 0.33 имел стимулированное излучение на длине волны 302 нм (Рис. 1, b). Отсутствие стимулированного излучения в слоях с x = 0.57 и 0.7, имеющих более интенсивную ФЛ, объясняется большей шириной спектров спонтанной люминесценции, а также меньшей величиной фактора оптического ограничения для слоев с большим х вследствие меньшей разницы коэффициентов преломления активного и буферного слоев. Следует отметить, что для всех выращенных слоев характерна относительно высокая однородность ФЛ по пластине. Отклонение спектрального положения полосы ФЛ для разных мест на пластине составляет не более 1.5 нм, а разница интенсивности ФЛ – не более 10%.



Рис.1. Интенсивность и спектральное положение ФЛ слоев  $Al_xGa_{1-x}N$  различного состава (a); спектры излучения, измеренные с торца слоя  $Al_{0.33}Ga_{0.67}N$  при различных уровнях возбуждения, демонстрирующие наличие пика стимулированного излучения (b)

В работе исследовалась возможность формирования наномаски нитрида кремния на сапфировой подложке с использованием легирующего источника кремния для реализации бокового разрастания зародышеобразующего слоя. Были выращены две НЕМТ-гетероструктуры, активная область которых состояла из слоя GaN толщиной 150 нм и барьерного слоя Al<sub>0.33</sub>Ga<sub>0.67</sub>N толщиной 25 нм. Буферная структура представляла собой слои AlN, Al<sub>0.33</sub>Ga<sub>0.67</sub>N и Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>N, разделенные переходными слоями AlGaN переменного состава. НЕМТ-гетероструктуры отличались условиями роста зародышевого слоя. Для первой структуры высокотемпературный зародышевый слой выращивался непосредственно на подложке сапфира, для второй – на предварительно осажденном слое нитрида кремния, который служил маской, частично закрывающей поверхность подложки. Условия осаждения слоя нитрида кремния выбирались такими, чтобы его номинальная толщина соответствовала величине 0.5 монослоя. Спектр ФЛ структуры, выращенной с использованием маски нитрида кремния, оказался смещен в длинноволновую сторону и уширен по сравнению со спектром структуры, выращенной без маски (Рис. 2, *a*), что говорит об ослаблении упругих напряжений сжатия в слое GaN. Вместе с тем, для структуры, выращенной с маской, наблюдается незначительное понижение интенсивности ФЛ, что свидетельствует о возможности оптимизации параметров осаждения слоя нитрида кремния. Структура, выращенная без использования маски, имела стимулированное излучение (Рис. 2, *b*).



Рис.2. Интенсивность и спектральное положение ФЛ НЕМТ-гетероструктур выращенных с и без маски SiN (a); спектры излучения, измеренные с торца НЕМТ-гетероструктуры при различных уровнях возбуждения, демонстрирующие наличие пика стимулированного излучения (b)

Таким образом, с использованием установки аммиачной молекулярно-пучковой эпитаксии выращены структуры, имевшие стимулированное излучение в слоях AlGaN и GaN. Полученные структуры хоть и не являются рекордными по величине порогов стимулированного излучения, тем не менее, демонстрируют высокий потенциал установки и метода роста, поскольку являются фактически первыми калибровочными образцами, выращенными на установке. Показана возможность осаждения слоя нитрида кремния с использованием легирующего источника кремния для формирования маски на поверхности подложки и реализации механизма горизонтального разращивания.

# EPITAXIAL GROWTH OF Al\_xGa\_{1-x}N LAYERS AND HEMT STRUCTURES USING STE3N2 AMMONIA MOLECULAR BEAM EPITAXY SETUP AND THEIR CHARACTERIZATION

<u>E. V. Lutsenko<sup>1</sup></u>, M. V. Rzheutski<sup>1</sup>, A. G. Vainilovich<sup>1</sup>, I. E. Svitsiankou<sup>1</sup>, S. I. Petrov<sup>2</sup>, A. N. Alexeev<sup>2</sup> <sup>1</sup> Stepanov Institute of physics of NAS of Belarus. Nezalezhnasti avenue 68, 220072, Minsk, tel. +375(017)2840419, e-mail: <u>e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by</u>; <sup>2</sup> SemiTEq JSC. Engels avenue 27, Saint-Petersburg;

AlGaN layers and HEMT structures were grown on sapphire substrates using a newly built STE3N2 ammonia molecular beam epitaxy setup. The first grown structures had stimulated emission at 302 nm and 380 nm demonstrating a high potential for future improvement of their characteristics. It was shown that Si dopant source can be used for deposition of SiN nanomask to realize lateral overgrow of nucleation layer.

## СТРУКТУРА И НАПРЯЖЕНИЯ В СЛОЯХ AIGaN, Выращенных на сапфире методом аммиачной млэ

# <u>К. С.Журавлев<sup>1\*</sup></u>, А.М.Гилинский<sup>1</sup>, Т.В.Малин<sup>1</sup>, И.А.Милехин<sup>1</sup>, С.В.Трубина<sup>2</sup>, С.Б.Эренбург<sup>2</sup>, Б.Я. Бер<sup>3</sup>, В.Ю.Давыдов<sup>3</sup>, И.А.Елисеев<sup>3</sup>, Д.Ю.Казанцев<sup>3</sup>, В.В.Ратников<sup>3</sup>, А.Н.Смирнов<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН. Пр. ак. Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск, тел: (383)330-44-75, эл. почта: zhur@isp.nsc.ru

<sup>2</sup> Институт неорганической химии им. А.В.Николаева СО РАН. Пр. ак. Лаврентьева, 3, 630090,

Новосибирск

<sup>3</sup> Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН. Ул. Политехническая д. 26,

194021, Санкт-Петербург

Широкозонные и прямозонные твердые растворы AlGaN широко применяются в светоизлучающих приборах, фотодетекторах, силовых и CBЧ транзисторах. Недавнее обнаружение в слоях AlGaN с содержанием алюминия x<sub>Al</sub>>0.5 сильно легированных кремнием сверхлюминесценции, обусловленной переходами через уровни дефектов, стимулировало исследование структуры этих твердых растворов [1].

В данной работе исследовалась локальное атомное строение и структурное совершенство слоев AlGaN:Si с  $0 \le x_{Al} \le 1$ . Информация о координационных числах и длине межатомных связях получалась из измерений и анализа тонкой структуры рентгеновских спектров поглощения атомов галлия (EXAFS). Структурное совершенство слоев оценивалось с помощью дифракции рентгеновских лучей и атомно-силовой микроскопии. Исследуемые слои AlGaN толщиной 1.2 мкм выращивались методом молекулярно-лучевой эпитаксии из аммиака на подложках сапфира с буферным слоем AlN толщиной 320 нм. Содержание алюминия в слоях задавалось соотношением потоков Al/Ga в процессе роста. Легирование осуществлялось газовым источником силана, разбавленным в азоте, поток силана составлял  $F_{SiH4} = 3.0$  sccm. Концентрация атомов кремния, а также фоновых примесей (углерода и кислорода) в слоях измерялась методом вторичной ионной масс спектрометрии (BИМС) высокого массового разрешения с использованием первичных ионов Cs<sup>+</sup> при неитрализации зарядки образцов облучением их пучком электронов. Концентрация атомов кремния и кислорода лежали в диапазоне (1-2)  $10^{20}$  см<sup>-3</sup> и (2-5)  $10^{18}$  см<sup>-3</sup>. Содержание алюминия в слоях определялось с помощью спектроскопии комбинационного рассеяния свята, ИК Фурье-спектроскопии и спектроскопии оптического пропускания.

Данные EXAFS-спектроскопии показывают, что координационные числа в парах Ga–Ga и Ga– Al во второй координационной сфере линейно изменяются с содержанием алюминия в слоях AlGaN (Puc.1a), что свидетельствует о случайном расположении атомов Al в катионной подрешетке и отсутствии упорядочения и кластерообразования. Длина связей между атомами галлия и азота (R<sub>Ga-N</sub>) в первой координационной сфере, между атомами второй координационной сфере R<sub>Ga-Ga</sub> и R<sub>Ga-Al</sub> также изменяются монотонно с составом (Puc.16). Величина R<sub>Ga-Ga</sub> изменяется сильнее, чем величина R<sub>Ga-Al</sub>.



Рис.1. (а) Координационные числа Ga–Ga и Ga–Al во второй координационной сфере слоев AlGaN в зависимости от содержания алюминия; б) зависимость длины Ga–Ga и Ga–Al связей от содержания алюминия в слоях AlGaN.

Структурные характеристики и деформации в слоях AlGaN изучались методами двух и трехкристальной рентгеновской дифрактометрии (РД). Остаточные напряжения в слоях σ<sub>а</sub> рассчитывались из измерений радиуса кривизны образцов. Плотность вертикальных винтовых и краевых дислокаций оценивались в рамках модели хаотически расположенных дислокаций из ширины 0002 и 10-15 (skew-reometpus) рефлексов рентгеновской дифракции.



Рис.2. Зависимости (а) плотности вертикальных краевых и винтовых дислокаций и (б) деформации от содержания алюминия в слоях AlGaN.

Данные РД показывают, что постоянные кристаллической решетки (а и с) и плотность дислокаций монотонно зависят от состава AlGaN и эти зависимости хорошо аппроксимируются линейными функциями. В то же время, знак и величина упругих напряжений достаточно резко меняются при  $x_{Al}$ >0.5 (Рис.2). Анализ методом атомно-силовой микроскопии показал, что при  $x_{Al}$ >0.5 изменяется морфология слоев, гексагональные блоки сливаются в сплошную пленку. Вероятно, именно с этим, а не с изменением локального атомного строения AlGaN, связано измерение деформации в слоях.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (No 16-02-00175, 16-02-00018). [1] P.A.Bokhan, P.P.Gugin, Dm.E.Zakrevsky, K.S.Zhuravlev, T.V.Malin, I.V.Osinnykh, V.I.Solomonov and A.V.Spirina. J. Appl. Phys., **116**, 113103 (2014). [2] M.A.Moram and M.E.Vickers. Rep. Prog. Phys., **72**, 036502 (2009).

# STRUCTURE AND STRAIN IN AIGaN LAYERS GROWN ON SAPPHIRE BY AMMONIA MBE

<u>K. S. Zhuravlev<sup>1</sup></u>, A.M.Gilinsky, T.V.Malin<sup>1</sup>, I.A.Milekhin<sup>1</sup>, S.V.Trubina<sup>2</sup>, S.B.Erenburg<sup>2</sup>,
 <u>B.Ya.Ber<sup>3</sup></u>, V.Yu.Davydov<sup>3</sup>, I.A.Eliseev<sup>3</sup>, D.Yu.Kazantsev<sup>3</sup>, V.V.Ratnikov<sup>3</sup>, A.N.Smirnov<sup>3</sup>
 <sup>1</sup> A.V.Rzhanov Institute of Semiconductor Physics of SB RAS, 13, Lavrentiev avenue, 630090,

Novosibirsk, +7(383)330-44-75, e-mail: zhur@isp.nsc.ru

<sup>2</sup> Nikolaev Institute of Inorganic Chemistry, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 3, Lavrentiev avenue, 630090, Novosibirsk

<sup>3</sup> Ioffe Physical Technical Institute of the Russian Academy of Sciences, 26 Polytekhnicheskaya str., 194021, St. Petersburg

Due to the wide and direct gap AlGaN alloys have a wide application in light emitting diodes, photodetectors, power and ultra-high frequency transistors. Recent finding of super-radiance in heavily silicon doped AlGaN with aluminum content  $x_A > 0.5$  stimulate the studies of alloys structure. Silicon-doped AlGaN layers were grown by ammonia molecular beam epitaxy using silane as a Si source. Extended X-ray absorption fine structure above the Ga–K edge has been used to study the local atomic structure of alloys. High-resolution X-ray diffractometry was utilized to measure the sample curvature and lattice parameters (*a* and *c*), and to estimate the density of threading dislocation in layers. Composition dependences of the Ga–Ga and Ga-Al bond length, lattice parameters and density of threading dislocation are monotonous, whereas the value and sign of strain are abruptly changed at  $x_{Al} > 0.5$ . It is assumed that these changes are likely due to widening and merging of growth column than because of evolution of local atomic structure of alloys.

#### ЛЕГИРОВАНИЕ GaN МАГНИЕМ В АММИАЧНОЙ МЛЭ

<u>К. С. Журавлев<sup>1\*</sup></u>, Т.В. Малин<sup>1</sup>, В.Г. Мансуров<sup>1</sup>, Ю.Г. Галицын<sup>1</sup>, Д.Ю. Протасов<sup>1</sup>, Б.Я. Бер<sup>2</sup>, В.Ю. Давыдов<sup>2</sup>, Д.Ю. Казанцев<sup>2</sup>, В.В. Ратников<sup>2</sup>, А.Н. Смирнов<sup>2</sup>, И.А. Елисеев<sup>2</sup> <sup>1</sup>Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, пр. академика Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск, тел: (383)330-44-75, эл. почта: <u>zhur@isp.nsc.ru</u> <sup>2</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе, ул. Политехническая д. 26, 94021, Санкт-Петербург.

Слои GaN легированные магнием (GaN:Mg) активно используются для разработки новых мощных светодиодов, лазеров, видимо-слепых и солнечно-слепых фотоприемников и других устройств оптоэлектроники. Ранее, при исследовании процессов легирования GaN магнием, было обнаружено в условиях *ex situ*, что при повышении концентрации Mg, наряду с образованием акцепторов, возможно образование фазы Mg<sub>3</sub>N<sub>2</sub>[1].

Данная работа посвящена комплексному исследованию эпитаксиальных слоев GaN:Mg, выращенных на слое (0001)AlN методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии. При исследовании эпитаксиального роста *in situ* методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО) было обнаружено, что при увеличении потока Mg выше определенного критического значения в ДБЭО картине GaN действительно появляются новые рефлексы (смотри Рис.1b), связанные с образованием фазы Mg<sub>3</sub>N<sub>2</sub> с периодичностью 2.8-2.9 A [1,2].





Рис.1. Дифракционные картины от поверхностей (a) нелегированного GaN с реконструкцией (2x2); (b) при легировании потоком Mg (образец №1051 - 75 %).

Образцы GaN:Mg исследовались также методами ВИМС, ДРЛ, Рамановской спектроскопией, фотолюминесценцией (ФЛ), концентрация дырок измерялась с помощью эффекта Холла.



Рис.2. (a) Профиль концентрации в образце GaN:Mg/AlN при потоке Mg 20%; (b) то же при потоке Mg 75%; (c) зависимость концентрации дырок от величины потока Mg; (d) зависимость концентрации дырок от концентрации Mg атомов в GaN, измеренных ВИМС.

На зависимостях Рис.2, видно, что при увеличении потока Mg на ростовую поверхность количество встроенного магния растет, и как следствие, концентрация дырок растет, но при достижении порогового значения концентрация дырок резко падает. Такое поведение согласуется с образованием новой фазы  $Mg_3N_2$  и свидетельствует о том, что образование преципитатов  $Mg_3N_2$  конкурирует со встраиванием магния в галлиевые узлы кристаллической решетки GaN, то есть с образованием акцепторных состояний.



Рис.3. Рамановские спектры GaN:Мg при различных потоках Mg.

Рамановские спектры так же подтверждают немонотонное поведение линий Mg (Рис.3). Наблюдалось гашение акцепторной ФЛ при избыточном увеличении концентрации Mg в слоях GaN, а так же увеличение плотности краевых и винтовых дислокаций в ДРЛ (Рис.4).



Рис.4. (а) Спектры ФЛ; (б) плотность дислокаций.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (№ 17-52-52025, 16-02-00018). ВИМС измерения выполнялись в ЦКП "Материаловедение и диагностика в передовых технология" (ФТИ им. А.Ф. Иоффе), поддерживаемом Минобрнауки России.

[1] P. Vennegues, et al, Phys. Rev. B, 68 (2003) 235214.

[2] C.M.Fang, R.A. Groot, R.J. Bruls, H.T. Hintzen, G. de With, J. Phys: Condens. Matter 11 (1999) 4833

# Mg-DOPED GaN GROWN BY AMMONIA MBE

<u>K. S. Zhuravlev<sup>1</sup></u>, T.V.Malin<sup>1</sup>, V.G.Mansurov<sup>1</sup>, Yu.G.Galitsyn<sup>1</sup>, D.Yu.Protasov<sup>1</sup>, **B.Ya. Ber<sup>2</sup>**, V.Yu. Davydov<sup>2</sup>, D.Yu. Kazancev<sup>2</sup>, V.V.Ratnikov<sup>2</sup>, A.N. Smirnov<sup>2</sup>, I.A. Eliseev<sup>2</sup> <sup>1</sup> A.V.Rzhanov Institute of Semiconductor Physics of SB RAS, Lavrentiev avenue, 13, 630090, Novosibirsk, +7(383)330-44-75, e-mail: zhur@isp.nsc.ru <sup>2</sup> Ioffe Institute, Politekhnicheskaya, 26, 194021, St Petersburg

In the present work Mg-doping of the GaN films by ammonia MBE was investigated.  $Mg_3N_2$  phase formation for high Mg doping flux (at Mg concentration  $\sim 10^{20}$  cm<sup>-3</sup>) was observed. The GaN:Mg films were investigated by RHEED, XRD, SIMS, PL, Raman spectroscopy. Concentration of holes was measured by Hall effect.

## СЕЛЕКТИВНЫЙ РОСТ НАНОКОЛОНН С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ InGaN/GaN НА ПАТТЕРНИРОВАННЫХ ПОДЛОЖКАХ САПФИРА МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-АКТИВИРОВАННОЙ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИИ

<u>В.Н. Жмерик</u>\*, Д.В.Нечаев, Н.В. Кузнецова, Т.В.Шубина, Д.А. Кириленко, А.В. Нащекин, В.Ю.Давыдов, А.Н. Смирнов, И.А. Елисеев, С.В. Иванов

\*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе. Политехническая ул. 26, 194021, Санкт-Петербург тел. +7(812) 292-7124, e-mail: jmerik@pls.ioffe.ru

Наноколонны (НК) с квантовыми ямами (КЯ) со структурой «ядро-оболочка» или квантовыми дисками перспективны для создания новых высокоэффективных источников электромагнитного излучения в широком спектральном диапазоне, разработки источников одиночных фотонов и др. При этом наилучшие результаты достигаются при упорядоченном расположении НК, что реализуется с помощью различных методов их селективного роста с использованием электронно-лучевой литографии, нанопечати, сфокусированного ионного пучка и т.д. [1]. С другой стороны, в производстве светоизлучающих приборов на основе III-нитридов все более широкое распространение находят паттернированные подложки с различным профилем поверхности – от микроконусов до микросфер, применение которых позволяет, во-первых, увеличить эффективность вывода излучения через непланарную поверхность подложки и, кроме того, при использовании таких подложек, как правило, наблюдается существенное снижение плотности прорастающих дислокаций. В докладе рассматривается новое применение паттернированных подложек с микроконусной морфологией поверхности (т.е. подложек, имеющих как полярные, так полуполярные плоскости на поверхности), целью которого является достижение с помощью плазменно-активированной молекулярно-пучковой эпитаксии (ПА МПА) селективного роста азот-полярных НК с дискообразными КЯ In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN (x~0.2-0.3) без использования каких-либо постростовых литографических методов.

Образцы выращивались на установке ПА МПЭ с использованием коммерческих паттернированных подложек *с*-сапфира с высотой и диаметром микроконусов 1.7 и 3.5 µм, соответственно, при расстоянии между их вершинами 5.9 µм. Подложки отжигались и нитридизовались при температуре подложки  $T_{S}$ ~780°C. Образцы GaN выращивались с использованием двухстадийных процесов, в которых сначала формировались зародышевые слои AlN или GaN с номинальной толщиной  $d_N$ ~100 нм в различных стехиометрических условиях с соотношением ростовых потоков  $F_{III}/F_N=0.4-2$  при температуре  $T_S$ ~780°C, а затем проводился рост слоев или HK GaN с номинальной толщиной  $d_N$ ~100 нм в различных стехиометрических условиях с соотношением ростовых потоков  $F_{III}/F_N=0.4-2$  при температуре  $T_S$ ~780°C, а затем проводился рост слоев или HK GaN с номинальной толщиной  $d_N$ ~100 нм  $d_N=1$  µм при различных температурах  $T_S$ ~650-760°C и стехиометрии роста: либо при единичных ( $F_{Ga}/F_N=1$ ), либо при азот-обогащенных ( $F_{Ga}/F_N=0.2$ ) условиях роста. Для роста KЯ In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN (x~0.2) с толщиной ~3 нм использовались относительно низкие температуры подложки  $T_S$ ~600°C. ГС исследовались с помощью растрового и просвечивающего электронных микроскопов, а также высокоуглового кольцевого темнопольного сканирующего просвечивающего микроскопа (HAADF STEM). Спектры микрофотолюминесценции ( $\mu$ -ФЛ), возбуждавшейся с помощью излучения лазера с длиной волны 442 нм и диаметром области возбуждения до ~1µм, измерялись при комнатной температуре.

В первых экспериментах по росту GaN на паттернированных подложках с использованием AlN зародышевых слоях, было обнаружено формирование слоев при единичных или металлобогащенных условий ( $F_{\text{Ga}}/F_{\text{N}} \ge 1$ ) и рост НК в случае азот-обогащенных условиях ( $F_{\text{Ga}}/F_{\text{N}} \le 1$ ). Важно, что во всех случаях наблюдалось однородно распределение толщин (высот) слоев (НК) по всей поверхности подложки, как показано на Рис.1а. Однако, картина резко менялась при использовании GaN зародышевых слоев, выращенных при металл-обогащенных условиях, - в этом случае при использовании на стадии основного роста азот-обогащенных условий наблюдался селективный рост одиночных НК практически на каждой вершине микроконусов, как показано на Рис.1b, с. При этом наблюдавшаяся высота этих НК (около 1µм) примерно в три раза превышала номинальную толщину слоя, которая в использовавшихся азот-обогащенных условиях роста определяется потоком Ga и наблюдалась для НК, выросших на плоских участках подложки. Это говорит о том, что на поверхности с полуполярной ориентацией имеется сильный массоперенос в направлениях к участкам поверхности с полярной ориентацией – к вершинам и основаниям микронусов, что отчетливо наблюдается на РЭМ изображении (Рис.1с). Дополнительные исследования НК с помощью ПЭМ и НААDF STEM подтвердили наличие InGaN квантовой ямы в НК GaN, имевшей форму диска, как показано на Рис.1d. Такая форма ямы вместе плоскими вершинами НК позволяет утверждать об их азотной полярности, что было подтверждено контрольным травлением образцов в КОН. Этим же методом была подтверждена Ga-полярная ориентация GaN слоев и НК, неселективно выращенных на AlN зародышевых слоях.



Рис.1. РЭМ изображения НК GaN, выращенных на зародышевом слое AlN/µc-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*a*) и одиночных НК, выращенных на вершинах микроконусов Si с GaN(000Ī) зародышевым слоем (*b,c*). HAADF STEM (*d*) и ПЭМ (*e*) изображения верхней части одиночной НК с КЯ In<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N(3nm)/GaN. (*f*) - Спектр µ-ФЛ КЯ, измеренный на плоской поверхности паттернированной подложки с НК (на вставке приводится распределение интенсивности µ-ФЛ по поверхности этого образца).

Наблюдавшиеся явления можно объяснить относительно низкой поверхностной энергией кристаллографической плоскости (000І) по сравнению с аналогичными энергиями для полуполярных плоскостей при любых стехиометрических условиях роста, рассчитанных в [1]. Согласно этим же расчетам энергия Ga-полярной поверхности не является минимальной и поэтому в этом случае массопереноса не наблюдается. Кроме того необходимо отметить достаточно высокие поверхностные подвижности адатомов Ga и In по полуполярным поверхностям микроконусов и неполярным (*m*-) поверхностям HK, обеспечившие значение диффузионной длины не менее ≥1µм.

Измерения спектров µ-ФЛ подтвердили селективный характер роста НК на паттернированной поверхности с-сапфира – показанный на Рис.1f спектр, соответствующий излучению из КЯ InGaN/GaN, наблюдался лишь вне микроконусов на плоских участках подложки. При этом µ-ФЛ из областей подложки с полуполярной ориентацией отсутствовала во всем спектральном диапазоне.

Таким образом, в работе продемонстрирован новый метод реализации селективного роста азотполярных НК с КЯ InGaN/GaN на паттернированных подложках *с*-сапфира.

Работа выполнена при поддержке РФФИ.

[1] K. Kishino, H.Sekiguchi, A.Kikuchi // J. Crys. Growth. 2009. V. 311 P. 2063

[2] H. Li, L. Geelhaar, H.Riechert // Phys.Rev. Lett. 2015. V.11 P.085503.

# SELECTIVE GROWTH OF NANORODS WITH QUANTUM WELLS INGAN/GAN ON PATTERNED SAPPHIRE SUBSTRATES BY PLASMA-ASSISTED MBE

<u>V.N. Jmerik\*</u>, D.V. Nechaev, N.V. Kuznetsova, T.V.Shubina, D.A.Kirilenko, A.V. Nashekin, V.Yu. Davydov, A.N.Smirnov, I.A. Eliseev, S.V. Ivanov

\*Ioffe Institute, 26 Polytekhnicheskaya, St Petersburg 194021, Russian Federation phone: +7(812)2972245, e-mail: jmerik@pls.ioffe.ru;

The paper describes a new method to implement a selective area growth of N-polar GaN nanorods with quantum wells  $\ln_x Ga_{1,x} N/GaN$  (*x*~0.2) by using two-stages plasma-assisted molecular beam epitaxy of the nanostructures over the patterned sapphire substrates with the  $\mu$ -cones. It has been found that the best selective growth occurs with GaN(000Ī) nucleation layers grown by the migration enhanced epitaxy, while the strongly N-riched growth conditions have to be applied for subsequent selective growth of the nanorods. The obtained results are explained by the different surface energies for polar (*c*-) and semi-polar planes existing at the patterned sapphire substrates.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК НИТРИДА БОРА МЕТОДОМ ГАЗОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИ

О.Р. Абдуллаев, А.В. Алуев, Ю.Л. Ахмеров, Д.М. Жигунов, М.В. Закусов, <u>Н.В. Коурова,</u> М.В. Меженный, А.А. Чельный

> AO «Оптрон», ул. Щербаковская, д.53, 105187, г. Москва. тел. +7(495)3660174; +7(495)3692301 e-mail: lab351@mail.ru; koyr21@gmai.com

Благодаря своим уникальным свойствам (высокой химической стойкости, термостойкости,

Благодаря своим уникальным своиствам (высокой лимической стоякости, термостоякости, большой ширине запрещённой зоны) [1], нитрид бора представляет значительный научный интерес и является перспективным материалом для создания новых приборов опто- и микроэлектроники, способных работать в экстремальных условиях повышенных температур и спецвоздействий [2,3].

В настоящей работе исследована возможность получения пленок монокристаллического нитрида бора методом газофазной эпитаксии, а также изучено влияние технологических параметров процесса на свойства и качество эпитаксиальных слоев. Выращивание пленок проводилось на установке с горизонтальным трубчатым кварцевым реактором при пониженном давлении 80 мм.рт.ст. В качестве прекурсоров использовались триэтилбора и аммиак, а в качестве газа-носителя - водород. При нагреве графитового подложкодержателя ВЧ-генератором до температур более 1100 <sup>0</sup>С начинался процесс роста пленки, брутто-реакцию которого можно записать следующим образом:

$$(C_2H_5)_3B + NH_3 = BN + 3C_2H_6$$

В качестве подложек использовались сапфир Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ориентации (0001) и карбид кремния SiC ориентации (0001).

Толщину исследуемых образцов пленок BN определяли методом сканирующей электронной микроскопии (рис. 1).



Рис. 1 – Микрофотография скола пленки BN на подложке SiC

В ходе экспериментов устанавливались зависимости скорости роста пленки BN от основных параметров процесса: температуры эпитаксиального роста (рис. 2) и соотношения компонентов V и III группы (рис. 3).



Рис. 2 – График зависимости скорости роста пленки от темперартуры



Рис. 3- График зависимости скорости роста пленки от соотношения компонентов V и III

Шероховатость поверхности получаемых образцов составляла около 0,117 мкм (база измерений 3 мкм) и определялась с помощью атомно-силовой микроскопии.

На рис. 4 представлен результат исследований пленок методом рентгеновской дифрактометрии. Видно, что пленки имеют гексагональную модификацию, которая подтверждалась и методом Рамановской спектроскопии (рис. 5).



BN и чистой подложки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>



Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SiC

Таким образом, в настоящей работе показана возможность выращивания пленок нитрида бора гексагональной модификации на подложках сапфира и карбида кремния методом газофазной эпитаксии с использованием триэтилбора и аммиака в качестве прекурсоров. Показано, что с увеличением температуры и с увеличением соотношения компонентов V/III скорость роста суперлинейно возрастает.

- 1. A. Bendeddouche, R. Berjoan, E. Beche, e. a. J. Appl. Phys., v.81 (1997) p.6147-6154.
- 2. L.C. Chen, CT. Wu, J.-J. Wu, e. a. J. ModernPhys., v.14 (2000) p.333-348.
- 3. L.F.He, J.Shirahata, H.Suematsu, e. a. J. Materials Letters., v.117 (2014) p. 120–123.

## EPITAXIAL GROWTH OF BN LAYERS ON Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> AND SiC SUBSTRATES BY MOCVD

O.R. Abdullaev, A.V. Aluev, Y.L. Akhmerov, D.M. Zhigunov, M.V. Zakusov, <u>N.V. Kourova</u>, M.V. Mezhennyi, A.A. Chelny Join Stock Company «Optron». 53, Scherbakovskaya Str.,105187, Moscow, Russia.

Tel: +7(495)3660174; +7(495)3692301

e-mail: lab351@mail.ru; koyr21@gmail.com

Single-crystal boron nitride BN epitaxial layers were successfully grown on (0001) oriented sapphire and silicon carbide substrates in horizontal MOCVD reactor at low pressure 80 Torr. Triethylboron and ammonia were used as precursors, and hydrogen was used as the carrier gas. All layers had hexagonal crystal modification according X-ray and Raman measurements. Dependences of growth rate vs growth temperature and V/III ratio were investigated. It was shown that with increase in temperature and with increase in a V/III ratio growth rate increased superlinary.

### ИССЛЕДОВАНИЕ РОСТА Si₃N₄ В РЕАКТОРЕ ДЛЯ МОС-ГИДРИДНОЙ ЭПИТАКСИИ III-N СТРУКТУР

Е.Е. Заварин<sup>1,2</sup>, В.В.Лундин<sup>\*1,2</sup>, А.В. Сахаров<sup>1,2</sup>, П.Н.Брунков<sup>2</sup>, А.Ф. Цацульников<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> НТЦ Микроэлектроники РАН, Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия <sup>2</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия \* a mail. budie изгодори (2000) (2

\* e-mail: lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

Нитрид кремния (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) уже много десятилетий используется в качестве диэлектрика в полупроводниковых технологиях. Последние годы стало де-факто стандартом производить осаждение тонких слоев Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> на поверхность III-N транзисторов непосредственно после завершения основного эпитаксиального процесса в том же реакторе, в котором выращивалась гетероструктура. Этот же материал успешно используется для маскирования поверхности при селективной эпитаксии [1] и для модификации вольт-амперных характеристик переходов металл – (туннельно-прозрачный диэлектрик) – GaN [2]. Однако, особенности процесса нанесения Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> в реакторах, исходно разработанных для МОС-гидридной эпитаксии III-N соединений, в литературе не описаны.

С одной стороны, осаждение Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> в результате химической реакции между силаном и аммиаком при высокой температуре («пиролитический Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>») – давно известный процесс. III-N и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> являются «технологически родственными материалами»: для их синтеза используются одни и те же прекурсоры (моносилан – основной прекурсор для Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> – является стандартным легирующим прекурсором для III-N, аммиак является основным прекурсором в обоих случаях), осаждение происходит в пересекающемся интервале температур и давлений. Поэтому осаждение Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> в III-N реакторе не должно вызывать существенных проблем.

С другой стороны, технология пиролитического осаждения Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> давно уступила место низкотемпературным технологиям, основанным на плазменной активации (PCVD). Доступные данные о чисто термическом процессе синтеза Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> являются устаревшими. Соответствующие исследования производились на оборудовании совсем другого класса герметичности с использованием материалов совсем другого уровня чистоты. Не стоит упускать из виду и то, что III-N реакторы оптимизируются все-таки для роста III-N материалов. Таким образом, данные исследования имеют очевидный смысл.

Исследования процесса осаждения Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> производились в МОГФЭ установке Dragon-125 с индуктивно-нагреваемым горизонтальным реактором вместимостью 3 подложки диаметром 2 дюйма или одна диаметром 100мм. Скорость роста и ее однородность по поверхности подложек определялась по данным многоточечной системы *in-situ* измерении оптического отражения.

Установлено, что практически значимый диапазон условий соответствует переходу от кинетическик диффузионно-лимитированным условиям. В основном рабочем интервале температур 950-1150 °C для характерных скоростей осаждения 0.2-2 мкм/час скорость осаждения прямо пропорциональна концентрации моносилана. При снижении температуры скорость осаждения падает. В частности, при неизменных условиях в реакторе она уменьшается с 1.6 мкм/час при температуре 1050 °C до 0.3 мкм/час при 800 °C. Это значение все еще достаточно для практических применений (например пассивация InAlN/GaN HEMT [3]). Помимо концентрации моносилана и температуры скорость осаждения зависит также в существенно меньшей, но заметной степени от концентрации аммиака. Более подробные данные будут представлены в докладе.

Исследования слоев Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, осажденных на поверхности эпитаксиальных слоев GaN, показали, что слои Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> являются аморфными. Их сплошность достигается, видимо, практически сразу после формирования первого монослоя. При толщине Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ~5 нм морфология его поверхность полностью повторяет морфологию поверхности нижележащего GaN (четкая картина моноатомных ступеней). Даже при достижении толщины Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 500 нм его поверхность остается гладкой, с непланарностью ~2-2.5 нм и некоторым наследованием особенностей рельефа нижележащего GaN.

Осажденные вышеописанным способом слои Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> имеют, как и ожидалось, высокую химическую стойкость. Например, в концентрированной плавиковой кислоте скорость их травления составляет сотни нанометров в час, то есть селективность по отношению к PCVD Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> или SiO<sub>2</sub> очень высока. При этом данный Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> хорошо травится в плазме SF<sub>6</sub>.

Исследования были поддержаны РФФИ (16-02-01013).

[2] А.В.Сахаров и др., материалы данной конференции

[3] А.Ф. Цацульников и др., ФТП 50 (10) 1401 (2016)

<sup>[1]</sup> В.В. Лундин и др., ПЖТФ 41 (20) 74 (2015)

# STUDY OF Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> DEPOSITION IN III-N MOVPE REACTOR

*E.E. Zavarin<sup>1,2</sup>, W.V. Lundin<sup>1,2</sup>, A.V. Sakharov<sup>1,2</sup>, P.N.Brunkov<sup>2</sup>, A. F. Tsatsulnikov<sup>1,2</sup>* Scientific and Technological Center for Microelectronics and Submicron Heterosctructures of the Russian

Academy of Science, St-Petersburg, Russia

<sup>2</sup> Ioffe Institute, St-Petersburg, Russia

\* e-mail: lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

Deposition of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> on the surface of III-N epitaxial structures in the same MOVPE reactor as the last step of the whole structure formation process (so-called "in-situ Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>") is a widely used but poorly studied process. Both peculiarities of this process and properties of the resulting Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> layers will be presented.

It was revealed that the conditions, typical for the last steps of III-N MOVPE process for Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> corresponds to the transition from the kinetically-limited to diffusion limited deposition. Thus deposition rate depends on both SiH<sub>4</sub> concentration and temperature as well as on ammonia concentration (the last is less pronounced).

Typical deposition rates in our experiments have varied from 0.3 um/h at 800 °C to 1-2.5 um/h at 950-1150 °C. At high temperature deposition rate is proportional to SiH<sub>4</sub> flow. Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> layers deposited on GaN epilayers are continuous from single-monolayer thickness. Surface morphology of thin (5 nm) Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> layers replicate surface of GaN, and even very thick layers (~500 nm) are very smooth, with peak-to-valley distance ~2-2.5 nm. Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> layers are amorphous and demonstrate high chemical stability typical for highquality Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

# СИНТЕЗ ПЛЕНОК ФЕРРИТОВ-ГРАНАТОВ НА ПОВЕРХНОСТИ GaN

<u>А.И. Стогний<sup>1</sup></u>\*, Н.Н. Новицкий<sup>1</sup>, Е.В. Луценко<sup>2</sup>, В.А. Кецко<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ГНПО «Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению», П. Бровки, 19, 220072, г. Минск, ул., тел. +375(17)2841306, e-mail: stognij@ifttp.bas-net.by;

<sup>2</sup>Институт физики им. Б.И. Степанова НАН Беларуси, пр. Независимости, 68,

220072, г. Минск;

<sup>3</sup>Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова Российской академии наук. Ленинский проспект, 31, 119991, Москва;

Проблема синтеза пленок многокомпонентных металлооксидов на подложках коммерчески доступных полупроводников представляет интерес с практической и фундаментальной точек зрения. Это связано в первом случае с рекордными магнитооптическими и СВЧ характеристиками, которыми обладают пленки феррит-гранатов, а во втором- с рассогласованием пленок и подложек по постоянным кристаллической решетки, коэффициентам термического расширения и другим характеристикам. Следовательно, пленки могут кристаллизоваться только в поликристаллическом виде. Для получения рабочих структур микроэлектроники, пленки должны неоднократно подвергаться внешним операционным воздействиям, при которых исходные свойства из-за рассогласования со свойствами подложки будут только деградировать. При этом можно аппроксимировать, что чем более совершенна пленочная структура на несогласованной подложке, тем более она напряжена и склонна к сильной деградации. Таким образом, синтез ненапряженных пленок феррит-гранатов, мало деградирующих в операциях постростовой обработки, представляется более перспективным на поверхности пленок GaN, которые характеризуются высокой химической инертностью и значительными концентрациями ростовых дефектов различной природы происхождения. Предварительные данные [1-3] показывают перспективность получения пленок ферритов на поверхности GaN, которые после операций постростовой обработки мало деградируют и сохраняют выходные параметры, востребованные для разработки действующих устройств. Здесь наиболее актуальной остается задача снижения температуры кристаллизации.

Пленки ферритов-гранатов толщиной от 20 до 200 нм были получены методом ионнолучевого распыления, следуя усовершенствованной методике, описанной ранее в [1]. Компактированные мишени керамики состава Y<sub>3</sub>Fe<sub>5</sub>O<sub>12</sub> или Bi<sub>3</sub>Fe<sub>5</sub>O<sub>12</sub> распылялись пучком ионов кислорода с энергией 1600 эВ и плотностью тока 0,25 мА/см<sup>2</sup> при рабочем давлении кислорода менее 0,2 Па и предельном вакууме лучше 0,03 Па. Для обеспечения соответствия катионного состава мишени и осаждаемого материала мишень предварительно распылялась в указанных режимах на сменяемую заслонку в течение 180 мин. Поток распыляемого материала при комнатной температуре осаждался с неравномерностью менее 10% на поверхность доступных подложек GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ориентацией (100) площадью до 10 квадратных сантиметров со скоростью осаждения примерно 1.8 нм/мин. Предварительно на поверхности подложек формировался аморфный слой оксида алюминия толщиной до 20 нм. Кристаллизация пленок производилась в процессе отжига образцов в вакууме не хуже 10 Па в течение 5...10 минут при температуре 720...750°С с последующим равномерным охлаждением до 400°С в течение 100 минут. Рабочим газом служила смесь азот 80% +кислород 20%. Данная двухстадийная специфика синтеза пленок ферритов позволяет предотвратить формирование сквозной сетки трещин и областей отслоения в условиях неэпитаксиального характера синтеза [1-2].

На рис.1 показана рентгенодифрактограмма пленки  $Y_3Fe_5O_{12}$  толщиной около 200 nm на подложке GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Рентгенофазовый анализ выполнялся на дифрактометре ДРОН–3 в CuK $\alpha$  – излучении с шагом по углу 0,03 градуса и временем набора информации в точке 4с. Пленка является однофазной, характеризуется структурой феррит-граната. Согласно микроскопическим данным пленки имели однородную поверхность и характерирует, что пленки являются сплошными и однородными в интервале толщин 20...200 нм, отсутствует видимое размытие интерфейсной области пленка-подложка, которое могло бы быть вызвано диффузионными процессами при отжиге, не фиксируются какие-либо проколы в области границ и сквозные трещины (станция FIB Helios NanoLab 600, FEI Company, United States).



Рис. 1. Рентгенодифрактограмма плёнки  $Y_3Fe_5O_{12}$  толщиной около 200 нм на подложке GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,  $\nabla$  – рефлексы от подложки.

Работа частично поддержана совместным проектом РФФИ-БРФФИ № Ф14Р-085.

- [1] Г.Д. Нипан, А.И. Стогний, В.А. Кецко Успехи химии. 81, 458 (2012).
- [2] A. I. Stognij, L. V. Lutsev, V. E. Bursian, and N. N. Novitskii JAP. 118, 023905 (2015).
- [3] A. Stognij, L. Lutsev, N. Novitskii, A. Bespalov, O. Golikova, V. Ketsko, R. Gieniusz and A. Maziewski J. Phys. D: Appl. Phys. 48, 485002 (2015).

# SYNTHESIS OF FERRITE-GARNET FILMS ON GaN SURFACE

<u>A.I. Stognij</u><sup>\*</sup>, N.N. Novitski<sup>1</sup>, E.V. Lutsenko<sup>2</sup>, V.A. Ketsko<sup>3</sup>
 <sup>1</sup>SSPA "Scientific-Practical Materials Research Centre of NAS of Belarus", P.Brovki str. 19, 220072, Minsk. phone +375(17)2841306, e-mail: stognij@ifttp.bas-net.by;
 <sup>2</sup>Stepanov Institute of Physics, National Academy of Sciences of Belarus, Nezavisimosti Ave, 68, 220072, Minsk;
 <sup>3</sup>Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry, Russian Academy of Sciences. Leninsky prospect, 31, 119991, Moscow;

Good quality  $Y_3Fe_5O_{12}$  and  $Bi_3Fe_5O_{12}$  films 20...200 nm thick were prepared by ion-beam sputtering on GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> substrates. Reactions that can occur between the interfaces during its crystallization in the range 720...750°C are minimized.

#### ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА ПЛЕНОК Mg(Fe0.8Ga0.2)2O4 НА ПОДЛОЖКАХ GaN

<u>О.Н. Кондратьева<sup>1</sup></u>\*, А.И. Стогний<sup>2</sup>, Н.Н. Новицкий<sup>2</sup>, А.В. Беспалов<sup>3</sup>, О.Л. Голикова<sup>3</sup>, Г.Е. Никифорова<sup>1</sup>, М.Н. Смирнова<sup>1</sup>, В.А. Кецко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова Российской академии наук.

Ленинский проспект, 31, 119991, Москва

тел. +7(915)4356323, e-mail: <u>ol.kondratieva@gmail.com;</u>

<sup>2</sup> Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению. ул. П. Бровки, 19, 220072, Минск

<sup>3</sup> Московский технологический университет (МГТУ МИРЭА). Проспект Вернадского, 78, 119454, Москва

В настоящее время интенсивно развивается направление исследований, связанное с созданием высокочастотных и сверхмощных электронных устройств с использованием GaN и его твердых растворов. Указанные материалы характеризуются высокой радиационной и химической стойкостью, а также высокой теплопроводностью и термической стабильностью. В связи с этим синтез пленок магнитного полупроводника состава  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  ( $T_c \approx 490$  K) на подложках GaN дает возможность разработать высокочастотные приборы, функционирующие в агрессивных средах и при высоких температурах [1-2]. В настоящее время пленки  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  с характеристиками, сопоставимыми с объемными аналогами, получены только на подложках Si [3]. В тоже время сведений о получении пленок  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  на подложках GaN в литературе не обнаружено.

В работе описан синтез пленок  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  на поверхности пленок GaN, выращенных на подложках лейкосапфира с ориентацией (100). Керамические образцы состава  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  были получены пирогидролитическим методом синтеза [3]. Пленки  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  толщиной 340 нм на подложках GaN, которые непосредственно перед осаждением подвергались финишной планаризации поверхности, получены методом ионно-лучевого распыления по методике, описанной в [4]. Компактированные мишени керамики состава  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  распылялись высокоэнергетическим пучком ионов кислорода при ускоряющем напряжении 1.4–1.6 кВ и плотности тока пучка ионов кислорода от 0.2 до 0.3 мА/см<sup>2</sup> при рабочем давлении кислорода менее 0.4 Ра. Поток распыляемого материала пленки при комнатной температуре осаждался со скоростью ~2.25 нм/мин. Кристаллизация пленок  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  проводилась в процессе отжига образцов на воздухе в течение 40 минут при температуре 1173 К.

Особое внимание в докладе уделено анализу возможных взаимодействий между компонентами гетероструктуры, протекающих в процессе ее кристаллизации. При этом рассмотрены также возможные взаимодействия Mg(Fe<sub>0.8</sub>Ga<sub>0.2</sub>)<sub>2</sub>O<sub>4</sub> и GaN с оксидом алюминия, который использовался для уменьшения шероховатости поверхности GaN непосредственно перед напылением пленок. С целью сопоставления результатов теоретической оценки  $\Delta_r G^{\circ}(T)$  с экспериментальным исследованием, был проведен отжиг эквимолярной смеси порошков  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_{,2}O_{4}$  и  $Al_{2}O_{3}$  в течение 30 и 60 минут на воздухе при температурах 973, 1073 и 1173 К. Режим отжига порошков был выбран исходя из того, что оптимальное время и температура кристаллизации пленок Mg(Fe<sub>0.8</sub>Ga<sub>0.2</sub>)<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, ранее полученных на Si, составили ~ 30 минут и 1173 К соответственно [2]. В совокупности полученные нами экспериментальные данные удовлетворительно согласуются с результатами теоретического расчета. Следует также отметить, что иногда результаты расчетов процессов взаимодействия для объемных материалов могут существенно отличаться от «ожидаемых» в случае с пленочными материалами. Очевидно, что в пленочных гетероструктурах относительно большая доля атомов находится на поверхности и на межфазных границах, что может приводить к дополнительным энергетическим вкладам, активирующим микроструктурные изменения, нехарактерные для соответствующих объемных систем.

На рис. *1а* представлено РЭМ-изображение поверхности свеженапыленной пленки Mg(Fe<sub>0.8</sub>Ga<sub>0.2</sub>)<sub>2</sub>O<sub>4</sub> толщиной 340 нм на предварительно сглаженную подложку GaN. Очевидно, что свежеосажденный слой Mg(Fe<sub>0.8</sub>Ga<sub>0.2</sub>)<sub>2</sub>O<sub>4</sub> является сплошным и однородным. В процессе кристаллизации пленки при температуре 1173 К (рис. *1b*) сплошность слоя Mg(Fe<sub>0.8</sub>Ga<sub>0.2</sub>)<sub>2</sub>O<sub>4</sub> нарушается. Наблюдается невысокая сплошность кристаллизовавшегося слоя (эквивалентной плотностью менее 0.9 от объемного аналога).

По-видимому, это происходит из-за достаточно высокой температуры кристаллизации пленки Mg(Fe<sub>0.8</sub>Ga<sub>0.2</sub>)<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, при которой не исключено взаимодействие компонентов на межфазной границе, а также из-за больших различий в коэффициентах термического расширения и параметров кристаллографических решеток компонентов гетероструктуры.



(a)

Рис.1. РЭМ-изображение поверхности осажденной на подложку GaN аморфной пленки состава  $Mg(Fe_0_8Ga_{0.2})_2O_4$  (a); РЭМ-изображение поверхности подложки GaN (1) и участка пленки (2) состава  $Mg(Fe_0_8Ga_{0.2})_2O_4$  толщиной 340 нм (b)

Также следует принять во внимание, что поверхность подложки имеет локальные участки, не содержащие наноразмерный слой оксида алюминия.

В заключительной части работы отмечается, что для получения сплошных пленок  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  субмикронной толщины необходимо снижать уровень шероховатости планарной плоскости GaN, при этом кристаллизацию пленок следует проводить при температурах не выше 1073 К. В этом случае взаимодействия компонентов гетероструктуры будут минимизированы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-08-00933, 16-29-05204) программы президиума РАН I.14П с использованием научного оборудования ЦКП ИОНХ РАН.

 A. Lidow, J. Strydom, M. de Rooij, D. Reusch. GaN transistors for efficient power conversion. (Chichester: John Wiley & Sons Ltd, 2015).

[2] G.D. Nipan, A.I. Stognii, V.A. Ketsko. Russ. Chem. Rev., 81 (5), 458 (2012).

[3] Z. Chen, V.G. Harris. J. Appl. Phys., 112 (8), 081101 (2012).

[4] A. Stognii, L. Lutsev, N. Novitskii, A. Bespalov, O. Golikova, V. Ketsko, R. Gieniusz, A. Maziewski, J. Phys. D: Appl. Phys., 48, 485002 (2015).

# SYNTHESIS SPECIFICS OF Mg(Fe0.8Ga0.2)2O4 FILMS ON GaN

<u>O.N. Kondrat'eva</u><sup>1</sup>\*, A.I. Stognii<sup>2</sup>, N.N. Novitskii<sup>2</sup>, A.V. Bespalov<sup>3</sup>, O.L. Golikova<sup>3</sup>, G.E. Nikiforova<sup>1</sup>, M.N. Smirnova<sup>1</sup>, V.A. Ketsko<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry, Russian Academy of Sciences.

Leninsky prospect, 31, 119991, Moscow,

phone: +7(915)4356323, e-mail: <u>ol.kondratieva@gmail.com;</u>

<sup>2</sup> Scientific Practical Materials Research Centre of National Academy of Sciences of Belarus.

P. Brovki Str., 19, 220072, Minsk,

<sup>3</sup> Moscow Technological University (MGTU MIREA). Prospect Vernadskogo, 78, 119454, Moscow.

In this work we describe the synthesis of  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  films deposited on GaN substrates by ionbeam sputtering. In order to improve substrate surfaces and to decrease the influence of defects, prior to the deposition process amorphous  $AlO_x$  layers were deposited onto GaN. After a polishing procedure by a lowenergy oxygen ion beam, growth defects were filled by  $AlO_x$ . Reactions that can occur between the components of heterostructures during its crystallization are analyzed. The Gibbs free energy  $\Delta_r G^{\circ}(T)$  of assumed reactions in the range 298.15–1273 K were also evaluated. It has been found that for  $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_4$  films to be continuous, their crystallization temperature should be lowered and  $AlO_x$ deposition-sputtering cycles should be repeated until the necessary surface roughness of GaN films are attained.

# ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ МЕТОДОМ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ДИНАМИЧЕСКОЙ ВТОРИЧНО-ИОННОЙ МАСС-СПЕКТРОМЕТРИИ

<u>А.В. Меркулов<sup>1</sup></u>, И.В. Федик<sup>2</sup>\*

<sup>1</sup> CAMECA SAS. 29 Quai des Grésillons, 92622, Gennevilliers, Cedex, France, тел.: +33 (0) 1 43 34 62 00, e-mail: alexandre.merkulov@ametek.com; <sup>2</sup> AMETEK Россия – подразделение САМЕСА, 121357 Москва, Верейская ул. 17, оф.201; тел.:+7(965)277-73-21, e-mail igor.fedik@ametek.com.

Повышение выхода годной продукции производства в условиях жесткой конкуренции рынка светодиодов требует стратегии управления процессом подобной тому, что была применена к производству интегральных схем (ИС) в течение многих лет. Как и для разработки кремниевой технологии для ИС, динамическая вторично-ионная масс-спектрометрия (Д-ВИМС) является ключевым инструментом для поддержки исследований по дальнейшему повышению эффективности опто-электронных светоизлучающих приборов, а также мониторинга производства таких приборов. Метод ВИМС позволяет строить профили по глубине с превосходной чувствительностью обнаружения для легирующих примесей, и он особенно привлекателен для анализа легких элементов, для которых пределы обнаружения превосходят возможности конкурирующих методов [1]. В последнее время в производстве светодиодов все чаще применяют нитридные многослойные структуры, выращенные методом химического газового осаждения из металлорганических соединений (MOCVD), легированные такими примесями, как Mg, Cu, Zn, Fe. Электрические свойства данных структур заметно ухудшаются при наличии таких загрязняющих примесей как Н, С, О. Новые процессы выращивания гетероструктур позволяют произвести изменение концентрации с крутизной профиля концентрации по глубине менее 1 нм на порядок. В таком случае метод ВИМС может быть использован для мониторинга распределений матричных и легирующих элементов по глубине только при условии, что профили ВИМС также получены с субнанометровым разрешением по глубине. Использование сверхнизкой энергии первичного пучка ионов (Extremely Low Impact Energy, EXLIE) обеспечивает требуемое субнанометровое разрешение по глубине [2]. Различные низкоразмерные гетероструктуры анализировались с использованием низких (500-1000эВ) и сверхнизких (100-250эВ) энергий распыляющих ионов с помощью магнитносекторного динамического ВИМС прибора от компании САМЕСА. Данные, полученные при сверхнизкой и низкой энергии распыляющих ионов, будут сравнены с тем, чтобы наметить ограничения и преимущества каждого метода. Результаты профилирования легирующих примесей (Zn, Mg, Si) и легких элементов (C, O, H) в светодиодных структурах будут использоваться для демонстрации аналитических возможностей для околоповерхностных, средних и глубоких профилей с использованием различной энергии воздействия первичного пучка ионов. В докладе будут обсуждаться методика ВИМС, его сильные стороны и ограничения, особенно в задачах точного воспроизведения распеделения химических элементов в нитридных гетероструктурах. Приведенный пример на Рис. 1 иллюстрирует применение Д-ВИМС при сверхнизкой энергии распыления для характеризации современных нитридных гетероструктур. В докладе также будут обсуждаться фундаментальные и инструментальные факторы, ограничивающие разрешение по глубине, чувствительность и точность метода.



Рис.1 Глубинный профиль структуры GaN / AlGaN / AlN / GaN: Fe с шириной AlN барьера 1,5нм. Наилучшие результаты получены при энергии распыляющего первичного пучка 150эВ.

# CHARACTERIZATION OF NITRIDES BASED HETEROSTRUCTURES USING LOW IMPACT ENERGY DYNAMIC SIMS

<u>A. Merkulov<sup>1</sup>, I. Fedik\*</u>

 <sup>1</sup>CAMECA, 29 quai des Grésillons, 92622 Gennevilliers Cedex, France, phone: +33 (0) 1 43 34 62 00, e-mail: alexandre.merkulov@ametek.com;
 <sup>2</sup>AMETEK Russia – CAMECA business unit, 121357 Moscow, Vereyskaya st. 17, office 201; phone.:+7(965)277-73-21, e-mail igor.fedik@ametek.com.

Improving the manufacturing yield in highly competitive LED market requires process control strategy similar to what has been applied to IC manufacturing for years. Like for Si technology development for ICs, dynamic SIMS is a key tool for supporting R&D efforts to further improve LED performance as well as monitoring device production. SIMS provides depth profiles with excellent detection sensitivity for dopants and impurities and particularly attractive for the analysis of light elements, for which the detection limits surpass the capabilities of competing techniques [1]. New processes used in hetero-structures device manufacturing produce concentration variation with profile steepness below 1 nanometer par decade. At such scale, the SIMS technique can be used to monitor in-depth distributions of dopants, provided that SIMS profiles can be measured with depth resolution better than nanometer per decade. In order to face with the analytical challenge, an Extremely Low Impact Energy approach has been developed [2]. An extremely low impact energy (EXLIE) recipe offers sub-nm depth resolution. Various low dimensional structures being analyzed using low (500-1000eV) and ultra-low (100-250eV) impact energy conditions on the CAMECA magnetic sector dynamic SIMS instrument. Data obtained under EXLIE and low impact energy conditions will be compared in order to outline limitations and advantages of each method. Results of profiling of dopant (Zn, Mg, Si) and light element (C, O, H) in LED structures will be used to demonstrate the analytical performance for shallow, medium and deep profiles using different impact energy probe beam. The technique of in-depth SIMS analysis is discussed, its strengths and limitations are considered focusing on the challenge of accurate analysis of nitride hetero-structures. Fundamental and instrumental effects limiting the depth resolution, the sensitivity and the accuracy are discussed.

[1] P. Peres, A. Merkulov, S.Y. Choi, F. Desse, M Schuhmacher. Surface and Interface Analysis,vol. 45, Issue 1 2013, 437–440

[2] W.Vandervorst, R.Vos, A.J.Salima, A.Merkulov, K. Nakajimac and K.Kimura. Proceedings of the 17th International Conference on Ion Implentation Technology, IIT 2008, Monterey, CA, USA. AIP Conf. Proc. Vol. 1066 (2008), 109-112

# IMPROVED SIMS AND APT CHARACTERIZATION OF III-V SEMICONDUCTORS THROUGH SELF-QUANTIFYING IMPLANTS

<u>T.J.Prosa</u><sup>a\*</sup>, A.D. Giddings<sup>a</sup>, A. Merkulov<sup>b</sup>, F.A. Stevie<sup>c</sup>, H.G. Francois-Saint-Cyr<sup>a</sup>, N.G. Yound<sup>d</sup>, J.S. Speck<sup>d</sup>, P.H. Clifton<sup>a</sup> and D.J. Larson<sup>a</sup>

<sup>a</sup>CAMECA Instruments Inc., 5500 Nobel Drive, Madison, WI 53711, USA,

<sup>b</sup> CAMECA SAS, 29 Quai des Grésillons, 92622 Gennevilliers Cedex, France,

<sup>c</sup> North Carolina State University, 2410 Campus Shore Drive, Raleigh, NC 27695, USA,

<sup>d</sup> Department of Materials, University of California, Santa Barbara, CA 93106, USA,

\*e-mail: ty.prosa@ametek.com

The in-depth knowledge of focused ion beam (FIB) specimen preparation combined with the sustained development of laser-pulsed atom probe tomography (APT) in the past decade has led to a rapid expansion of applications [1, 2]. However, apart from in a limited number of structures, for example dopants of B, P, and As in Si [3], standard protocols for quantification for a broad range of materials have not yet been defined [4, 5].

GaN devices are of importance to many microelectronic and photovoltaic applications, particularly light-emitting diode (LED) production. The goal of the current work is obtaining quantitative data for a GaN laser structure which typically has Mg and Si as p- and n- dopants, respectively, in addition to other elements at a matrix level, such as Al. Comparisons are made to secondary ion mass spectrometry (SIMS), which is a well-known method for quantifying ion implanted standards in various matrices.

Ion implanted standards in GaN were obtained for the dopant, 24Mg, in GaAs as well as two other impurity elements, 27Al and 23Na. With the aid of implant depth simulations [6], the GaN wafer was designed to have two InGaN quantum wells (QWs) situated below the peak implant position. Figure 1a shows a schematic of the structure. Figure 1b is a bright field transmission electron microscopy (TEM) micrograph of the grown material with an inset focused on the two InGaN QWs. These layers provided a scale marker to understand and to calibrate the APT depth scaling, which was then compared to SIMS. Moreover, to help obtain quantitative matrix species information, a high-dose implant of Al in GaAs with peak concentration of about 2 at.% was also prepared.

All specimens for APT analysis were prepared by FIB techniques [2]. An additional low-temperature GaN film was deposited on the post-implant specimen prior to lift-out to act as a protective cap, allowing the full volume of the implanted region to be measured by APT. The implanted isotopes were chosen to have distinct mass-to-charge ratios without overlaps in the mass-spectrum. Figure 2a shows atom maps of the target wafer and the three implanted species. The peak implant depth was in concordance with the expectation from the simulations.

SIMS analysis on the samples showed expected depth profiles and provided an accurate measurement for comparison with the atom probe data. In figure 2b, the SIMS data is overlaid on the APT 1D profile (which has been adjusted for background and N deficit [7]). After these corrections, the atom probe analysis achieved a quantification level for a volume of  $2.5 \times 10^{-17}$  cm<sup>3</sup> of less than  $2 \times 10^{19}$  atoms/cm<sup>3</sup> (0.02 at.%) for all the implanted species. This cross-correlation not only assists with the understanding of APT quantification of GaN materials, but could also be extended into a methodology to help generate SIMS relative sensitivity factors.

[1] T. F. Kelly and D. J. Larson, Annual Reviews of Materials Research 42 (2012) p. 1.

[2] D. J. Larson et al., "Local Electrode Atom Probe Tomography", (Springer, New York, 2014).

- [3] T. J. Prosa et al., Ultramicroscopy 132 (2013) p. 179.
- [4] F. Vurpillot et al., Ultramicroscopy 132 (2013) p. 19.
- [5] D. J. Larson et.al., Curr. Opin. Solid State Mater. Sci. 5 (2013) p. 236.

[6] J. F. Ziegler, M. D. Ziegler and J. P. Biersack, Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B 268 (2010) p. 1818.

[7] N. Dawahre et al., J. Vac. Sci. Technol. B 31 (2013) p. 041802.



**Fig. 1:** (a) Schematic of GaN sample structure (not to scale). (b) Bright-field (greater atomic number appears darker) TEM micrograph showing the overall structure of the region of interest and the position of QWs inside the GaN layer; inset shows a high-angle annular dark-field (greater atomic number appears lighter) imaging scanning TEM close-up of the two InGaN QWs.



**Fig. 2:** (a) APT atom map showing position of detected Ga and In ions (left-most) and Al, Na and Mg implant ions (right). (b) 1D concentration profile of the implant ions sampled from the 40 nm cylinder, subdivided into 5 nm bins, through the center of the reconstructed volume in (a), with the Mg implant profile measured by SIMS overlaid.

# УЛУЧШЕНАЯ ВИМС И АЗТ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ СОЕДИНЕНИЙ III-V С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИМПЛАНТАЦИИ

Хорошо отработанная технология пробоподготовки при помощи сфокусированного ионного пучка (FIB) в сочетании с аналитической методикой атомно-зондовой томографии (A3T, англ. APT) в последние десять лет привело к быстрому увеличению числа соответствующих приложений [1, 2].

Цель данной работы заключается в получении количественных данных для лазерной GaN структуры, у которой, как правило, используются Mg и Si в качестве р-и п-легирующих добавок, соответственно, помимо других элементов на матричном уровне, таких как Al.

Путем моделирования глубинной имплантации [6] была создана пластина GaN с двумя квантовыми ямами InGaN которые использовались в качестве маркера масштаба для калибровки и сравнения карт A3T и ВИМС. Имплантируемые изотопы выбирались таким образом, чтобы гарантировать отсутствие наложений в масс-спектре. На Рис.2а приведены атомные карты пластины-мишени и распределение трех видов имплантированных ионов. Пиковая глубина имплантации соответствовала модельному значению.

ВИМС-анализ образцов показал ожидаемые профили глубины и обеспечил точное измерение для сравнения с данными АЗТ. В Рис.2b данные ВИМС наложены на 1-мерный профиль АЗТ. После корректировки АЗТ позволил провести количественный анализ для объема  $2,5 \times 10^{-17}$  см<sup>3</sup> с чувствительностью  $<2 \times 10^{19}$  атомов/см<sup>3</sup> (0,02 ат.%) для всех видов имплантированных ионов. Такая взаимная корреляция не только обеспечивает проведение количественного анализа GaN материалов методом АЗТ, но также может быть расширена на методологию для определения относительной чувствительности ВИМС.

## СВЕТОДИОДНАЯ ЛАМПА С КОНВЕКЦИОННЫМ ГАЗОВЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ ИЗЛУЧАТЕЛЕЙ И СФЕРИЧЕСКИМ СВЕТОРАСПРЕДЕЛЕНИЕМ, АДАПТИРОВАННАЯ К ТРАДИЦИОННОЙ ТЕХНОЛОГИИ МАССОВОГО ПРОИЗВОДСТВА ЛАМП НАКАЛИВАНИЯ

# <u>В.И. Туев<sup>1</sup></u>. В.В. Голубев<sup>2</sup>.

<sup>1</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники (ТУСУР). Пр.

Ленина, 40, 634050, Томск,

тел. +7(3822)701506, e-mail: tvi\_retem@main.tusur.ru; <sup>2</sup> Общество с ограниченной ответственностью «Руслед». Пр. Кирова, 5, 634050, Томск.

Существенными недостатками светодиодных ламп в типоразмере ламп накаливания, разработанных с использованием единичных светоизлучающих диодов являются, во-первых, выраженный «прожекторный эффект», т.е. несферическое светораспределение и, во-вторых, отличная от ламп накаливания технология изготовления. Лучшими параметрами в части неравномерности пространственного распределения силы света обладают лампы с использованием нитевидных светодиодных излучающих элементов. Целью данной работы является разработка конструкции светодиодных излучающих элементов. Целью данной работы является разработка конструкции светодиодной лампы с нитевидными светоизлучающими элементами под существующую технологию массового производства ламп накаливания. Основными задачами являются: 1. обеспечение теплового режима светодиодных кристаллов; 2. уменьшение неравномерности распределения силы света в меридиональной (проходящей через осевую линию) плоскости; 3. обеспечение электромагнитной совместимости.

Решение поставленных задач осуществляется с учетом следующих ограничений, накладываемых на конструкцию лампы существующей технологией производства ламп накаливания: 1. отсутствие высокотеплопроводящих частей корпуса лампы, пригодных для отвода тепла от внутренних светодиодных элементов лампы; 2. ограниченный размер диаметра горла заготовки колбы лампы для последующего размещения внутренней конструкции; 3. ограниченный пространственный объем, пригодный для размещения устройства управления и питания; 4. промежуточная операция сборки лампы с расплавлением стекла по окружности посадочного места цоколя, что дополнительно ограничивает область расположения излучающих элементов внутри колбы.

Задача обеспечения теплового режима светодиодных кристаллов решалась в два этапа: 1. разработкой новой конструкции основания нитевидного светодиодного излучающего элемента; 2 улучшением конвекционной теплопередачи в колбе лампы. Результаты трёхмерного геометрического моделирования основания нитевидных светодиодных излучающих элементов, проведенного в САПР Autodesk Inventor 2015 Professional, приведены на рис. 1(а), сопоставление экспериментально измеренного с применением тепловизионной установки распределения температуры вдоль продольной оси основания излучающего элемента (пунктирная кривая) и расчетных данных (сплошная кривая) представлено на рис. 1(b). В результате проведенного исследования предложена конструкция нитевидного светодиодного излучающего элемента (СИЭ), обладающего новизной [1].



Рис.1. Тепловое распределение вдоль продольной оси излучающего элемента

Оценка улучшения конвекционной теплопередачи в колбе лампы осуществлено экспериментально путем по значению светового потока при заполнении колбы разными газами. Численные значения светового потока при трех разных средах в колбе лампы приведены в табл. 1.

Лампа состоит из колбы (Рис.2(а)), внутри которой на опорной конструкции смонтированы СИЭ. Опорная конструкция (Рис.2(b)) предназначена для крепления СИЭ и герметично вварена в колбу. Колба снабжена стандартным цоколем Е27, в котором расположено устройство питания.

Гаол. Г		
№ образца	Газ	Световой поток, лм
1	Deamw	340±10%
2	воздух	340±10%
3	A = = =	348±10%
4	A30T	350±10%
5	Гелий	400±10%
6		385±10%

Распределение силы света в пространстве вокруг пампы В меридиональной неравномерно. плоскости кривая силы света имеет минимум в направлении влоль продольной оси лампы с численным значением отношения k минимального значения интенсивности силы света к максимальному в угле ±60 градусов для ламп типовой конструкции 0,15. Новая

опорная конструкция сделана таким образом, что все СИЭ равно удалены друг от друга, а их электрические контакты в плоскостях, перпендикулярных к продольной оси лампы, образуют мнимые квадраты.





A

Рис.2. Лампа светодиодная (а) и конструкция опорная внутри лампы (b)

(b)

Исследования проведены для сторон нижнего (по рис.2(b)) квадрата 12мм (вариант 1), 18 мм (вариант 2) и 22 мм (вариант 3) при значении стороны верхнего квадрата 6 мм. Дальнейшему увеличению стороны нижнего квадрата препятствует размер горловины заготовки колбы лампы. Значения коэффициента k для рассмотренных вариантов изготовления конструкции опорной приведены в табл. 2.

Табл.2							
		Вариант 1	Вариант 2	Вариант 3			
	k	0,19	0,26	0,36			

Последующее улучшение равномерности распределения светового потока осуществлялось с использованием оригинальной опорной конструкции (рис.

3(a)) и использованием колбы лампы с линзой (рис. 3(b)).

Конструкция опорная представляет собой поддержку из металлических токовводов, с закрепленными на ней четырьмя СИЭ. На двух противоположных гранях воображаемой призмы располагаются по два СИЭ, проекции которых пересекаются между собой в середине грани, на которой они находятся. Такое расположение напоминает форму буквы Х. Для лампы светодиодной с четырьмя СИЭ разработана опорная конструкция с Х-образным расположением СИЭ, причем плоскость СИЭ, на которой расположены светодиодные кристаллы обращена к центру лампы.

Линза в колбе несет функцию собирателя светового потока в меридиональной плоскости.

По результатам испытаний установлено, что лампы с оригинальной опорной конструкцией [2] и лампа с линзой [3] имеют значение коэффициента равномерности светового потока в меридиональной плоскости k=0,6.

Из анализа многочисленных литературных источников следует, что устройства питания светодиодных ламп строятся в соответствии с типовой электрической схемой, содержащей двухполупериодный выпрямитель, на который подается напряжение электрической сети через



Рис.3. Конструкция ламп с X-образным расположением светоизлучающих элементов (а) и с линзой в колбе (b)

гасящий резистор. С выхода выпрямителя пульсирующее напряжение подается на конденсатор и далее на параметрической стабилизатор тока светоизлучающих диодов. Потребление тока происходит короткими импульсами синхронно по времени с максимальными мгновенными значениями напряжения питающей сети. Энергия импульса тока тратится на восстановление заряда конденсатора, израсходованного на питание светодиодной части за половину периода питающего переменного напряжения. Несоответствие формы потребляемого тока форме питающего напряжения свидетельствует о нелинейном характере протекающих процессов и наличии эмиссии гармоник.

С целью устранения выявленного недостатка предложены новые технические решения устройств питания [5, 6]. На рис. 4(а) представлена функциональная схема устройства питания светодиодной лампы с уменьшенным уровнем гармоник.





В выключенном состоянии ключи 5.1, ..., 5.п разомкнуты, что предотвращает выход СИД из строя при включении устройства. При включении устройства контроллер 1 с помощью АЦП 2 определяет момент перехода пульсирующего напряжения на выходе диодного выпрямителя 4 через ноль и подает логические сигналы на управляющие входы управляемых ключей 5.1, 5.2, ..., 5.n таким образом, чтобы управляемые ключи перешли в замкнутое состояние. К выходным клеммам диодного выпрямителя 4 оказывается подключена цепь из последовательно соединенных СИД 6.1, замкнутого ключа 5.n и резистора 7. Светится СИД 6.1. С увеличением значения напряжения на выходных клеммах диодного выпрямителя 4 возрастает значение тока, протекающего по цепи последовательно соединенных СИД 6.1 – замкнутый ключ 5.n – резистор 7. Ток в цепи контролируется контроллером 1 с помощью АЦП 3 по падению напряжения на резисторе 7. При достижении тока в цепи максимального значения для выбранного типа СИД контроллер 1 изменяет логический сигнал на управляющим входе управляемого ключа 5.1 таким образом, чтобы управляемый ключ 5.1 перешел в разомкнутое состояние. К выходным клеммам диодного выпрямителя 4 оказывается подключена цепь из последовательно соединенных СИД 6.1, 6.2, замкнутого ключа 5.n и резистора 7. Светятся СИД 6.1 и 6.2. При дальнейшем увеличении напряжения на выходных клеммах диодного выпрямителя 4 контроллер последовательно размыкает ключи 5.2; 5.3 и т.д., поочередно подключая светодиоды СИД 6.3; 6.4 и т.д. После достижения напряжения на выходных клеммах диодного выпрямителя 4 максимального мгновенного значения напряжения и, соответственно, тока, протекающего по цепи СИД 6.1; 6.2; ... 6.n-1, замкнутый ключ 5.n, резистор 7, напряжение и ток уменьшаются. При достижении тока в цепи, который равен минимальному значению тока для выбранного типа СИД контроллер 1 изменяет логический сигнал на управляющем входе управляемого ключа 5.n-1 таким образом, чтобы управляемый ключ 5. n-1 перешел в замкнутое состояние. При дальнейшем уменьшии напряжения на выходных клеммах диодного ключа 5.n-1 таким образом, чтобы управляемый ключ 5. n-1 перешел в замкнутое состояние. При дальнейшем уменьшаются и ластобы управляемый ключ 5. n-2; 5.n-3 и т.д., поочередно выпрямителя 4 контроллер последовательно замыкает ключи 5.n-2; 5.n-3 и т.д., поочередно выключая светодиоды СИД 6.n-2; 6.n-3 и т.д.

В результате сравнения полученных результатов со спектральными составляющими тока, потребляемого от сети в типовой схеме устройств питания, установлено, что предложенное устройство имеет на 12–23 дБ меньшее значение третьей, пятой, ..., одиннадцатой гармоник питающей сети.

В заключение авторы выражают благодарность сотрудникам технического отдела ООО «Руслед» А.П. Алексееву, Г.В. Кассировой, профессору ТУСУР А.А. Вилисову, доценту В.С. Солдаткину, аспирантам Олисовцу А.Ю., Хомякову А.Ю., Старосеку Д.Г., Ряполовой Ю.В., магистрантам и студентам ТУСУР за помощь в проведении научных исследований, изготовлении и проведении испытаний макетных и экспериментальных образцов.

- [1] Заявка на патент РФ на полезную модель №2016122381. Светодиодная лента для лампы. Авторы: А.А. Вилисов, А.Ю. Олисовец, Ю.В. Ряполова, В.С. Солдаткин, Д.Г. Старосек, В.И. Туев.
- [2] Заявка на патент РФ №2016119685F21. Светодиодная лампа. Авторы: А.А. Вилисов, А.А. Голубева, А.Ю. Олисовец, Ю.В. Ряполова, В.С. Солдаткин, Д.Г. Старосек, В.И. Туев, А.Ю. Хомяков.
- [3] Заявка на патент РФ № 2016100784. Светодиодная лампа. Авторы: Алексеев А.П., Вилисов А.А., Кассирова Г.В., Олисовец А.Ю., Ряполова Ю.В., Солдаткин В.С., Старосек Д.Г., Туев В.И.
- [4] Олисовец А.Ю., Туев В.И., Шкарупо С.П. Устройство питания светодиодной лампы с уменьшенным значением эмиссии помех// Докл. Томск. гос. ун-та систем упр. и радиоэлектроники №3 (37). Томск: Томск. гос. ун-т систем упр. и радиоэлектроники, 2015. С. 51-54.
- [5] Заявка на патент РФ №2015124588. Схема подключения светодиодного светового прибора в сеть переменного тока. Авторы: В.И. Туев, С.П. Шкарупо, А.Ю.Олисовец, А.Ю. Хомяков, В.С. Солдаткин, А.В. Иванов, Ю.В. Ряполова, А.А. Вилисов.
- [6] Заявка на патент РФ №2016109678. Схема подключения светодиодного светового прибора в сеть переменного тока. Авторы: В.И. Туев, С.П. Шкарупо, А.Ю. Олисовец, А.Ю. Хомяков, В.С. Солдаткин, А.В. Иванов, Ю.В. Ряполова, А.А. Вилисов.

## LED FILAMENT LAMP WITH CONVECTION GAS COOLING RADIATORS AND SPHERICAL LIGHT DISTRIBUTION ADAPTED TO TRADITIONAL TECHNOLOGIES LAMPS MASS PRODUCTION

## V.I. Tuev<sup>1</sup>. V.V. Golubev<sup>2</sup>.

<sup>1</sup>Tomsky State University of Control Systems and Radio Electronics. Pr. Lenin, 40, 634050, Tomsk, phone. +7 (3822) 701506, e-mail: tvi\_retem@main.tusur.ru;
<sup>2</sup> Limited Liability Company "Rusled". Pr. Kirov, 5, 634050, Tomsk.

The problems of the thermal regime of GaN crystals in the design of filamentLED lamps is descussed, offered new lamp design solutions with greater uniformity of flux in meridonal plane, proposed new technical solutions of drivers LED lamps with improved electromagnetic compatibility.

# СВЕТОДИОДНАЯ ЛАМПА ДЛЯ МЕСТНОГО ОСВЕЩЕНИЯ С НАПРЯЖЕНИЕМ ПИТАНИЯ 36 В

<u>Ю.В.Ряполова<sup>1</sup>\*</u>, В.С Солдаткин.<sup>1</sup>, В.С. Каменкова<sup>1</sup>, К.Н. Афонин<sup>1</sup>, В.И. Туев<sup>1</sup>, А.А. Вилисов<sup>2</sup>

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники,

Россия, г.Томск, пр. Ленина, 40, 634050,

тел. +7(952) 8837061, e-mail: yuliya.ryapolova@mail.ru;

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет,

Россия, г.Томск, пр. Ленина, 30, 634050

В данной статье описывается актуальность разработки светодиодной лампы для низковольтных электрических сетей. Приведен технологический процесс сборки светодиодных излучающих элементов, анализ современных технологий в части получения высокой эффективности, высокой надёжности и электробезопасности.

На сегодня, в связи с интенсивным развитием светодиодных технологий на рынке представлен широкий ассортимент светодиодной продукции. Светодиодные технологии позволяют создавать безопасное, эффективное и надёжное освещение [1]. В такой области применения как местное освещение представлен ряд светодиодных ламп отечественного и зарубежного производства. Как правило, такие лампы имеют направленную кривую силы света прожекторного типа, что не всегда подходит к существующему оборудованию (светильникам для освещения станков, изготовленным для применения ламп накаливания). Существующее поколение светодиодных ламп основано на типовой конструкции лампы накаливания, где вместо нити накала применяются светодиодные излучающие элементы нитевидного типа (СИЭ), а в цоколе расположен миниатюрный источник питания. Такие лампы имеют не направленную кривую силы света и в целом подходят для замены ламп накаливания в существующих конструкциях светильников [2].

Перспективным направлением разработки светодиодных ламп на основе СИЭ является низковольтное питание. Напряжение питания для таких ламп составляет 12, 24, 36, 40 вольт. Электрические сети напряжением до 42 В целесообразно использовать, а иногда и необходимо, в следующих случаях:

• при подвесе осветительных приборов с лампами накаливания на высоте менее 2,5 м, которые находятся в помещениях с повышенной опасностью или особо опасных помещениях;

• в электроустановках, с целью уменьшения опасности поражения человека электрическим то-ком;

в качестве питающей электросети ландшафтного освещения загородного дома или дачи;

• для электропитания сырых подвальных помещений, в которых категорически запрещается использование бытовых электросетей с напряжением в 220 В.

Разработка такой лампы и организация её производства в России являются важными направлениями в импортозамещении, так как в дальнейшем, после ряда испытаний такие лампы могут применятся на особо опасных объектах стратегического назначения.

Целью работы является создание светодиодной лампы для местного освещения с напряжением питания 36 В переменного тока.

Для достижения цели следует решить следующие задачи:

- анализ и выбор материалов и комплектующих, патентный поиск;

 – анализ современных технологий в части получения высокой надёжности и электробезопасности;

– разработка эскизной конструкторской документации.

В части применения современных технологий автоматизированного проектирования в процессе разработки конструкции лампы для обеспечения равномерности светового потока необходимо провести моделирование светотехнических характеристик по размещению СИЭ в колбе лампы. Для обеспечения тепловых режимов работы лампы, что определяет её надёжность, необходимо провести моделирование тепловых характеристик с целью эффективного расположения кристаллов СИЭ.

В процессе работы проведён анализ и выбор материалов и комплектующих, патентный поиск, анализ современных технологий в части получения высокой эффективности, высокой надёжности и электробезопасности, разработана эскизная конструкторская документация.

Конструкция лампы представляет собой колбу лампы, в которой расположены четыре СИЭ, смонтированные на опорной конструкции, опорная конструкция впаяна в цоколь и колбу, в цоколе расположено устройство питания.

Технологический процесс сборки СИЭ выглядит следующим образом: на металлическое основание приклеивают нитридные кристаллов планарного типа. Габаритные размеры кристаллов

составляют 650×225×110 мкм<sup>3</sup>, номинальное напряжение составляет 3,2 В. Контакты кристаллов соединяют между собой последовательно при помощи ультразвуковой микросварки [3].

Для получения белого света свечения полученную конструкцию заливают компаундом, смешанным с люминофором. Компаунд представляет собой оптически прозрачный двухкомпонентный силиконовый каучук. Люминофор имеет максимум излучения на длине волны λ = 555 нм при возбуждении монохроматическим источником излучения с длиной волны λex = 460 нм.

Измерение значения потребляемой мощности проводилось с помощью ваттметра (погрешность измерения не более ±1%). Для измерения светового потока был использован фотометрический шар (погрешность измерения не более ±10%). Значение цветовой температуры определялось с помощью спектроколориметра «ТКА-ВД» (погрешность измерения не более ±5%).

У коллектива авторов есть задел в области создания светодиодных ламп на основе СИЭ. Разработана конструкция, изготовлены и испытаны макетные образцы светодиодных ламп общего назначения с напряжением питания 220 В. По сравнению с зарубежными аналогами разработанная лампа имеет более высокое значение световой отдачи (120 Лм/Вт) и имеет большую равномерность распределения силы света в пространстве [2].

Таким образом, на данном этапе работы был проведён выбор материалов и комплектующих для изготовления СИЭ, разработана эскизная конструкторская документация низковольтной лампы.

Далее планируется изготовление макетных образцов, проведение исследовательских испытаний макетных образцов и анализ полученных результатов. По результатам анализа будет проведена оптимизация конструкции и технологического процесса изготовления лампы.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках проекта RFMEFI57714X0061.

[1] Шуберт, Ф. Светодиоды / Ф. Шуберт; пер. с анг. А.Э. Юновича. – 2-е изд. – Москва: ФИЗМАТЛИТ, 2008. – 496 с.

[2] Солдаткин В.С. Анализ срока службы светодиодных излучающих элементов / В.С. Солдаткин, Ю.В. Ряполова, К.Н. Афонин, А.Ю. Олисовец, В.И. Туев // Доклады ТУСУРа. – 2015. – №3. – С. 55 - 61.

[3] K.N. Afonin, A.Y. Olisovets, Y.V. Ryapolova, V.S. Soldatkin, D.G. Starosek, V.I. Tuev, V.G. Hristyukov LED Lamp Design Optimizing on Minimum Non-Uniformity of Light Intensity Distribution in Space // 13th International Scientific-Technical Conference APEIE – 39281 ISBN: 978-1-5090-4068-1, IEEE Catalog Number: CFP16471-PRT, Volume 1, Part 2, p.153-156.

# LED LAMPS FOR LOCAL LIGHTING TO THE POWER SUPPLY 36 V

V.S. Soldatkin<sup>1</sup>\*, Y.V. Ryapolova<sup>1</sup>, V. S. Kamenkova<sup>1</sup>, K.N. Afonin<sup>1</sup>, V.I. Tuev<sup>1</sup>, A.A. Vilisov<sup>2</sup>.

Tomsk state university of control system and radioelectronics, Russia, Tomsk, Lenin str., 40, 634050, phone: +7(3822)701-513, e-mail: soldatkinvs@main.tusur.ru;

<sup>2</sup> National Research Tomsk Polytechnic University,

Russia, Tomsk, Lenin str, 30, 634050

This article describes the urgency of development of led lamps for low-voltage electrical networks. The technological process of assembly of the led emitting elements, the analysis of modern technology in obtaining the high efficiency, high reliability and electrical safety.

## ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВЕТОДИОДОВ БЕЛОГО СВЕЧЕНИЯ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ РАБОТЕ

#### С.Н. Маркова, И.С. Матешев, Ю.П.Тимонин, А.Н.Туркин\*

Физический факультет МГУ, Ленинские горы, 119991, г. Москва, andrey@turkin.su

Работа посвящена всестороннему описанию процесса деградации светодиодов, выделению различных моделей деградации светодиода в качестве сборного устройства, а также его отдельных компонентов: кристалла и фосфора. Результаты эксперимента сравниваются с данными и теоретическими моделями других авторов. Дополнительно было проведено исследование параметров светодиодов при различных температурах окружающей среды (от 70 ° C до -10 ° C).

В результате эксперимента было показано, что световой поток светодиодов значительно снижается со временем. Это происходит из-за деградации кристалла, работающего при повышенной температуре и токе, а также из-за выгорания люминофора. Было установлено, что процессы деградации протекают в кристалле и люминофоре неравномерно. Был рассчитан и экспериментально подтверждён коэффициент деградации для белых светодиодов люминофорного типа. Был установлен и объяснён рост рабочего напряжения на светодиоде.

Кроме того, было экспериментально подтверждено соотношение Варшни. Было подтверждено крайне негативное влияние повышенных температур как на эффективность, так и на продолжительность работы светодиодов в пределах допустимых параметров.

На данный момент светодиоды подверглись старению в течение 2600 часов при температуре рп перехода в 125°С с несколькими контрольными точками для измерений характеристик. В контрольных точках проводились измерения спектральных, вольтамперных и люмен-амперных характеристик. Кроме того, с целью проанализировать изменения структуры люминофора были сделаны фотографии светодиодов с помощью электронного микроскопа. Результаты для светового потока и изменения цветовой температуры показали следующее:

- Снижение светового потока с 95 лм до 39,8 лм (Рис. 1)
- Изменение цветовой температуры образцов с 4900К до 5800К
- Рост напряжения на образцах к 1700 часам работы
- Люминофор хуже перенёс процесс деградации при повышенной температуре (наличие «дырок» в слое люминофора)

На основе этих данных был сделан вывод о деградации люминофора, как об основной причине изменения параметров светодиода белого свечения.

На данный момент ведутся исследования дальнейшей деградации образцов, параллельно с исследованием различных образцов люминофоров. На основе полученных результатов планируется создание рекомендации по использованию люминофоров и изменению конструкции светодиода для большей устойчивости к изменению параметров в условиях повышенной температуры. Проведенная оценка показывает, что при стандартных условиях работы снижение светового потока исследуемых светодиодов до 70% начального значения произойдет за 1658 часов, что приблизительно соответствует 8 месяцам, и до 50% за 2505 часов, что примерно соответствует 10,5 месяцам.



Рис. 1. Зависимость светового потока от времени



характеристика после 2600 часов деградации.



Рис. 3. Фотографии поверхности исследуемых светодиодов. Слева образец 1, справа образец 2

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП Минобрнауки РФ, Соглашение 14.616.21.0006.

# EXPERIMENTAL STUDY OF WHITE LEDS DEGRADATION AND SHIFTS OF THEIR CHARACTERISTICS IN DEPENDENCE WITH THE AMBIENT TEMPERATURE.

# S.N. Markova, I.S. Mateshev, Y.P. Timonin, <u>A.N. Turkin<sup>\*</sup></u>

MSU Physics Faculty, Leninskie Gory, 119991, Moscow, andrey@turkin.su

The work is dedicated to a comprehensive description of the process of degradation of LEDs; identify different patterns of dependency and aging of the LED as a single device, as well as its individual components: crystal and phosphor. The results are compared with data and theoretical models of other authors. The study was carried out changes in the parameters of LEDs at different ambient temperatures (from 70 ° C to -10 ° C).

The result of the experiment was that it was shown that the luminous flux of LEDs is considerably reduced with time. This is due to degradation of a crystal operating at elevated temperature and current, and the phosphor burn. It has been found that the degradation processes proceed unevenly to the crystal and the phosphor. It was designed and experimentally confirmed the degradation factor for the white phosphor LEDs type studied. It has been identified and explained by the growth of the LED voltage during its functioning. Varshni ratio was experimentally confirmed. It was confirmed by a very negative impact both on the high temperature efficiency, and the duration of the LEDs within acceptable parameters.

Results, considering luminous flux and color temperature indicate the following:

- Luminous Flux decrease from 95 lm to 39,8 lm.
- Samples' color temperature shift from 4900K up to 5800K
- Certain operating voltage rise for samples, measured after 2600 hours running
- Phosphor degraded severely

Financial support of the Federal Targetted Program of RF Ministry of Education and Science under Agreement 14.616.21.0006 is gratefully acknowledged.

# КОНСТРУКЦИЯ И СПОСОБ УСТАНОВКИ МОЩНЫХ СВЕТОДИОДОВ НА ПЕЧАТНУЮ ПЛАТУ

В.Е. Удальцов<sup>1</sup>, <u>А.В. Желаннов</u>2\*

 <sup>1</sup> Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого. Б.С.-Петербургская ул., 41. 173003.Великий Новгород. Тел. 8911 635 4115, E.mail:<u>veou@list.ru</u>
 <sup>2</sup>ОАО «ОКБ – Планета». Федоровский ручей, 2/13. 173004. Великий Новгород, тел. 8911 640 3995,

E.Mail: zhelannovav@mail.ru

Применение традиционных способов сборки печатных плат с использованием светодиодов для поверхностного монтажа накладывает существенные ограничения на суммарную мощность светильников из-за недостаточно высокой теплопроводности плат и неоптимального расположения светодиодов при их установке. В настоящее время большие усилия разработчиков светодиодных источников света прилагаются как на разработку новых более мощных корпусов, так и на применение материалов с высокой теплопроводностью для производства печатных плат и оснований электронных компонентов, в частности использование печатных плат на основе меди или алюминия, а также керамических подложек из алюмооксидной или нитридной керамики. Стоимость таких плат значительно выше как из-за более высокой стоимости материалов, так и более сложной технологии нанесения дополнительных диэлектрических и металлических слоев. Это обстоятельство является определенным ограничением для серийного производства светодиодных устройств.

Актуальной задачейявляется увеличение мощности теплоотвода от теплонагруженных электронных компонентов, в частности светодиодов, устанавливаемых на различных печатных платах при сохранении возможности и преимуществ и поверхностного монтажа компонентов в планарных корпусах и навесного монтажа крупногабаритных компонентов.

Предлагаемый способ включает ориентированную подачу и соединение выводов светодиодов к контактным площадкам платы методом пайки или сварки. Предварительно, в местах расположения светодиодов на плате изготавливают отверстия, форма и размеры которых соответствует профилю возвышающейся над основанием части компонента, исключая выводы. Указанное отверстие выполняет функции шаблона, обеспечивающего ориентацию и фиксацию компонента, а также окна для вывода излучения. По краям отверстий формируют контактные площадки, размеры и расположение которых должны соответствовать размерам выводов светодиода, являясь их зеркальным отображением. При этом выводы должны быть сформированы на верхней поверхности основания корпуса светодиода для поверхностного монтажа, или быть на её уровне у навесного светодиода. Во время установки на печатную плату светодиод переворачивают выводами вниз и помещают в соответствующее окно платы для соединения выводов с контактными площадками платы одним из указанных выше способов. В дальнейшем при монтаже на радиатор или в корпус устройства собранную плату переворачивают, обеспечивая непосредственный тепловой контакт оснований теплонагруженных компонентов с поверхностью теплоотвода. Поэтому теплопроводность самой платы не влияет на мощность теплоотвода. Печатная плата может быть гибкой, например, на основе фольгированной полиимидной пленки.

Конструктивной особенностью электронных компонентов, пригодных для такого способа установки, является наличие выводов на верхней плоскости основания. Для светодиодов, изготовленных в металлокерамических корпусах типа CLCC[1],такая возможность имеется изначально, так как соединение внешних выводов с внутренними контактными площадками и металлизацией внутри корпуса осуществляется с помощью сквозных металлизированных переходных отверстий. Для предотвращения замыкания на радиатор следует видоизменить корпус, сделав теплоотводящую часть основания выступающей, а токоподводящие выводы смещенными на толщину одного слоя керамики (так называемого зеленого листа, толщиной порядка 200- 300 мкм). Пластмассовые корпуса светодиодов типа PLCC также можно использовать для предлагаемого способа, если при формовке выводов их изгибать, заворачивая на верхнюю, а не на нижнюю плоскость основания. Некоторые типы корпусов мощных светодиодов с ленточными выводами пригодны для установки указанным способом без каких либо изменений.


 1 - Светоизлучающие диоды; 2 - печатная плата; 3 - теплоотводящий радиатор Рис. 1

[1] В.Н. Никитин, В.Е. Удальцов, Г.В. Зарицкий, Д.А. Максимов. Корпус светодиода для поверхностного монтажа. Патент РФ на полезную модель № 141867 от 12.05.2014

## CONSTRUCTION AND MOUNTING OF HIGH POWER LED ON PCB V.E. Oudaltsov<sup>1</sup>, <u>A.V. Zhelannov<sup>2\*</sup></u>

 <sup>1</sup>Yaroslav-the-Wise Novgorod State University (NovSU). B. St. Petersburgskaya Street, 41, 173003, Veliky Novgorod, phone: +7(911)6354115, e-mail: <u>veou@list.ru</u>
 <sup>2</sup>OJSC "OCB-Planeta". FedorovskyRucheiStreet, 2/13, 173004, VelikyNovgorod. Phone: +7(911) 640 3995, E.Mail: <u>zhelannovav@mail.ru</u>

To install the LED boards are made of holes, the shape and size of which corresponds to the profile of the protruding base part of the electronic component, such as the dome of the LED. Said hole serves as a template providing orientation and fixation of the component and a window for output radiation. The edges of the holes to form contact pads. The size and location of the contact pads are mirror images of the findings of the LED formed on the upper surface of the base of this component. When set to charge, the LED turn findings down and placed in the appropriate box circuit Board for connecting insights with pads. Further, when mounted on a radiator or into the device, the collected PCB turn, providing a direct thermal contact of the bases of LEDs with the surface of the heat sink. As a result, the conductivity of PCB does not affect the capacity of the heat sink.

#### РАЗРАБОТКА ЭТАЛОННЫХ СВЕТОДИОДОВ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ ОПТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

<u>Е.В. Тищенко<sup>1</sup>, А.Н. Туркин<sup>1\*</sup>, Е.А. Ивашин<sup>2</sup>, С.С. Широков<sup>2</sup>.</u>

Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, физический

факультет. Ул. Ленинские горы, д.1, 119991, Москва, тел. +7(916)6560088, e-mail: andrey@turkin.su;

<sup>2</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-

исследовательский институт оптико-физических измерений». Ул. Озёрная, д.46, 119361, Москва.

Сегодня значительными темпами растёт производство различных типов светодиодов, а также приборов на их основе. Это требует контроля качества выпускаемой продукции или проверке светодиодов, поступающих в качестве комплектующих, на соответствие заявленным в технической документации характеристикам. Чтобы обеспечить единство и точность измерений приборами того или иного предприятия, необходимы эталоны, способные передавать им размер единиц.

Согласно рекомендациям МКО 127 2007г. [1], таким эталонным источником должен являться светодиод того же типа, что и измеряемые. Данный эталон должен обладать стабильными электрическими и, как следствие, стабильными оптическими характеристиками. Для этого он должен быть предварительно отобран и отожжён в течение 500 часов и более при номинальных значениях электрических параметров, а корпус его должен иметь систему контроля температуры и регулировки тока для обеспечения постоянства выходной оптической мощности.

Целью нашей работы являлось создание эталонного светодиода, исследование его оптических характеристик и передача ему размера единиц силы света, светового потока, координат цветности.

В основу нашего эталонного образца лёг светодиод GaN/InGaN зелёного свечения марки Сree XP-E, выращенный на подложке из карбида кремния. По сравнению, например, с сапфиром, также используемым для изготовления подложек, SiC отличается лучшей теплопроводностью и лучшим сродством кристаллической решётки с GaN. Это упрощает решение проблемы отвода тепла от активной области кристалла, а также снижает концентрацию дефектов и дислокаций в структуре GaN, что позволяет повысить квантовый выход кристаллов. Светодиод был отобран из группы светодиодов, отожённых нами в течение 1000 часов при номинальном значении силы тока, равном 350 мА.

В нашей работе для стабилизации температуры эталонного образца мы используем элемент Пельтье с медно-алюминиевым радиатором большой площади. Контроль температуры осуществляется платиновым термосопротивлением РТ-100, расположенным под кристаллом. Для поддержания заданного значения температуры мы реализуем систему с отрицательной обратной связью на основе пропорционально-интегрально-дифференциального (ПИД) регулятора [2].

В данной работе производится выбор оптимальных параметров ПИД регулятора с целью повышения стабильности характеристик эталонного образца. Исследуется долговременная стабильность и воспроизводимость его фотометрических и колориметрических характеристик. Осуществляется передача образцу размеров единиц силы света, светового потока, координат цветности.

[1] CIE 127-2007: Measurement of LEDs - Second Edition.

[2] Денисенко В.В. Компьютерное управление технологическим процессом, экспериментом, оборудованием (Москва, Горячая линия – Телеком, 2009) гл. 5, с. 284.

#### DEVELOPMENT OF STANDARD LIGHT-EMITTING DIODES AND CHARACTERIZATION OF THEIR OPTICAL CHARACTERISTICS

<u>E.V. Tishchenko</u><sup>1</sup>, A.N. Turkin<sup>1\*</sup>, E.A. Ivashin<sup>2</sup>, S.S. Shirokov<sup>2</sup>. <sup>1</sup>Moscow State University, Physical faculty. Leninskiye gory st., 1, 119991, Moscow. phone. +7(916)6560088, e-mail: andrey@turkin.su;

<sup>2</sup>The All-Russian Research Institute for Optical and Physical Measurements. Ozyornaya st., 46, 119361, Moscow.

Standard samples are required to provide the uniform and precise measurements from national standard to facilities at factories and laboratories.

In this paper, we have investigated the possibility of using LEDs for the transfer of photometric and colorimetric units to the measurement instruments. LEDs with stable electrical and, as a consequence, optical parameters are needed for this purpose. These requirements can be satisfied by the preliminary selection of LED, its seasoning for 500 hours under the nominal values of electrical parameters and by the implementation of the temperature control and current regulation system.

As a result of the work, we have created such an etalon sample, have investigated the stability and reproducibility of its optical characteristics and have transferred the units of luminous intensity, luminous flux and chromaticity coordinates from national standard to the sample.

### ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЕДИНСТВА ИЗМЕРЕНИЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИЗЛУЧЕНИЯ В ДИАПАЗОНЕ СПЕКТРА ОТ 200 ДО 400 нм В РЕСПУБЛИКЕ БЕЛАРУСЬ

<u>С.В. Никоненко<sup>1</sup></u>\*, В.А. Длугунович<sup>1</sup>, Е.В. Луценко<sup>1</sup>, О.Б. Тарасова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Государственное научное учреждение «Институт физики имени Б.И.Степанова

Национальной академии наук Беларуси», пр. Независимости, 68, 220072, г. Минск, Беларусь тел. +375-172840794, e-mail: s.nikonenko@dragon.bas-net.by;

<sup>2</sup> Республиканское унитарное предприятие «Белорусский государственный институт метрологии» (БелГИМ), Старовиленский тр., 93, 220053, г. Минск, Беларусь

Источники ультрафиолетового (УФ) излучения широко используются в криминалистике, идентификации химических веществ; проверке подлинности документов и денег; в полиграфии и производстве изделий из фотополимеров; в люминесцентном анализе и дефектоскопии; в тепличном хозяйстве и т.п. Но особенно актуальным становится применение источников УФ излучения в медицине и санитарии, косметологии и пищевой промышленности, где используется биологическое действие УФ излучения. Воздействие УФ излучения на человека может быть как положительным, так и крайне опасным, вызывая повреждение ДНК и раковые заболевания, подавляя иммунитет. При этом относительные отличия в уровне мощности, длительности и спектральном распределении мощности УФ излучения при полезном и отрицательном воздействии УФ излучения, могут не превышать единиц процентов. Поэтому эффективность, качество и безопасность работ, выполняемых с использованием УФ излучения, в значительной мере определяется качеством их метрологического обеспечения.

Обеспечение единства измерений энергетических характеристик излучения в УФ диапазоне спектра имеется ряд существенных проблем. Во-первых, это проблема передачи размеров единиц в диапазонах УФ излучения CIE A (от 400 до 315 нм), CIE B (от 315 до 285 нм) и CIE C (от 285 до 200 нм) от национальных эталонов (НЭ) единиц спектрорадиометрических и радиометрических величин (спектральной плотности энергетической яркости (СПЭЯ) и энергетической яркости излучения; спектральной плотности энергетической освещенности (СПЭО) и энергетической освещенности, создаваемой источниками излучения) до рабочих средств измерений. На уровне НЭ в ведущих метрологических центрах РТВ (Германия), NPL (Великобритания), NIST (США), ВНИИОФИ (Россия) воспроизводимость шкал единиц СПЭО и СПЭЯ в спектральном диапазоне от 200 до 400 нм обеспечивается с достаточно высокой точностью (относительная суммарная стандартная неопределенность (ОССН) воспроизведения размера единиц около 1 %). На уровне вторичных эталонов ОССН калибровки по СПЭО возрастает и составляет от 1,7 % на длине волны 400 нм до 3,5 % на длине волны 250 нм, а для рабочих средства измерений - 5,0 % и 10,0 % соответственно. Снижение точности передачи размера единиц связано с тем, что в первичных эталонах используются: абсолютный криогенный радиометр и дазеры, излучающие в УФ диапазоне спектра, либо синхротронное излучение или излучение модели высокотемпературного черного тела. а в качестве вторичных эталонов в основном используются лампы: дейтериевые, кварцевогалогенные, ртутные и ксеноновые. Для обеспечения высокой точности измерений и передачи единиц энергетических характеристик излучения в УФ области спектра на уровне вторичных и рабочих эталонов необходимы стандартизованные эталонные (референсные) высокостабильные источники излучения высокой мощности с равномерным спектральным распределением потока, которые в настоящее время отсутствуют.

Во-вторых, отсутствуют общепризнанные рекомендации по унификации эксплуатационных характеристик эталонных (референсных) источников излучения: дейтериевых, кварцевогалогенных, ксеноновых и ртутных ламп. Для каждого из этих типов ламп свойственны свои недостатки и преимущества. Кроме того, общим недостатком при использовании в калибровочных процедурах ламп является то, что при калибровке в УФ диапазонах СІЕ А, В и С необходимо использовать фотоприемники с постоянной спектральной чувствительностью в пределах этих диапазонов и нулевой вне их, что весьма проблематично из-за отсутствия качественных фильтров в УФ области спектра.

В-третьих, на точность результатов измерений энергетических характеристик УФ излучения, большое влияние оказывает отличие спектральных распределений мощности излучения испытуемого и эталонного (референсного) источников излучения. Результаты исследований этого спектрального фактора в NIST показали, что при калибровке двух одинаковых УФ радиометров с помощью эталонных (референсных) источников излучения разных типов (дейтериевой, кварцевогалогенной, ксеноновой и ртутной лампам) их показания отличаются от 2,7 до 61,7 %. В случае разных измерительных приборов, прокалиброванных по разным источникам излучения, отличия могут составлять сотни процентов (более 350 %).

Таким образом, существующие вторичные эталоны не обеспечивают необходимый уровень точности при проведении калибровочных работ в диапазонах УФ излучения СІЕ А В и С. Повышение точности возможно при создании новых типов эталонных (референсных) источников излучения. Для решения этих проблем в СІЕ в 2016 г. создан новый технический комитет ТК 2-87, целью которого является подготовка рекомендаций по методам характеризации и калибровке широкополосных УФ радиометров в спектральных диапазонах СІЕ А и В для промышленных применений. Основным способом реализации этой цели станет стандартизация требований к референсному твердотельному источнику излучения и стандартизация процедуры его применения при калибровке радиометров. Так как в последнее время появились компактные долговечные твердотельные источники излучения – лазерные диоды (ЛД) и светодиоды (СИД), излучающие в УФ диапазоне спектра, которые характеризуются более высокими уровнями спектральной плотности мощности излучения и высокой стабильностью излучения.

В настоящее время в Беларуси только в БелГИМ и в Институте физики НАН Беларуси имеются метрологические установки, на которых можно проводить аттестацию приборов и источников излучения, работающих в УФ диапазоне спектра. Установка для поверки радиометров УПР, созданная в БелГИМ, обеспечивает поверку (калиборовку) радиометров по энергетической освещенности в УФ диапазоне CIE A от 10 до 2000 мВт/м<sup>2</sup>, в УФ диапазонах CIE B и C от 1 до 200 мВт/м<sup>2</sup> и в видимом диапазоне от 1 до 206 Вт/м<sup>2</sup>. Погрешность измерений в УФ диапазонах CIE B и C от 1 до 200 мВт/м<sup>2</sup> и в видимом диапазоне не хуже  $\pm$  12 %. Погрешность измерений в УФ диапазонах CIE B и C не хуже  $\pm$  20 %. В центре испытаний лазерной техники Института физики НАН Беларуси, аккредитованного как калибровочная и испытательная лаборатория, создан комплексе «Лямбда УФ», предназначенный для измерений оптических характеристик твердотельных источников излучения в спектральном диапазоне от 300 м900 нм. Основные характеристики комплекса: диапазон измерений неопределённостью (ОРН) не более 2,0 %; ОРН измерений пространственного распределения плотности мощности излучения в диапазоне от 300 мВт до 300 мВт не более 9,2 %; ОРН измерений СПЭЯ излучения в диапазоне от 10<sup>2</sup> до 10<sup>10</sup> Вт·м<sup>3</sup> не более 5,4 %; ОРН измерений СПЭЯ излучения в диапазоне от 10<sup>2</sup> до 10<sup>12</sup> Вт·м<sup>3</sup>·ср<sup>-1</sup> не более 7,0 %.

Для обеспечения единства измерений энергетических характеристик излучения в УФ диапазоне спектра в Беларуси ведутся работы по созданию национального эталона единиц СПЭЯ, СПЭО в диапазоне длин волн от 0,2 до 3,0 мкм. Планируется, что эталон обеспечит воспроизведение размеров единиц СПЭЯ в диапазоне от  $1\cdot10^7$  до  $1\,10^{12}$  Br-cp<sup>1</sup>·м<sup>-3</sup>, а СПЭО – от  $1\cdot10^2$ до  $1\,10^{10}$  Br-м<sup>-3</sup>. Эталон будет основан на модели черного тела BB3500M с регулируемой температурой от 1500 до 3200 К. Кроме того, в 2016 г. в Институте физики НАН Беларуси начаты работы по созданию установки для испытаний источников УФ излучения. Установка будет основана на использовании источников УФ излучения на базе СИД и ЛД, созданных с использованием полученных ранее патентов. Планируется, что установка будет обеспечивать измерения СПЭО в УФ диапазонах СІЕ А, В и С в диапазоне от  $1\cdot10^3$  до  $1\cdot10^8$  Bт·м<sup>-3</sup> с относительной стандартной неопределенностью измерений не более 4,5 %.

#### ASSURANCE OF UNIFORMITY OF MEASUREMENTS OF THE ENERGY CHARACTERISTICS OF RADIATION IN THE SPECTRAL RANGE FROM 200 TO 400 nm IN BELARUS

<u>S.V. Nikanenka<sup>1</sup></u>\*, V.A. Dlugunovich<sup>1</sup>, E.V. Lutsenko<sup>1</sup>, O.B. Tarasova<sup>2</sup>
<sup>1</sup> B. I. Stepanov Institute of Physics National Academy of Sciences of Belarus, Nezalezhnasci Ave., 68, 220072, Minsk, Belarus,

phone +375-172840794, e-mail: s.nikonenko@dragon.bas-net.by <sup>2</sup> Belarusian State Institute of Metrology (BelGIM), Starovilenskii tr., 93, 220053, Minsk, Belarus

The problems of assurance of uniformity of measurements of the energy characteristics of radiation in the spectral range from 200 to 400 nm are considered. The main problem is the lack of secondary standards which provide the required level of precision at the calibration. The increase of accuracy is possible by creating a standard (reference) light sources based on solid-state light sources. The present state and future prospects of metrological assurance in the UV spectral range in Belarus is described.

#### ПРОМЫШЛЕННЫЕ ЛЮМИНОФОРЫ СЕРИИ СДЛ ДЛЯ СВЕТОДИОДНОГО ОСВЕЩЕНИЯ

<u>Н.П. Сощин</u>, В.А. Большухин, В.Н. Личманова, Л.Н. Зорина, В.В. Приходько

АО "НИИ "Платан" с заводом при НИИ" 141190 г. Фрязино Моск.обл.,

тел. +7(496) 255-45-22, e-mail: inpec@mail.ru

Разработаны и исследованы люминесцентные составы на основе твердых Y,Gd,Lu,Ce алюминиевых гранатов и освоена технология их промышленного производства. Разработанные люминофоры предлагаются к использованию в освещении совместно с нитридными светодиодными InGaN излучателями.

Получение гранатных редкоземельных люминофоров проводилось по схеме расплавного синтеза из нанооксидных прекурсоров в соответствии с уравнением процесса

 $(Ln_2O_3)+LnOF+MeN+(Al,Ga)_2O_3+Al_2O_3 \rightarrow Ln_3(Al,Ga)_2[AlO_{11}(F,N)_1]$ 

проводимого в восстановительной атмосфере при T > 1500°C в течение 10 часов. Вариации стехиометрии в процессе позволяют управлять положением спектрального максимума излучения люминофора, который определяется соотношением Y/Ln/Gd/Ce в катионной подрешетке граната, а также управлять полушириной спектра излучения через концентрацию галогенидных ионов, замещающих кислород. Нижний уровень электронного перехода в активаторном центре Ce<sup>3+</sup>, ответственный за люминесценцию, представляет собой мультиплет из двух близко расположенных подуровней, благодаря чему спектр излучения фотолюминофоров представлен одной полосой, уширенной при комнатной температуре обычно до 110-120 нм. Такой спектр модельно может быть описан двухуровневой схемой. При температурной природе уширения полосы распределение излучаемых квантов по энергиям можно описать нормальным законом статистического распределения. Спектры излучения одноцентровых гранатных составов хорошо описываются формулой Гаусса, при этом за аргумент необходимо выбрать не длину волны, а частоту сигнала, т.е. энергию излучаемых квантов. Такие модельные представления позволяют проводить анализ составов и белоизлучающих конструкций в аналитическом виде. Предложенная формула позволяет унифицировать технологию светодиодных люминофоров, обеспечить стабильность и повторяемость светотехнических параметров излучателей.

В результате проведенных исследований разработана серия фотолюминофоров СДЛ-4000, СДЛ-3500, СДЛ-3000, СДЛ-2700 для эффективного преобразования синего излучения 455-470 нм нитридных структур в желто-оранжевое излучение, открывающее возможности построения различных белых излучателей с цветовыми температурами от 4000 до 2700К.

Люминофор	Отн. световая	λ макс,	$\Delta\lambda_{0.5}$ ,	Цветность	
	отдача	HM	HM	Х у	
СДЛ-2700	0.8-0.9	580-585	125-135	0.50 0.49	
СДЛ-3000	0.9-1.0	575-580	120-130	0.48 0.50	
СДЛ-3500	1.0-1.1	570-575	115-125	0.45 0.53	
СДЛ-4000	1.0-1.2	565-570	110-120	0.42 0.55	

Излучатели белого света могут формироваться как по принципу удалённого люминофора, так и методами непосредственного нанесения люминофора на нитридные чипы. Высокий квантовый выход излучения в гранатных кристаллах в этом диапазоне возбуждения позволяет поднять эффективность люминесцентного конвертера и конечную световую эффективность белого излучателя свыше 150лм/Вт. Термоустойчивость люминофоров на основе Y-Gd обеспечивает стабильную работу конвертера до температур 100-110С. Короткое время релаксации излучения ~ 60нс позволяет эффективную работу люминесцентного конвертера также и в импульсном режиме.

#### INDUSTRIAL PHOSPHORS OF SERIES SDL FOR LED LIGHTING

Soschin N.P., Bolshukhin V.A., Lichmanova V.N., Zorina L.N., Prichodko V.V. RDI PLATAN, Fryazino Mos. Reg. 141190, tel.: +7(496)255-45-22, e-mail: inpec@mail.ru

Luminescent compositions based on Y,Gd,Lu/Ce aluminium garnets were developed, investigated and offered for use in LED lighting together with the nitride InGaN emitters.

As a result of the research has been developed a series of photoluminophores SDL-4000, SDL-3500, SDL-3000, SDL-2700 for efficient conversion of blue radiation 455-470nm of the nitride structures into yellow-orange emission 540-580nm. It was shown the possibility of the creating different shades of white emitters for LED in range of colour temperatures T,K 4000-2700.

White-light emitters can be formed both on the principle of remote phosphor and methods of deposition phosphor directly on the nitride chips.

High quantum yield of radiation of the garnet crystals in this range of excitation allows to increase the efficiency of the luminescent converter and the final light efficiency of white LED emitter over 150 lm/W.

### МОНОЛИТНЫЕ ИСТОЧНИКИ БЕЛОГО СВЕТА

<u>А.Ф. Цацульников</u><sup>1,2</sup>, В.В. Лундин<sup>1,2</sup>, А.В. Сахаров<sup>1,2</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1,2</sup>, С.О. Усов<sup>1</sup>, А.Е. Николаев<sup>1,2</sup>, Н.А. Черкашин<sup>3</sup>, С.Ю. Карпов<sup>4</sup>

<sup>1</sup> НТЦ микроэлектроники РАН. Политехническая 26, 194021, С.Петербург

тел. +7(812)2973182, e-mail: andrew@beam.ioffe.rssi.ru

<sup>2</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе. Политехническая 26, 194021, С.Петербург

<sup>3</sup> Center for Material Elaboration & Structural Studies (CEMES) of the National Center for Scientific

Research (CNRS). 31055, Toulouse, France

<sup>4</sup> ООО «Софт-Импакт», Энгельса 27, 194156, С. Петербург

Значительный прогресс в создании высокоэффективных твердотельных источников освещения на основе синих InAlGaN светодиодов с люминофорным покрытием [1] привел к тому, что на первый план начала выходить проблема получения белого света высокого качества. Качество белого света характеризуется как в параметрах спектрального распределения (для общего освещения желателен сплошной спектр близкий к излучению абсолютно черного тела - АЧТ с цветовой температурой Tc = 2700-5000K), так и в терминах индексов цветопередачи: общего Ra (или CRI – Color Rendering Index) и специальных R1-R14. Для правильного воспроизведения естественных цветов объектов необходимо иметь значения как общего, так и всех специальных индексов цветопередачи >90 (в идеале – приближающиеся к 100). Последнее не реализуется в люминофорных белых светодиодах в связи с провалами спектральной характеристики в лазурно-голубой и красной областях видимого диапазона. Кроме того, повышение индекса цветопередачи за счет использования комплексных люминофорных покрытий приводит к уменьшению эффективности излучения за счет поглощения света в люминофорах. Одним из способов решения данной проблемы является создание RGB источников белого света на основе смешивания излучения отдельных светодиодов различных цветов [2]. Данный подход, несмотря на широкие возможности, характеризуется высокой стоимостью таких источников белого света, для которых необходимы как специальные конструкторские решения по смешиванию излучения, так и сложные источники питания. Другим подходом к достижению высоких цветовых параметров излучения является создание светодиодов с монолитной полихромной активной областью, содержащей несколько квантовых ям InGaN, излучающих при различных длинах волн. Потенциально излучение InGaN квантовых ям позволяет перекрыть весь видимый диапазон и создать безлюминофорные белые светодиоды, но практически достижимые в настоящее время эффективности излучения в зеленожелто-красном диапазонах длин волн низки для создания конкурентоспособных с люминофорными белых светодиодов. В данной работе были исследованы различные типы монолитных белых светодиодов с полихромной активной областью: безлюминофорные с активной областью излучающей в диапазоне 430-570 нм, и предназначенные для совместного использования с люминофором с активной областью, излучающей в диапазоне 430-530 нм. Второй подход позволяет, с одной стороны, реализовать высокий индекс цветопередачи за счет заполнения спектральных провалов в данном диапазоне длин волн, а, с другой стороны, сохранить высокую эффективность излучения за счет уменьшения необходимого числа люминофорных покрытий.

Был предложен общий для двух типов светодиодов дизайн активной области, содержащий InGaN/GaN короткопериодную сверхрешетку, на которую осаждались квантовые ямы InGaN, излучающие при различных длинах волн и разделенные барьерами различных типов (слой GaN, InGaN, InGaN/GaN сверхрешетка). Для улучшения структурного качества активной области был исследован технологический подход к формированию островков в квантовых ямах InGaN, позволяющий увеличить эффективность излучения по сравнению с активной областью на основе классических квантовых ям. Данный подход основан на использовании прерываний роста после осаждения InGaN квантовой ямы, позволяющих in-situ стравить избыток атомов индия с поверхности, уменьшая плотность дефектов, и с помощью такого данного локального травления InGaN преобразовать сплошную квантовую яму InGaN в массив островков. Были проведены теоретические и экспериментальные исследования вертикальной корреляции в расположении сформированных островков и экспериментальные исследования оптических свойств монолитной активной области в зависимости от порядка осаждения квантовых ям InGaN, имеющих различное содержание индия, характеристик барьера между ними для определения влияния данных параметров на эффективность излучения и спектральные свойства светодиодов. Было показано, что эффективность излучения монолитной светодиодной структуры, содержащей два слоя InGaN, излучающих при различных длинах волн, всегда меньше эффективностей излучения светодиодных структур, содержащих только один соответствующий слой. На основе теоретической балансной модели [3], данный эффект был объяснен в предположении ухудшения структурного качества верхних (в направлении эпитаксиального роста) квантовых ям InGaN при росте многослойной монолитной InGaN/GaN активной области. Исследована возможность увеличения количества полос излучения в монолитной активной области за счёт увеличения числа осаждённых InGaN квантовых ям с различным содержанием индия. Показано, что отношение интенсивностей линий излучения изменяется в широких пределах с изменением тока через структуру и сильно зависит от типа и толщины барьеров между квантовыми ямами. Предложен подход, позволяющий изменять цветовые параметры монолитного светодиода, основанный на эффекте зависимости внешней квантовой эффективности излучения светодиодов на основе AlInGaN от плотности тока.

На основе проведенных исследований были созданы образцы белых светодиодов с монолитной активной областью с длинами волн излучения 430 нм и 480 нм и желто-красным люминофорным покрытием. Проведенный в работе [4] анализ цветовых характеристик излучения изготовленных светодиодов показал, что для таких структур были продемонстрированы рекордные индексы цветопередачи Ra (8) = 98,6 и Ra (14) = 97,4 при коррелированной цветовой температуре 3400 К. Высокая эффективность излучения получениях светодиодов, сравнимая с эффективность синих светодиодов, позволяет использовать такие светодиоды для практических целей.

Работа проведена при поддержке проектов РФФИ и Программы фундаментальных исследований Президиума РАН. Авторы выражают благодарность ЗАО "Светлана-Оптоэлектроника" за изготовление светодиодов.

[1] E. F. Schubert. Light-emitting diodes. Cambridge University Press 2003

[2] A.Zukauskas, M.Shur, R.Gaska. Introduction to Solid-State Lighting. J. Wiley & Sons, NY, 2002
 [3] S. Yu. Karpov, et.al. Multi-color monolithic III-nitride light-emitting diodes: Factors controlling

emission spectra and efficiency. Phys. Status Solidi A, 213 (1), 19-29 (2016).

[4] Ilya E. Titkov, et.al., Superior colour rendering with a phosphor-converted blue-cyan monolithic lightemitting diode. Laser & Photonics Reviews, in print.

#### MONOLITHIC WHITE LEDs

<u>A.F.Tsatsulnikov</u><sup>1,2</sup>, W.V.Lundin<sup>1,2</sup>, A.V.Sakharov<sup>1,2</sup>, E.E.Zavarin<sup>1,2</sup>, S.O.Usov<sup>1,2</sup>, A.E. Nikolaev<sup>1,2</sup>, N.A. Cherkashin<sup>3</sup>, S.Yu.Karpov<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Submicron Heterostructures for Microelectronics Research & Engineering Center RAS

Politehnicheskaya 26, 194021, St. Petersburg

Phone. +7(812)2973182, e-mail: andrew@beam.ioffe.rssi.ru

<sup>2</sup> Ioffe Institute, Politehnicheskaya 26, 194021, St. Petersburg

<sup>3</sup> Center for Material Elaboration & Structural Studies (CEMES) of the National Center for Scientific

Research (CNRS). 31055, Toulouse, France

<sup>4</sup> STR Group–Soft-Impact, Ltd., P.O. Box 83, 27 Engels ave. 194156 St.Petersburg,

Different types of monolithic InGaN-based LEDs: without phosphor with active region emitting in the range of 430-570 nm and containing phosphor LEDs with active region emitting in the range of 430-530 nm were investigated. Second type of LEDs with phosphor allows realization of high color parameters. Design of active region containing InGaN/GaN short-period superlattice (SPSL) with following deposited InGaN quantum wells separated by GaN or InGaN/GaN SPSL barriers was investigated. Formation of InGaN islands in active region to improve emission efficiency was studied. Independent measurements of the fabricated monolithic white LEDs containing InGaN QWs emitting at 430 nm and 480 nm and yellow-red phosphor demonstrated very high color rendering index: Ra (8) = 98,6 and Ra (14) = 97,4 at correlated color temperature of 3400K. High emission efficiency of the LEDs which is comparable with ones for white LEDs based on blue chip indicates possibility of their practical applications.

#### ПОЛУЧЕНИЕ СВЕТОДИОДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР УФ-ДИАПАЗОНА НА САПФИРОВЫХ ПОДЛОЖКАХ

<u>А.В. Мазалов<sup>1</sup></u>, Д.Р. Сабитов<sup>1</sup>, В.А. Курешов<sup>1</sup>, А.А. Падалица<sup>1</sup>, А.А. Мармалюк<sup>2,3</sup>, Р.Х. Акчурин<sup>3</sup> <sup>1</sup>ООО «Сигм Плюс», 117342, г. Москва, ул. Введенского, 3,

тел: (495)333-33-25, e-mail: <u>AleksandrMzl@yandex.ru</u>.

<sup>2</sup>АО «НИИ «Полюс» им. М.Ф. Стельмаха», ул. Введенского, 3 к. 1, Москва, 117342, Россия.

<sup>3</sup>МИТХТ им. М.В. Ломоносова, пр-т Вернадского, 86, Москва, 119571, Россия.

Благодаря большой ширине запрещенной зоны, нитриды III-группы перспективны для производства оптоэлектронных приборов, работающих в синем, зеленом и ультрафиолетовом диапазонах спектра.

В данной работе исследован процесс создания светодиодных гетероструктур InGaN/AlInGaN ближнего ультрафиолетового диапазона 365-400 нм. Гетероструктуры InGaN/AlInGaN получены методом MOC-гидридной эпитаксии на сапфировых подложках.

При создании светодиодных гетероструктур InGaN/AlInGaN на сапфировой подложке использовался буферный слой AlN для уменьшения поглощения при выходе света. Снижения плотности дислокаций в активной области структуры добивались благодаря введению в буферный слой сверхрешетки AlN/AlGaN. В качестве контактного слоя выбран n-Al<sub>0,15</sub>Ga<sub>0,85</sub>N. Активная область данных светодиодных структур состояла из квантовых ям InGaN с низким содержанием индия (1-2%) и барьеров AlInGaN. Указанные барьерные слои AlInGaN выращивались отдельно для определения параметров решетки и ширины запрещенной зоны. Ширина запрещенной зоны определялась при помощи фотолюминесцентных измерений. Параметры решетки были измерены при помощи рентгеновских кривых качания. По результатам измерений был определен состав барьерного слоя AlInGaN [1]. Активная область ограничивалась слоем p-Al<sub>0,2</sub>Ga<sub>0,8</sub>N и структура завершалась контактным слоем p-GaN. Выращенная структура подверглась быстрому термическому отжигу для активации примеси р-типа проводимости. Светодиодные гетероструктуры продемонстрировали высокие излучательные характеристики в районе 370 нм. Спектры фотолюминесценции представлены на рис. 1.





[1] Bo-Ting Liou, Sheng-Horng Yen, Yen-Kuang Kuo. Vegards law deviation in band gaps and bowing parameters of wurtzite III-nitride ternary alloys. Proceedings of SPIE, Vol. 5628. 2005. P. 296-305

#### THE GROWING OF UV-LED HETEROSTRUCTURES ON SAPPHIRE SUBSTRATES

<u>A.V. Mazalov<sup>1\*</sup></u>, D.R. Sabitov<sup>1</sup>, V.A. Kureshov<sup>1</sup>, A.A. Padalitsa<sup>1</sup>, A.A. Marmalyuk<sup>2,3</sup>, R.Kh. Akchurin<sup>3</sup>. <sup>1</sup>Sigm Plus Co., 3 Vvedenskogo Str., 117342 Moscow, Russia,

phone: (495)333-33-25, e-mail: AleksandrMzl@yandex.ru.

<sup>2</sup>POLYUS Research & Development Institute 3 Vvedensky St., Moscow, 117342, Russia,

<sup>3</sup>Moscow State Academy of Fine Chemical Technology, 86 Vernadskogo Ave., 119571 Moscow, Russia.

In this work the growth of InGaN/AlInGaN heterostructures for UV LED was investigated. The layers were grown by MOCVD on sapphire substrates. The AlN layer was used for eliminating the light absorption in buffer layer. For decrease the dislocation density in active layers the AlN/AlGaN superlattice buffer layer was grown. The active region of this LED structure consist of quantum wells InGaN with low In composition (1-2%) and AlInGaN barriers. For this heterostructure the photoluminescence and electroluminescence measurements were demonstrated.

#### ПРИМЕНЕНИЕ КОРОТКОПЕРИОДНЫХ СВЕРХРЕШЕТОК В СВЕТОДИОДНЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ InGaN/GaN

<u>В.В. Копьев</u><sup>1</sup>\*, И.С. Романов<sup>2</sup>, И.А. Прудаев<sup>1</sup>, А.А. Мармалюк<sup>3</sup>, А.А. Падалица<sup>3</sup>, А.В. Мазалов<sup>3</sup>, В.А. Курешов<sup>3</sup>, Д.Р. Сабитов<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Лаборатория функциональной электроники, Томский государственный университет,

пр. Ленина, 36, 634050, Томск,

тел. +7(923)4291408, e-mail: viktor.kopev@gmail.com;

<sup>2</sup>НОЦ «Наноэлектроника», Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, 634050, Томск;

<sup>3</sup>АО «НИИ «Полюс» им. М.Ф.Стельмаха», ул. Введенского, д. 3, корп. 1, 117342, Москва;

Структуры с множественными квантовыми ямами (МКЯ) InGaN/GaN широко используются для производства светодиодов, лазеров и фотоприемников видимого и ультрафиолетового диапазонов. Наибольший интерес в области исследования нитридных соединений представляет разработка светоизлучающих структур с улучшенными характеристиками. В подавляющем большинстве работ [1–4] предлагаются новые технические решения, позволяющие увеличить внешний квантовый выход исследуемых светодиодов. В рамках данной работы проведено измерение внутреннего квантового выхода при использовании режима фотолюминесценции (энергия квантов возбуждающего излучения 3,49 эВ) для структур, в которых помимо слоев квантовых ям осаждалась короткопериодная сверхрешетка (КПСР) InGaN/GaN.

Исследования проводились для нескольких структур «синего» спектрального диапазона, которые были выращены методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на сапфировой подложке в направлении [0001]. Светодиодные структуры содержали слой *n*-GaN, активную область, слой *p*-GaN. Активная область *n*-типа структуры содержала МКЯ и барьеры In<sub>0.15</sub>Ga<sub>0.85</sub>N/GaN толщиной 2 и 10 нм соответственно. В некоторых структурах были выращены КПСР, находящиеся между слоем *n*-GaN активной областью (нижняя КПСР), а также между активной областью и *p*-GaN (верхняя КПСР). КПСР содержали от 5 до 14 периодов МКЯ и барьеров In<sub>0.02</sub>Ga<sub>0.98</sub>N/GaN толщиной 1 и 1 нм соответственно. Фотолюминесценцию возбуждали импульсным YAG-лазером со средней мощностью 22,4 мВт (1 кГц, длительность – 10 нс, 355 нм). В ходе эксперимента измеряли зависимости внутреннего квантового выхода η<sub>i</sub> от плотности мощности лазерного излучения в интервале температур *T* = 10 – 300 К с использованием криостата Janis CCS-300S/204 НТ. Для повышения плотности мощности возбуждающего излучения использовалась фокусировка лазерного пятна. Спектры фотолюминесценции измерялись при помощи спектрометрической системы Ocean Optics USB2000+ (317 – 520 нм). Спектры обрабатывались при помощи поотодимного пакета OceanView.

Общий вид полученных зависимостей внутреннего квантового выхода от интенсивности накачки может быть описан ABC-моделью, рис.1 [5]:

$$\eta_i = \frac{B \cdot n^2}{A \cdot n + B \cdot n^2 + C \cdot n^3},\tag{1}$$

где *А*, *В*, *С* – коэффициенты рекомбинации Шокли-Рида, излучательной и Оже, соответственно; *n* – концентрация неравновесных носителей в МКЯ.

В таблице 1 приведено изменение внутреннего квантового выхода светодиодных структур с МКЯ InGaN/GaN в зависимости от типа исследуемой структуры.

Таблица 1. Максимальное значение внутреннего квантового выхода при  $T=300~{\rm K}$ для структур с МКЯ InGaN/GaN

N⁰	1	2	3	4	5	6
Тип структуры	Базовая	Нижняя КПСР (7 периодов)	Нижняя КПСР (14 периодов)	Верхняя КПСР (5 периодов)	Верхняя КПСР (10 периодов)	Верхняя + нижняя КПСР
$\eta_i$	42%	50%	59%	34%	37%	43%

Максимальное значение внутреннего квантового выхода для структуры с нижней КПСР оказалось в 1,4 раза выше, чем для базовой структуры (без КПСР), что может быть связано с

уменьшением плотности дислокаций в активной области [6]. Увеличение внутреннего квантового выхода также может быть связано со снижением упругих напряжений в активной области структуры с МКЯ InGaN/GaN, что приводит к улучшенным условиям растекания носителей заряда по всем квантовым ямам.

Использование верхней КПСР привело к снижению величины внутреннего квантового выхода по сравнению с базовой структурой. Ранее было показано, что независимо от использования селективного или неселективного типа оптической накачки наблюдается качественное совпадение результатов, и максимальное значение внутреннего квантового выхода оказывается одинаковым в пределах погрешности [7]. Следовательно, в данном случае фотоносители генерируются однородно по всем квантовым ямам. В связи с этим количественные отличия зависимостей квантового выхода могут быть связаны с неоднородностью свойство отдельных квантовых ям во всей активной области, возникающие при дополнительном росте КПСР.

Для структуры с верхней и нижней КПСР значения η<sub>і</sub> близки к значения квантового выхода для базовой структуры.



Рис.1. Нормированные мощностные зависимости внутреннего квантового выхода фотолюминесценции светодиодных структур при различных температурах (1 – базовая, 2 – нижняя КПСР (7 периодов), 3 – нижняя КПСР (14 периодов), 4 – верхняя КПСР (5 периодов), 5 – верхняя КПСР (10 периодов), 6 – верхняя + нижняя КПСР (5 периодов))

В докладе также будут представлены результаты исследования квантового выхода при использовании режима электролюминесценции.

[1] А.С Павлюченко., И.В. Рожанский, Д.А. Закгейм. ФТП, 10 (10), 1391 (2009).

[2] Yen Sheng-Horng., Tsai Meng-Lun et al. IEEE Photonics Technology Letters, 22 (24), 1787 (2010).

[3] Zhu Di, A.N Noemaun., M.F. Schubert. et al. Applied Physics Letters, 96, 121110-1-3 (2010).

[4] X. Ni., X. Li., J. Lee et al. Applied Physics Letters, 97, 031110-1-3 (2010).

[5] Y.C. Shen, G.O. Mueller, S. Watanabe et al. Applied Physics Letters, 91, 141101 (2007).

[6] S.J. Leem, Y.C. Shin, K.C. Kim et al. J. Crystal Growth, 91, 103 (2008).

[7] V.V. Kopyev, I.A. Prudaev, I.S. Romanov. Journal of Physics: Conference Series, 541, 012055 (2014).

#### APPLICATION OF SHORT-PERIOD SUPERLATTICES IN InGaN/Gan LIGHT-EMITTING DIODES

#### <u>V.V. Kopyev</u><sup>1</sup>\*, I.S. Romanov<sup>2</sup>, I.A. Prudaev<sup>1</sup>, A.A. Marmalyuk<sup>3</sup>, A.A. Padalitsa<sup>3</sup>, A.V. Mazalov<sup>3</sup>, V.F. Kureshov<sup>3</sup>, D.R. Sabitov<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Functional Electronics Laboratory, Tomsk State University, Lenin ave., 36, 634050, Tomsk,

phone. +7(923)4291408, e-mail: viktor.kopev@gmail.com;

<sup>2</sup>Tomsk State University, Lenin ave., 36, 634050, Tomsk

<sup>3</sup>M. F. Stelmakh Research Institute «Polyus», Vvedenskogo str., 3 bld.1., 117342, Moscow

The results of study of internal quantum efficiency of blue LED structures with short-period  $In_{0.02}Ga_{0.98}N/GaN$  superlattices (SPSL) are presented. The internal quantum efficiency value of the LED structures with SPSL is 1.4 times higher than the corresponding values for the LED structures without SPSL.

### InGaN/GaN НИТЕВИДНЫЕ СВЕТОДИОДНЫЕ МИКРОКРИСТАЛЛЫ

В.В. Лундин<sup>1</sup>, <u>С.Н. Родин<sup>1\*</sup></u>, А.В.Сахаров<sup>1</sup>, Е.Ю. Лундина<sup>1</sup>, С.О. Усов<sup>2</sup>, Ю.М. Задиранов<sup>1</sup>, С.И. Трошков<sup>1</sup>, А.Ф. Цацульников<sup>2,3</sup>.

1 ФТИ им. А.Ф. Иоффе Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург,

e-mail: s\_rodin77@mail.ru;

<sup>2</sup> НТЦ микроэлектроники Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург;

<sup>3</sup> «Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных

технологий, механики и оптики». Кронверкский пр., 49, 197101, Санкт-Петербург.

Ш-N структуры на основе нитевидных нано- и микрокристаллов (ННК и НМК) в последние годы привлекают существенное внимание исследователей из-за ряда потенциальных преимуществ. В таких структурах практически отсутствуют механические напряжения, вызванные рассогласованием параметров кристаллической решетки и коэффициентов теплового расширения между подложкой и эпитаксиальными слоями. На основе ННК и НМК возможно создание акселерометров и других устройств наномеханики. Светодиодные структуры на основе ННК и НМК возможно создание акселерометров и других устройств наномеханики. Светодиодные структуры на основе ННК и НМК, в которых активная область и слои р-типа расположены на боковых поверхностях (core-shell reометрия), при той же площади приборного кристалла, могут иметь намного большую площадь p-n перехода, чем традиционные планарные гетероструктуры, что снижает проблему падения эффективности люминесценции с возрастанием плотности тока. Также такие структуры привлекательны для создания различного рода сенсоров, чувствительных к составу окружающей среды за счет большей площади поверхности.

Нитевидные микрокристаллические InGaN/GaN светодиодные структуры в core-shell геометрии длиной 400-600 мкм были получены методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений. Выращивание НМК производилось на поверхности слоя титана, нанесенного термическим или магнетронным распылением на сапфировые подложки ориентации (0001) или эпитаксиальные слои AIN ориентации (0001), выращенные методом MOVPE на кремниевых подложках ориентации (111).

Первый этап формирования НМК производился аналогично ранее описанному [1]. Отличие состояло во введении в реактор моносилана для получения НМК п-типа проводимости. Длительность этапа вертикального роста в данной работе была увеличена с целью формирования массива НМК с доминирующей длиной 400-600 мкм для упрощения их последующего исследования. После этого условия в реакторе изменялись, и выращивание активной области на основе нескольких InGaN квантовых ям, разделенных GaN барьерами, и слоя р-GaN производились в режимах, оптимизированных для эпитаксии планарных InGaN/GaN светодиодов при высокой концентрации аммиака, что значительно увеличивало скорость роста в боковом направлении. Поэтому, активная область и слой р-GaN формировались на всей боковой поверхности НМК.

Изучение электролюминесцентных свойств выращенных НМК производилось без их отделения от подложки, при этом поликристаллический слой GaN, покрывающий поверхность подложки между НМК, выступал в качестве п-контактного слоя. Положительное смещение подавалось через металлический зонд, подводимый к боковой поверхности отдельного НМК. Микрофотографии НМК при протекании тока приведены на рисунке la. Несмотря на крайне малую величину тока, электролюминесценция НМК была отчетливо видна в освещенной комнате. Характер вывода света определялся в основном волноводными эффектами и мало зависел от точного положения точки касания зонда поверхности НМК.

Изучение спектров микрофотолюминесценции, снятых с различных точек вдоль НМК показало, что активная область InGaN/GaN формировалась по всей их длине. Тем самым, можно считать доказанной формирование InGaN/GaN НМК с p-n переходом в core-shell геометрии. Различные кристаллиты демонстрировали люминесценцию на разных длинах волн в сине-зеленом спектральном диапазоне.

РЭМ фотография во вторичных электронах поперечного скола НМК приведена на рисунке 1b. Отчетливо видно, что слой p-GaN, имеющий более светлый тон, охватывает НМК по периметру.



(b)

Рис.1. а) Оптическая микрофотография электролюминесценции одиночного InGaN/GaN HMK с подведенным зондом.

b) РЭМ фотография светодиодного InGaN/GaN HMК – поперечный скол на середине высоты.

В результате проведенных исследований подтверждена применимость ранее разработанной технологии сверхбыстрого выращивания GaN HMK, индуцированного нанослоем титана, для формирования светодиодных структур. Созданы и исследованы HMK светодиоды видимого диапазона с длиной 300-500 мкм и диаметром 5-15 мкм, показана возможность получения излучения от отдельного HMK.

[1] M. M. Rozhavskaya, W. V. Lundin et al., Journ. of Appl. Phys. 117, 024301 (2015)

(a)

### InGaN/GaN MICROWIRES LED

*W.V.Lundin*<sup>1</sup>, <u>S.N.Rodin</u><sup>1\*</sup>, *A.V.Sakharov*<sup>1</sup>, *E.Yu.Lundina*<sup>1</sup>, *S.O.Usov*<sup>2</sup>, *Yu.M.Zadiranov*<sup>1</sup>, *S.I.Troshkov*<sup>1</sup>, *A.F.Tsatsulnikov*<sup>2,3</sup>. <sup>1</sup> Ioffe Physico-Technical Institute of the Russian Academy of Science. Polytechnicheskaya st., 26, 194021,

St-Petersburg,

e-mail: s\_rodin77@mail.ru;

<sup>2</sup> Scientific and Technological Center for Microelectronics and Submicron Heterostructures of the Russian Academy of Science. Polytechnicheskaya st., 26, 194021, St-Petersburg; <sup>3</sup> ITMO University. Kronverksky, 49, 197101, St-Petersburg.

InGaN/GaN micro-wire light-emitting diodes in core-shell geometry of 400-600 micrometer length were grown by metalorganic vapor phase epitaxy on sapphire and silicon substrates. Technique of extrafast growth induced by titanium nano-film was used. Microcrystals have demonstrated electroluminescence in blue-green spectral range.

#### ОСОБЕННОСТИ СПЕКТРОВ ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ СВЕТОДИОДОВ В КОРОТКОВОЛНОВОЙ ОБЛАСТИ СПЕКТРА

Л.П.Авакянц<sup>1</sup>, А.Э.Асланян<sup>1</sup>, П.Ю.Боков<sup>1</sup>, <u>В.В.Волков<sup>1</sup></u>, Л.М.Коган<sup>2</sup>, И.С.Матешев<sup>1</sup>, А.Н.Туркин<sup>1</sup>\*, А.В.Червяков<sup>1</sup>, А.Э.Юнович<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Ленинские горы, 119991, г. Москва,

тел. +7(495)9392494, andrey@turkin.su;

<sup>2</sup>ООО «НПЦ ОЭП «ОПТЭЛ». Щербаковская ул., д. 53, 105187, г. Москва,

тел. +7(495)3660533, <u>npcoptel@mail.ru;</u>

Исследованы спектры электролюминесценции светодиодов (СД) повышенной мощности ультрафиолетового (УФ), фиолетового и синего спектрального диапазона, разработанных НПЦ ОЭП «Оптэл» [1]. СД были сконструированы из кристаллов фирмы SemiLEDs на основе p-nгетероструктур типа InGaN/AIGaN/GaN с размерами 1,07х1,07 мм<sup>2</sup>; размеры p-n-гетеропереходов были 0,97х0,97 мм<sup>2</sup>. Кристалл монтировался в специальный корпус для отвода тепла от p-n перехода.

Измерения спектров электролюминесценции СД в широком интервале токов были проведены на автоматизированной установке на основе монохроматора МДР-12, управляемой разработанной новой компьютерной программой.



Рис.1. Спектры электролюминесценции при разных значениях тока для светодиодов с длиной волны 380 нм (a), 400 нм (b), 411 нм (c), 455 нм (d).

Спектры излучения СД в диапазоне токов от 10 до 350 мА имели основную полосу с максимумами в области длин волн  $\lambda$  от 380 (УФ диоды) до 411 нм (фиолетовые) и 455 нм (синие) ( $\hbar \omega = 3,18 \div 2,72$  эВ). Форма основных спектральных полос проанализирована на основе модели двумерных структур с «хвостами» плотности состояний в валентной зоне и зоне проводимости [2,3]. Анализ позволил оценить нагрев активной области структур при больших токах. Изменение положения максимума с увеличением тока объясняются как изменением эффективной ширины

запрещенной зоны с нагревом диодов, так и изменением положения квазиуровней Ферми в активной области.

Кроме основных полос в спектрах УФ и фиолетовых СД были обнаружены дополнительные спектральные полосы в видимой области, от  $\hbar\omega = 2,22$  эВ до 2,15 эВ, положение максимума которых изменялось в соответствии с максимумом основной полосы, а их интенсивность увеличивалась при продвижении в УФ область. Возможной причиной этих полос предполагается излучательная рекомбинация на глубоких уровнях вблизи активной области.

Проведен анализ вольтамперных характеристик, мощности излучения и эффективности преобразования энергии в СД.

[1] Л.М.Коган, А.А.Колесников, А.Н.Туркин. Новые мощные ультрафиолетовые и фиолетовые излучающие диоды. Светотехника, 2016, №2, стр. 57-59.

[2] М.Л. Бадгутдинов, А.Э. Юнович. Спектры излучения гетроструктур с квантовыми ямами типа InGaN/AIGaN/GaN: модель двумерной комбинированной плотности состояний. ФТП, 2008, т. 42, вып. 4, с. 438-446.

[3] Л.П.Авакянц, А.Э.Асланян, П.Ю.Боков, В.В.Волков, И.С.Матешев, А.Н.Туркин, А.В.Червяков, А.Э.Юнович. Люминесцентные и электрические свойства ультрафиолетовых и фиолетовых светодиодов из гетероструктур на основе нитрида галлия. Ученые записки физического факультета МГУ им. М.В.Ломоносова, №3, 163401-1-163401-7, 2016.

#### DETAILS OF ELECTROLUMINESCENCE SPECTRA OF LIGHT-EMITTING DIODES IN SHORT WAVELENGTH REGION

### L.P.Avakyants<sup>1</sup>, A.E.Aslanyan<sup>1</sup>, P.Yu.Bokov<sup>1</sup>, <u>V.V.Volkov<sup>1</sup></u>, L.M.Kogan<sup>2</sup>, I.S.Mateshev<sup>1</sup>, A.N.Turkin<sup>1</sup>\*, A.V.Chervyakov<sup>1</sup>, A.E.Yunovich<sup>1</sup>

<sup>1</sup>M.V.Lomonosov MSU Physics Faculty Leninskie Gory, 119991, Moscow, <u>andrey@turkin.su</u> <sup>2</sup>«SMC «OPTEL», 53, Shcherbakovskaya str., 105187, Moscow, <u>npcoptel@mail.ru</u>

Electroluminescence spectra of UV, violet and blue light-emitting diodes (LEDs) developed by "Optel - Center" Company were studied in a wide range of currents, J = 10 - 350 mA. LED spectral maxima were near  $\lambda = 380$  nm ( $\hbar\omega = 3,18$  eV, UV), 411 nm ( $\hbar\omega = 3,05$  eV, violet) and 455 nm ( $\hbar\omega = 2,72$  eV, blue). Additional spectral band has been observed in the interval 2,22 ÷ 2,15 eV, which shifted correspondingly with the shift of the main band. Spectral form was analyzed by means of 2D-structure model with the band tails. Current-voltage characteristics, radiation power and efficiency of LED analyze is made.

#### СПЕКТРЫ ЭЛЕКТРООТРАЖЕНИЯ СВЕТОДИОДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР InGaN/GaN В СИНЕЙ ОБЛАСТИ СПЕКТРА

Л.П.Авакянц<sup>1</sup>, <u>А.Э.Асланян</u><sup>1</sup>\*, П.Ю.Боков<sup>1</sup>, В.В.Волков<sup>1</sup>, Л.М.Коган<sup>2</sup>, И.С.Матешев<sup>1</sup>, А.Н.Туркин<sup>1</sup>, А.В.Червяков<sup>1</sup>, А.Э.Юнович<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Ленинские горы, 119991, г. Москва, тел. +7(495)9392494, aslanyan.artyom@physics.msu.ru;

<sup>2</sup>ООО «НПЦ ОЭП «ОПТЭЛ». Щербаковская ул., д. 53, 105187, г. Москва,

тел. +7(495)3660533, <u>npcoptel@mail.ru;</u>

Исследованы спектры электроотражения светодиодов (СД) повышенной мощности синего спектрального диапазона, разработанных НПЦ ОЭП «Оптэл». СД были сконструированы из кристаллов фирмы SemiLEDs на основе p-n-гетероструктур типа InGaN/AIGaN/GaN с размерами 1,07x1,07 мм<sup>2</sup>; размеры p-n-гетеропереходов были 0,97x0,97 мм<sup>2</sup>. Кристалл монтировался в специальный корпус для отвода тепла от p-n перехода.

Измерения спектров электроотражения СД были проведены на автоматизированной установке, управляемой разработанной компьютерной программой. Свет от лампы накаливания выделялся монохроматором фокусировался на образец. Затем, отражённое от образца излучение, фиксировалось с помощью кремниевого фотоприёмника синхронным детектором. К контактам образца подавалось различное модулирующее напряжение в виде прямоугольных импульсов. Тот же сигнал являлся опорным для синхронного детектора.

Максимумы спектров электролюминесценции СД лежат в диапазоне 455 нм (ħω = 2,72 зВ). На спектрах электроотражения видна пара линий в окрестности значений энергии 2,6-3,4 зВ (рисунок 1). Эта пара линий синхронно сдвигается при изменении постоянного смещения p-п перехода. Разница между максимумами линий составляет примерно 120 мэВ. Линия с более высокой энергией имеет большую интенсивность.

Данные линии можно объяснить рекомбинацией в активной области структуры, которая, предположительно, представляет собой множественную квантовую яму (КЯ), т.е. несколько КЯ разной ширины. Другим возможным объяснением может быть проявление 2-го уровня размерного квантования в КЯ, но вероятность этот существенно меньше.



Рис.1. Спектр электроотражения при амплитуде модулирующего сигнала 2.5В и напряжении смещения -3В и спектр электролюминесценции при токе 100мА (напряжение смещения 2.8В).

#### ELECTROREFLECTION SPECTRA OF LIGHT-EMITTING DIODE InGaN/GaN HETEOSTRUCTURES IN BLUE SPECTRAL REGION

# L.P.Avakyants<sup>1</sup>, A.E.Aslanyan<sup>1</sup>, P.Yu.Bokov<sup>1</sup>, <u>V.V.Volkov<sup>1</sup></u>, L.M.Kogan<sup>2</sup>, I.S.Mateshev<sup>1</sup>, A.N.Turkin<sup>1</sup>\*, A.V.Chervyakov<sup>1</sup>, A.E.Yunovich<sup>1</sup>

<sup>1</sup>M.V.Lomonosov MSU Physics Faculty Leninskie Gory, 119991, Moscow, <u>andrey@turkin.su</u> <sup>2</sup>«SMC «OPTEL», 53, Shcherbakovskaya str., 105187, Moscow, <u>npcoptel@mail.ru</u>

Electroreflection spectra of blue light-emitting diodes (LEDs) developed by "Optel - Center" Company were studied. LED spectral maxima were near  $\lambda = 455$  nm ( $\hbar\omega = 2,72$  eV). Two bands near 2,6-3,4 eV energy region were detected. These bands synchroniouslly shifted with p-n junction voltage bias. A difference between bands maxima is around 120 meV. A band with higer energy value was more intersive.

These two lines could be explained by a recombination in structure active area, that possible to be a multiple quantum well (QW), i.e. several QW with a little bit different width. Another explanation could be given with a 2-d spatial quantum level appeareance, but it's much less probable.

#### ДИАГНОСТИКА ЗЕЛЕНЫХ InGaN СВЕТОДИОДОВ ПО ПАРАМЕТРАМ ФОТОТОКА И ФОТОЭДС

#### <u>В.А. Сергеев</u>\*, И.В. Фролов, А.А. Широков, О.А. Радаев

Ульяновский филиал Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова Российской академии наук. ул. Гончарова, д.48/2, 432071, г. Ульяновск, тел. +7(8422)442996, e-mail: ufire@mv.ru

Для диагностики светодиодов на основе InGaN/GaN гетероструктур разрабатываются различные методы неразрушающего контроля, в том числе, фотоэлектрические, основанные на измерении параметров и характеристик светодиода при облучении его монохроматическим излучением [1].

В работе представлены результаты исследования зависимости фототока и фотоЭДС от длины волны и плотности мощности падающего излучения, а также их изменение в процессе ускоренных испытаний коммерческих зеленых светодиодов трех типов: C503B-GAN фирмы Cree, ARL5213-PGC фирмы Arlight и КИПД 40У20-Л1-П7 производства «Протон».

Измерение фототока и фотоЭДС светодиодов проводилось при облучении их монохроматическим излучением, формируемым на выходе спектрофотометра СФ-46 с шириной выходной щели 6,5 нм, в диапазоне длин волн 350...530 нм и диапазоне плотности потока излучения 0,03...5000 мкВт/см<sup>2</sup>. В качестве источника излучения использовалась лампа накаливания мощностью 100 Вт. Фототок и фотоЭДС регистрировались универсальным вольтметром В7-21А. Спектр фототока светодиода рассчитывался путем нормирования измеренного спектра на спектр источника излучения.

На рис. 1 приведены спектр фототока и спектр излучения, измеренный при токе 1 мА, светодиодов типа ARL5213-PGC, построенные в полулогарифмическом масштабе. Максимум спектра фототока соответствует энергии падающего излучения 2,92 эВ, а максимум спектра излучения светодиода – 2,36 эВ. Таким образом, сдвиг Стокса, характеризующий потери в структуре, составляет 0,56 эВ, что свидетельствует о низкой степени ее упорядоченности. Это подтверждается достаточно большими значениями параметра  $E_0$  (рис. 1). Подобная форма спектра фототока характериа для светодиодов всех трех исследованных типов. Левое крыло спектральной характеристики в диапазоне энергий 2,35...2,5 эВ свидетельствует о потерях на собственное поглощение излучения в структуре. Крутизна спада правого крыла спектральной характеристики характериы «хвостов» плотности распределения состояний в запрещенной зоне и оценивается значением параметра  $E_0$ .

По абсолютной величине и разбросу значений фототока в пределах выборки светодиоды существенно отличаются, при этом имеют приблизительно равную площадь поверхности кристалла, но разный угол излучения (табл. 1).

при облутении евстом с длиной волны чоо им и изотностью потока излутения тэ мкви/ем						
Тип светодиода	Угол излучения $2\theta_{0,5}$ , °	Среднее значение фототока, нА	СКО, нА			
C503B-GAN	15	79	13			
ARL5213-PGC	15	390	70			
КИПД 40У20-Л1-П7	20	214	18			

Таблица 1. Выборочные значения фототока светодиодов при облучении светом с длиной волны 460 нм и плотностью потока излучения 15 мкВт/см<sup>2</sup>

Исследована зависимость фототока и фотоЭДС светодиодов от плотности потока падающего излучения. Установлено, что величина фототока светодиода линейно зависит от плотности потока падающего излучения в пределах исследованного диапазона интенсивностей (рис. 2, графики 1 и 2). ФотоЭДС имеет линейную зависимость от уровня падающего излучения в диапазоне малых плотностей потока излучения и испытывает насыщение в области больших плотностей потока при 1,9...2,1 В (рис. 2). Эти же напряжения при прямом включении светодиода соответствуют пороговому напряжению начала свечения светодиода. Показано, что у светодиодов с квантовыми ямами (КЯ) в области порстранственного заряда (ОПЗ) (рис. 2, график 2) величина фототока меньше, чем у светодиодов без КЯ в ОПЗ (рис. 2, график 1).

В процессе ускоренных испытаний светодиодов в импульсном режиме при повышенной токовой нагрузке (І<sub>имп тах</sub> = 100 мА, т<sub>имп</sub> = 100 мкс, Q = 100, T = 300 K) у светодиодов всех исследованных типов происходит увеличение фототока, но разные типы светодиодов при этом характеризуются разным темпом изменения фототока (рис. 3). На наш взгляд, увеличение фототока в процессе испытаний светодиодов обусловлено генерацией дополнительных генерационно-

рекомбинационных центров в активной области гетероструктуры, что подтверждается изменениями профиля распределения концентрации основных носителей заряда, измеренного методом вольтфарадных характеристик [2].



Рис.1. Спектр фототока и спектр излучения светодиода ARL5213-PGC

Рис.2. Зависимости фототока и фотоЭДС светодиода ARL-5213 РGС от плотности потока падающего оптического излучения с длиной волны 460 нм



Рис.3. Изменение фототока светодиодов C503B-GAN (а) и 40У20-Л1-П7 (b) при ускоренных испытаниях

Результаты проведенных исследований показывают, что спектры фототока и фотоЭДС могут дать дополнительную информацию о качестве светодиодных структур.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Ульяновской области в рамках научного проекта №16-47-732159 р офи м.

[1] М.В. Барановский, Г.Ф. Глинский, М.С. Миронова. ФТП, 47, 60 (2013).

[2] В.А. Сергеев, И.В. Фролов, А.А. Широков. Приборы и техника эксперимента, 1, 137 (2014).

#### DIAGNOSTICS OF GREEN INGAN LEDS ON THE PARAMETERS OF THE PHOTOCURRENT AND PHOTOVOLTAGE

V.A. Sergeev\*, I.V. Frolov, A.A. Shirokov, O.A. Radaev

Ulyanovsk branch of Kotel'nikov Institute of Radio Engineering and Electronics of Russian Academy of Sciences. Goncharov Street, 48/2, 432071, Ulyanovsk, phone. +7(8422)442996, e-mail: ufire@mv.ru

Results of a research of the dependence of photocurrent and photovoltage on the wavelength and power density of the incident radiation of commercial green LEDs based on InGaN/GaN heterostructures presented. It is shown that different types of LEDs have a different variation of the photocurrent values in the LEDs sample, as well as the different rate of the photocurrent changes during accelerated tests in pulsed mode at high current. It is shown that the spectra of the photocurrent and photovoltage can be used to provide additional information for the diagnostics of LEDs.

#### СПЕКТРЫ ГЛУБОКИХ УРОВНЕЙ В ЗЕЛЁНЫХ СВЕТОДИОДАХ GaN/InGaN И СВЕТОДИОДАХ С ЗАРОЩЕННЫМ ПОДСЛОЕМ НАНОСТОЛБИКОВ, ЗАПОЛНЕННЫМ НАНОЧАСТИЦАМИ SiO₂

<u>А.Я. Поляков</u><sup>1\*</sup>, Н.Б. Смирнов<sup>1</sup>, Н. S. Cho<sup>2</sup>, К. В. Bae<sup>2</sup>, J. H. Baek<sup>3</sup>, Tae-Hoon Chung<sup>3</sup>, I.- H. Lee<sup>2</sup>, И.В. Щемеров<sup>1</sup>, Р.А. Зиновьев<sup>1</sup>, Е.С. Кондратьев<sup>4</sup>

<sup>1</sup>НИТУ "МИСиС", Москва, 119049, Ленинский пр., д.4, Россия, e-mail: aypolyakov@gmail.com <sup>2</sup>School of Advanced Materials Engineering and Research Center for Advanced Materials Development, Chonbuk National University, Jeonju, Chonbuk 561-756, Korea <sup>3</sup>Korea Photonics Technology Institute, Gwangju 500-779, South Korea <sup>4</sup>НПО "Пульсар", Москва, 105187, Окружной проезд, д. 27, Россия

В работе исследованы электрические характеристики, спектры глубоких центров, спектры электролюминесценции зелёных светодиодов (СД) GaN/InGaN, выращенных методом MOCVD на профилированных сапфировых подложках. Изучены два типа СД структур. Структуры первого типа состояли из 3мкм нелегированного GaN, 5.5 мкм n<sup>+</sup>-GaN, 20-периодной сверхрешётки GaN/InGaN (общей толщиной 40 нм), 10 квантовых ям GaN/InGaN (общая толщина 160 nm) и контактного слоя р-GaN толщиной 160 нм. Структуры второго типа отличались тем, что рост плёнки n<sup>+</sup>-GaN был остановлен при толщине 2.5 мкм, сухим травлением через наномаску никеля сформирован на глубину 1 мкм слой наностолбиков GaN с диаметром столбиков около 150 нм и плотностью около 10<sup>9</sup> сm<sup>-2</sup>, промежутки между столбиками заполнены наночастицами SiO<sub>2</sub>, после чего подслой с верхрешёткой, активной областью и контактной плёнкой p-GaN. На обоих типах структур были затем сформированы СД с размером чипа 1000 мкм×500 мкм. Омический контакт к верхнему слою был образован нанесением ITO и Cr-Au, омический контакт к n<sup>+</sup>-GaN был сформирован напылением Cr-Au (схематически устройство SiO2 СД показано на рис. 1).

На изготовленных таким образом СД проводились измерения ВАХ, люкс-амперных характеристик, ВФХ, спектров ЭЛ, адмиттанс-спектров и спектров DLTS с электрической и оптической (ODLTS) инжекцией. Структурные исследования включали измерение рентгеновских кривых качания, а также РЭМ измерения. Рентгеновские данные указывают на заметное уменьшение плотности дислокаций в SiO<sub>2</sub> СД вследствие преобладания механизма латерального заращивания над областями, заполненными частицами SiO<sub>2</sub>. РЭМ изображения сколов структур ясно демонстрируют присутствие наночастиц между наностолбиками и образование треугольных пустот под латерально зарощенными областями. Было обнаружено, что интенсивность ЭЛ была на 15% выше для SiO<sub>2</sub> СД по сравнению с обычными СД. Однако утечки в обратном и прямом токе были заметно ниже для последних. Температурная зависимость тока насыщения прямых ВАХ характеризовалась энергией активации 0.2-0.3 eV для обоих типов СД структур.



Рис.1. Схематическое изображение устройства исследованных СД

Измерение профилей ВФХ исследованных СД показали, что граница ОПЗ при нулевщм смещении лежит между нижней КЯ и началом сверхрешётки, так что для исследования спектров ГУ в МКЯ области напряжение постоянного смещения на диоде должно было быть выше 0.3V, а для сканирования более глубоких областей требовалось прикладывать отрицательные напряжения. Адмиттанс-спектры диодов характеризовались пиком при повышенных температурах, связанным с вымораживанием электронных ловушек с энергией активации 0.25 eV, пиком при температуре ниже 200К, вызванным вымораживанием Mg в p-GaN, и сравнительно глубокими электронными ловушками с энергией 0.07 eV в области КЯ GaN/InGaN.

В спектрах DLTS доминировали электронные ловушки с энергией активации 0.25-0.28 eV, похожие на те, что наблюдались в адмиттанс-спектрах, а также дырочные ловушки с энергией активации 0.45 eV. Последние также были хорошо видны в спектрах ODLTS. При этом спектры имели качественно одинаковый характер при использовании для возбуждения фотонов, генерирующих носители только в КЯ (длина волны 530 нм) и фотонов, способных создавать электроны и дырки во всей структуре (длина волны 365 нм). Это обстоятельство служит ясным указанием на то, что центры, о которых идёт речь, находятся в области КЯ и являются, скорее всего, интерфейсными ловушками. Похожие (с учётом изменения ширины запрещённой зоны в КЯ) дырочные интерфейсные ловушки наблюдались нами и в светодиодах с более короткой длиной волны (400 нм, 480 нм) и могут быть связаны либо с акцепторными комплексами вакансий галлия с мелкими донорами, либо с углеродными акцепторами. Концентрации как электронных ловушек с энергией активации 0.25 eV, так и дырочных ловушек 0.45 eV были заметно ниже в SiO<sub>2</sub> CД, что свидетельствует о лучшем качестве интерфейса, связанном, по всей вероятности, с пониженной плотностью дислокаций. Увеличение эффективности ЭЛ в SiO<sub>2</sub> ЛД, происходящее, несмотря на рост токовых утечек, связано, по-видимому, с улучшением вывода света из структуры благодаря дополнительному рассеянию, а также со снижением влияния центров безызлучательной рекомбинации.

## DEEP TRAPS IN GREEN GaN/InGaN IIGHT EMITTING DIODES WITH AND WITHOUT NANOPILLAR SUBLAYER EMBEDDED WITH SiO<sub>2</sub>

<u>A.Y. Polyakov<sup>1\*</sup></u>, N.B. Smirnov<sup>1</sup>, H. S. Cho<sup>2</sup>, K. B. Bae<sup>2</sup>, J. H. Baek<sup>3</sup>, Tae-Hoon Chung<sup>3</sup>, I.- H. Lee<sup>2</sup>, I.V. Shchemerov<sup>1</sup>, R.A. Zinovyev<sup>1</sup>, E.S. Kondratyev<sup>4</sup>

<sup>1</sup> National University of Science and Technology MISiS, Moscow, Leninskiy pr. 4, Moscow 119049, Russia, e-mail:aypolyakov@gmail.com

<sup>2</sup>School of Advanced Materials Engineering and Research Center for Advanced Materials Development, Chonbuk National University, Jeonju, Chonbuk 561-756, Korea

<sup>3</sup>Korea Photonics Technology Institute, Gwangju 500-779, South Korea

<sup>4</sup>Pulsar Scientific & Production Enterprise, Joint Stock Company, Moscow, 105187, Okruzhnoy Way, house 27, Russia, E-mail: eskondratyev@gmail.com

Deep traps spectra were studied for standard green LED structures and for structures with overgrown GaN nanopillars embedded with SiO<sub>2</sub> nanoparticles. The spectra were dominated by deep electron traps with activation energy 0.25-0.28 eV and deep hole traps with activation energy 0.45 eV. Both traps are located in the QW region, the 0.45 eV hole traps are situated in the InGaN QWs as evidenced by ODLTS spectra measurements with photons excitation only in the QWs (530 nm) and in the entire structure (365 nm). The concentration of traps is considerably lower in the SiO<sub>2</sub> embedded LEDs which correlates with the higher EL efficiency and lower dislocation density.

#### МОДЕЛИРОВАНИЕ СНИЖЕНИЯ ОПТИЧЕСКОЙ МОЩНОСТИ InGaN/GaN СВЕТОИЗЛУЧАЮЩЕГО ДИОДА, ВЫЗВАННОГО ДИФФУЗИЕЙ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В АКТИВНУЮ ОБЛАСТЬ

<u>В.А. Сергеев</u>\*, А.М. Ходаков, И.В. Фролов

УФИРЭ им. В.А. Котельникова РАН. Гончарова, 48/2, 432071, Ульяновск, тел. 8(8422)442996, e-mail: sva@ulstu.ru

Разработана кинетическая модель оптической деградации светоизлучающих диодов (СИД), основанная на безизлучательной рекомбинации носителей, вызванной диффузией атомов примеси в объем активного слоя из соседних слоев структуры светодиода. Модель позволяет получить изменение квантовой эффективности СИД и оптической мощности излучения в зависимости от времени старения. Изменение оптической мощности СИД от времени эксплуатации содержит долговременную составляющую, которую связывают с образованием в активной области гетероструктуры центров безызлучательной рекомбинации, как следствия перераспределения атомов примесей, собственных дефектов и дислокаций в область p - n перехода. Было установлено [1], что временная зависимость долговременного процесса деградации хорошо описывается диффузионной моделью. Существующие подобные модели либо задача решалась с существенными ограничениями. Представляемая диффузионной модель позволяет получить зависимость изменения концентрации атомов примеси в активной области структуры светодиода и зависящей от нее эффективности светодиода как функции времени старения и начальной внутренней квантовой эффективности структуры СИД, определяемой в качестве параметра модели.

Математическое описание модели состоит из следующих уравнений:

- уравнений диффузии атомов примеси

$$\frac{\partial N_i(z,t)}{\partial t} = D_i \frac{\partial^2 N_i(z,t)}{\partial z^2} - V_i \frac{\partial N_i(z,t)}{\partial z}, \qquad i=1,2,3,$$
(1)

- уравнения баланса концентрации носителей n(z,t) в активной области структуры

$$\frac{dn}{dt} = G - (R_{imp} + C_{rad} n^2 + C_{aug} n^3 + L), \qquad n(z,0) = n_0,$$
(2)

где  $G = \frac{J_0}{ed}$  – скорость генерации носителей,  $J_0$  – плотность тока, d – размер активной области, e – заряд электрона;  $n_0$  – начальная концентрация носителей,  $C_{rad}, C_{aug}$  – коэффициенты излучательной и Оже рекомбинации носителей соответственно;  $R_{imp}$  – скорость безизлучательной рекомбинации носителей через примесные центры; L – скорость утечки носителей через потенциальный барьер.

Скорость безизлучательной рекомбинации носителей через примесные центры определялась в следующем виде:

$$R_{imp} = C_{imp} n(z,t) N(z,t) , \qquad (3)$$

где N(z,t) – концентрация примесных атомов в активной области структуры светоизлучающего диода;  $C_{imp}$  – коэффициент безизлучательной рекомбинации. Уравнения модели (1) – (2), с соответствующими начальными и граничными условиями, решалась численным методом конечных элементов.

Сравнение результатов временного изменения оптической мощности (рис. 1) рассчитанных по разработанной модели и полученных из эксперимента проводилось для светодиодов зеленого свечения производства фирмы Arlight [2]. Светоизлучающие диоды этого типа имеют двойную гетероструктуру InGaN/GaN с множественными квантовыми ямами. Испытания светодиодов проводились при комнатной температуре и постоянном токе 25 мА. Из характера изменения экспериментальных и расчетных кривых видно, что для имеющих более низкое значение начальной квантовой эффективности светодиодов темп деградации выше. По результатам сравнения можно оценить значение начальной внутренней квантовой эффективности СИД.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Ульяновской области в рамках научного проекта № 16-47-732151.



Рис. 1. Временная зависимость оптической мощности СИД InGaN/GaN; η<sub>0</sub>: 1 – 0.8, 2 – 0.9, 3 – 0.95; сплошная линия – расчет по модели

[1] Т.В.Торчинская, В.А.Воротинский, Ж.С.Абдуллаев и др. ЖТФ, 61, 2, (1991).

[2] URL: http:// www.arlight.ru.

#### SIMULATION REDUCTION InGaN / GaN LIGHT EMITTING DIODE OPTICAL POWER, INDUCED DIFFUSION OF IMPURITY ATOMS IN THE ACTIVE REGION

V.A. Sergeev<sup>\*</sup>, A.M. Hodakov, I.V. Frolov Kotel'nikov Institute of Radio Engineering and Electronics (Ulyanovsk branch), Russian Academy of Sciences, Goncharova, 48/2, 432071, Ulyanovsk ph. 8(8422)442996, e-mail: sva@ulstu.ru

Developed a kinetic model of the optical degradation of light-emitting diodes (LEDs) based on nonradiative carrier recombination caused by the diffusion of impurity atoms in the volume of the active layer of the adjacent layers of the LED structure. The model allows you to change the quantum efficiency of the LED, and thus the optical output power depending on the time of aging. The mathematical description of the model consists of equation diffusion of impurity atoms, the balance equation carrier concentration n (z, t) in the active region structure. The equations of the model with the appropriate initial and boundary conditions are solved numerically using finite element method. Comparing the results of the temporary change in optical power calculated by the model developed and obtained from an experiment conducted for LEDs glow green Arlight production company [2]. By comparing the results (fig. 1), we can estimate the value of the initial internal quantum efficiency of the LED.

#### МНОГООБРАЗИЕ И ОБЩНОСТЬ СВОЙСТВ СВЕТОДИОДОВ СПЕКТРАЛЬНОГО ДИАПАЗОНА 368-530 НМ

Н.М. Шмидт<sup>1</sup>, А.Л. Закгейм<sup>2</sup>, Н.А. Тальнишних<sup>2</sup>, А.Е. Черняков<sup>2</sup>, <u>Е.И. Шабунина</u><sup>1</sup>, А.Я. Поляков<sup>3\*</sup>, Н.Б. Смирнов<sup>3</sup>, In-Hwan Lee<sup>4</sup>

ФТИ им. А. Ф. Иоффе. Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург,

тел. +7(812) 2927193, e-mail: Natalia.Shmidt@mail.ioffe.ru;

<sup>2</sup>НТЦ микроэлектроники РАН, Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург;

<sup>3</sup> НИТУ "МИСиС", Ленинский пр., 4, 119049, Москва;

<sup>4</sup>Chonbuk National University, 567 Baekje-daero, Jeonju-si, 54896, South Korea;

Проведенные ранее исследования InGaN/GaN гетероструктур на длины волн 450-460 нм и AlGaN/GaN гетероструктур на длины волн 360-365 нм показали, что свойства этих светодиодов во многом определяются фрактальной природой наноматериала, фрактально-перколяционными явлениями, развивающимися под действием инжекционного тока в неоднородностях состава твердого раствора и протяженных дефектах [1]. В данной работе представлены результаты исследования коммерческих светодиодов разных фирм, излучающих на длинах волн 368 нм, 390-400 нм, 450-460 нм и 530 нм с тонкими диэлектрическими слоями между металлическим электродом и  $p^+$  – областью, предотврашающими миграцию металлических примесей. Целью этих исследований является выяснение роли фрактально-перколяционных явлений в таких светодиодах. Тонкие диэлектрические слои позволяют существенно снизить (на несколько порядков) проводимость шунтов и уровень избыточных токов при смещении менее 2 В, а также увеличить напряжение пробоя светодиодов. Уровень низкочастотного токового шума при плотностях тока ниже 10 - 2 A/cm<sup>2</sup> для всех светодиодов ниже  $4 \cdot 10^{-18}$  A<sup>2</sup>/Гц. Однако с ростом уровня инжекции он растет в пределах порядка для синих светодиодов, а для ультрафиолетовых почти на 2 порядка. Кроме того, для этих светодиодов также, как и для ранее исследованных, характерен туннельный механизм транспорта носителей заряда, единообразный характер падения внешней квантовой эффективности (η) при плотностях тока более 50 А/см<sup>2</sup>, неоднородный характер распределения тока, выявляемый по виду зависимостей спектральной плотности токового шума от плотности тока на частоте 1.22 Гц. Причем, неоднородность сильнее, чем в светодиодах без тонкого диэлектрика, с более проводящими шунтами. Для этих светодиодов, особенно с длиной волны излучения 530 нм, наблюдается многообразие вида зависимостей внешней квантовой эффективности от плотности тока п(j) в диапазоне до 50 А/см<sup>2</sup>, Рис. 1 (a). Путем контроля распределения пиковой длины волны этих светодиодов в этом диапазоне плотностей тока, выяснено, что наблюдаемое многообразие вида зависимостей n(j) вызвано разным характером релаксации состава твердого раствора в локальных областях, Рис. 1 (б). В одном случае, присутствуют локальные области, обогащенные, скорее всего, индием с неравновесным составом, что приводит к потерям на безызлучательную рекомбинацию и к низкой эффективности излучательной рекомбинации (менее 1%) на длинах волн 545-535 нм (Рис. 1 (б), кривая 1). В другом случае, при малых плотностях тока наблюдается эффект локализации носителей заряда в локальных областях твердого раствора, близких по составу, соответствующему длине волны 530 нм (Рис. 1 (a) и (б), кривые 2). Однако с увеличением смещения в прямом направлении эти области оказываются вне области объемного заряда, что ухудшает локализацию носителей и приводит к падению эффективности. Зависимость внешней квантовой эффективности и распределение излучения по длинам волн для синих светодиодов на длину волны 450-460нм, без этих особенностей приведены на Рис. 1 (а), кривая 3 и Рис. 1 (б) на вставке, соответственно. Значительное снижение проводимости шунтов светодиодов с длиной волны 368 нм позволило заметно, с нескольких процентов до 16% поднять значения внешней квантовой эффективности. Для светодиодов с длиной волны менее 420 нм не наблюдается излучательной рекомбинацинации локализованных носителей и изменения пикового значения длины волны излучения, а также падения внешней квантовой эффективности при плотностях тока менее 50 А/см<sup>2</sup>. Для светодиодов с длиной волны излучения 400 нм начиная с плотностей тока более 10<sup>-2</sup> A/см<sup>2</sup> на зависимости спектральной плотности токового шума (S<sub>1</sub>) от плотности тока появляется обширный участок с зависимостью вида  $S_1 \sim l^2$  свидетельствующей о преобладании безызлучательной рекомбинации через единичные центры в области объемного заряда, при этом уровень шума растет до  $10^{-15}$  A<sup>2</sup>/Гц, превышая уровень шума, вида  $S_I \sim I$ , связанной с безызлучательной рекомбинацией в фрактальноперколяционной системе. Несмотря на это эксперименты по старению показали, что эволюция



Рис. 1. Зависимости внешней квантовой эффективности зеленых (а, кривые 1 и 2) и синих (а, кривая 3) светодиодов от плотности тока и распределение пиковых значений длин волн зеленых (б, кривые 1 и 2) и синих светодиодов (вставка к Рис. 2).

дефектной системы начинается в протяженных дефектах и наблюдается рост уровня шума вида S<sub>1</sub>~ I, а BAX демонстрирует увеличение проводимости шунтов и эволюцию прямой ветви. Таким образом, введение тонких диэлектрических слоев позволяет снизить влияние фрактальноперколяционных явлений, но не исключает их полностью.

[1] В.Н. Петров, В.Г. Сидоров, Н.А. Тальнишних, А.Е. Черняков, Е.И. Шабунина, Н.М. Шмидт, А.С. Усиков, Н. Helava, Ю.Н. Макаров, ФТП, 50(9), 1195-1201 (2016).

# DIVERSITY AND SIMILARITY OF PROPERTIES OF LEDS EMIMITTING IN THE 368-530 NM SPECTRAL RANGE

N.M. Shmidt<sup>1</sup>, A.L. Zakgeim<sup>2</sup>, N.A. Tal'nishnih<sup>2</sup>, A.E. Chernyakov<sup>2</sup>, <u>E.I. Shabunina<sup>1</sup></u>, A.Ya. Polyakov<sup>3\*</sup>, N.B. Smirnov<sup>3</sup>, In-Hwan Lee<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Ioffe Physical Technical Institute, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, phone: +7(812) 2927193, e-mail: Natalia.Shmidt@mail.ioffe.ru;

<sup>2</sup>Submicron Heterostructures for Microelectronics Research&Engineering Center. Polytekhnicheskaya 26,

St. Petersburg 194021;

<sup>3</sup>National University of Science and Technology MISIS, Ленинский пр., 4, 119049, Москва; <sup>4</sup>Chonbuk National University, 567 Baekje-daero, Jeonju-si, 54896, South Korea;

The results of the study of commercially-available LEDs with from various manufacturers for the wave length of 368, 390-400, 450-460, and 530 nm are presented. All LEDs under the study had a thin dialectric layer between the metal contact and  $p^+$  region, preventing the migration of metal impurities. It is shown that these LEDs have a significantly reduced conductivity of shunts and current values at low voltages < 2V (by a several orders of magnitude). The influence of the alloy non-uniformity on the shape of external efficiency droop in green LEDs was revealed. It was found out that the insert of thin dielectric layers allows one to reduce the impact of fractal-percolation phenomena in LEDs, but not remove it completely.

## ГЛУБОКИЕ ЦЕНТРЫ И НИЗКОЧАСТОТНЫЙ ШУМ В УФ СВЕТОДИОДАХ НА ОСНОВЕ МКЯ GaN/InGaN С ДЛИНОЙ ВОЛНЫ ИЗЛУЧЕНИЯ 390 HM

<u>А.Я. Поляков</u><sup>1\*</sup>, Н.Б. Смирнов<sup>1</sup>, Н.М. Шмидт<sup>2</sup>, Е.И. Шабунина<sup>2</sup>, Hansu Cho<sup>3</sup>, Sung-Min Hwang<sup>4</sup>, In- Hwan Lee<sup>3</sup>, И.В. Шемеров<sup>1</sup>, Р.А. Зиновьев<sup>1</sup>, Е.С. Кондратьев<sup>5</sup>

<sup>1</sup>НИТУ "МИСиС", Москва, 119049, Ленинский пр., д.4, Россия, e-mail: aypolyakov@gmail.com <sup>2</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург

<sup>3</sup>School of Advanced Materials Engineering and Research Center for Advanced Materials Development,

Chonbuk National University, Jeonju, Chonbuk 561-756, Korea

<sup>4</sup>Soft-Epi Inc., Opo-ro 240, Gwangju-si, Gyeonggi-do 464-892, South Korea

<sup>5</sup> НПО "Пульсар", Москва, 105187, Окружной проезд, д. 27, Россия

В работе исследовались электрические характеристики, спектры глубоких центров и низкочастотный шум УФ MQW GaN/InGaN светодиодов, выращенных методом MOCVD на сапфире. Структуры состояли из нелегированного буфера GaN (толщина 4 мкм), слоя n<sup>+</sup>-GaN (2 мкм), 1.5nm/1.5 nm сверхрешётки AlGaN/InGaN (общая толщина 100 nm), 6QWs GaN/InGaN (5% In, толщина ямы / барьера 2.5 / 10 nm), 25 nm p-AlGaN (Al 15%) EBL, 100 nm p-GaN. На структурах были приготовлены чипы размером 1.1 mm×1.1 mm, в качестве верхнего омического контакта использовался ITO/Ag, Ti/Al использовался в качестве контакта к n<sup>+</sup>-GaN. При сборке CД использовался метод flip-chip. Пик спектра ЭЛ изученных светодиодов приходился на длину волны 385-390 nm.

В адмиттанс-спектрах таких светодиодов различались пики, связанные с вымораживанием магниевых акцепторов в p-GaN и пики, обусловленные сравнительно глубокими ловушками с энергией ионизации 0.07 eV, находящимися в области множественных квантовых ям. В спектрах DLTS с электрической инжекцией были обнаружены электронные ловушки с энергией активации 0.3 eV, 0.56 eV и 0.75 eV и дырочные повушки с энергией активации 0.75 eV. Последние преобладали в спектрах DLTS с оптической инжекцией (ODLTS). При этом спектры ODLTS, измеренные для энергий фотонов, преимущественно генерирующих носители в QW (385 nm), были сходны со спектрами, полученными при возбуждении всей активной области (365 nm). Эти результаты указывают на связь обнаруженых электронных и дырочных ловушек с дефектами в квантовых ямах СД структуры.

Измерения спектральной плотности низкочастотного токового шума (S<sub>1</sub>) на частоте 1.2Гц в зависимости от тока инжекции, проведенные на таких СД показали, что зависимость S<sub>1</sub> (I) состоит из нескольких участков: в области малых токов S<sub>1</sub>(I) ~ I, а при значениях тока более  $10^{-4}$  A - S<sub>1</sub>(I) ~ I<sup>2</sup> Первый участок зависимости характерен для протекания тока по каналам утечки, связанным с протяжёнными дефектами (дислокациями), второй - для генерационно-рекомбинационного шума, обусловленного ловушками в области пространственного заряда. Причем уровень генерационнорекомбинационного шума на несколько порядков выше, чем шум, связанный с протяженными дефектами, что хорошо коррелирует с результатами анализа DLTS спектров. На отдельных СД с высокой проводимостью шунтов, выявляемой по BAX, преобладает вид зависимости S<sub>1</sub>(I) ~ I<sup>4</sup>, характерный для СД с локальными областями перегрева, возникающими под действием инжекционного тока, предположительно в локальных областях с неравновесным составом твердого раствора. Для таких СД характерны пониженные сроки службы.

На большей части СД, с низкой проводимостью шунтов, исследовалась деградация вешней квантовой эффективности в процессе старения при прямых токах 500-560 mA при температурах 80-100°C. После 50 часов старения наблюдается небольшой рост проводимости шунтов и увеличение участка зависимости  $S_1$  (I) ~ I, что позволяет предполагать начало дефектообразования в системе протяженных дефектов. Заметных изменений значений внешней квантовой эффективности при этом не наблюдается. После наработки в 1000 часов рост токов утечки выражен более ярко и сопровождается уменьшением на 15% эффективности СД. При этом в спектрах DLTS и ODLTS наблюдалось заметное возрастание концентрации дырочных ловушек  $E_v$ +0.75 eV в квантовых ямах. Эти ловушки сходны с хорошо известными дырочными ловушками с уровнем около  $E_v$ +0.9 eV в GaN, которые связываются либо с акцепторными комплексами вакансий галлия и мелких доноров, либо с углеродными акцепторами. Более низкая энергия активации таких акцепторов в наших CД по всей вероятности связана с тем, что уровень этих ловушек привязан к уровню энергии вакуума и находится поэтому несколько ближе к краю валентной зоны в квантовый яме In<sub>0.05</sub> Ga<sub>0.95</sub> N, чем в GaN. Тогда следовало бы ожидать, что в зелёных CД с квантовыми ямами GaN/InGaN дырочные ловушки

действительно наблюдаются в исследованных нами зелёных СД. Возрастание концентрации подобных центров после длительной работы в жёстких режимах может быть приписано стимулированной излучением миграции дефектов, что особенно легко понять для дефектов с участием вакансий галлия.

#### DEEP TRAPS AND LOW FREQUENCY NOISE IN MQW GaN/InGaN UV LEDs

<u>A.Y. Polyakov</u><sup>1\*</sup>, N.B. Smirnov<sup>1</sup>, N.M. Shmidt<sup>2</sup>, E.I. Shabunina<sup>2</sup>, Hansu Cho<sup>3</sup>, Sung-Min Hwang<sup>4</sup>, I.- H. Lee<sup>3</sup>, I.V. Shchemerov<sup>1</sup>, R.A. Zinovyev<sup>1</sup>, E.S. Kondratyev<sup>5</sup>

<sup>1</sup>Department of Semiconductor Electronics and Semiconductor Physics, National University of Science and Technology MISIS, Moscow, Russia

<sup>2</sup> Ioffe Institute, 26 Polytekhnicheskaya Str., St. Petersburg 194021 Russia

<sup>3</sup>School of Advanced Materials Engineering and Research Center for Advanced Materials Development,

Chonbuk National University, Jeonju, Chonbuk 561-756, Korea

<sup>4</sup>Soft-Epi Inc., Opo-ro 240, Gwangju-si, Gyeonggi-do 464-892, South Korea

<sup>5</sup> Pulsar Scientific & Production Enterprise, Joint Stock Company, Moscow, 105187, Okruzhnoy Way,

house 27, Russia, E-mail: eskondratyev@gmail.com

Studies of electrical properties, deep traps spectra, spectra of low frequency noise in near-UV MQW GaN/InGaN LEDs (emission at 385-390 nm) showed the presence in the active region of electron traps with activation energy 0.3 eV, 0.56 eV, 0.75 eV, and hole traps with activation energy of 0.75 eV. In most of the LEDs the spectral density of noise was determined by the presence of leakage due to dislocations and by G-R noise in the SCR. Electrical stress even for 1000 h in harsh regimes decreased the EL efficiency only marginally, but increased the reverse and forward leakage of the diodes and enhanced the concentration of the 0.75 eV hole traps in the QWs. This is attributed to radiation promoted migration of defects in the active region.

#### ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА ГЕТЕРОСТРУКТУР AlInGaN

#### Е.Н.Вигдорович, И.В. Рыжиков

Московский технологический университет. Стромынка 20, 107996, Москва тел. +7(499)681-33-56, e-mail: evgvig@mail.ru;

Гетероструктуры, излучающие в сине-зелёной области спектра, выращивали на подложках из лейкосапфира или карбида кремния. Активной областью гетероструктуры являлись квантовые ямы In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N с X = 0,35–0,5 для СД зелёного и X = 0,1–0,25 – синего цвета свечения.

Двойную инжекцию электронов и дырок в компенсированную область, содержащую одну квантовую яму, или инжекцию электронов (дырок) в переменно-легированную в такт с изменением состава оптически активную n(p)-область осуществляли гетеропереходы Al<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N/GaN.

Гетероструктуры и СД облучали нейтронами, гамма квантами и электронами. Источником нейтронов с энергией 2,65 МэВ являлся горизонтальный канал реактора ИРТ-2000 Московского государственного физико-технического университета с устройством, позволяющим варьировать спектр нейтронов. Энергию измеряли активационным методом, а плотность потока – с помощью серных пороговых детекторов. Плотность потока составляла 5·10<sup>10</sup> н/см<sup>2</sup>. Для пересчёта флуенса с энергией 2,65 МэВ в стандартный флуенс с энергией  $\geq 0,1$  МэВ использовали соотношение  $\Phi_{>0,1} = g_{0,1}\Phi_{2,65}$ , где фактор  $g_{0,1} = 4,7$ . Источником гамма квантов с энергией 1,25 МэВ являлась кобальтовая пушка ГУ-2000. Облучение электронами проводили в Радиационно-ускорительном центре МГИФИ на ускорителе У-20. Энергия электронов равнялась 4 МэВ, плотность потока – 5·10<sup>10</sup> э/см<sup>2</sup>. Поглощенная доза составляла

D=1,6.10<sup>-8</sup>(dE/dx) $\Phi$  где dE/dx = 1,7;  $\Phi$  – поток электронов.

Измерение профилей распределения примесей и ЛВАХ проводили в автоматическом режиме с использованием оригинальных методов и измерительных установок на базе персонального компьютера [1,2].

Профили распределения заряженных центров в гетероструктурах AllnGaN и для сравнения AllnGaP, излучающих в синей (В), зелёной (G1 и G2) и красной (R) областях спектра, до и после облучения нейтронами с энергией 2,65 МэВ и флуенсом 10<sup>15</sup> н/см<sup>2</sup> представлены на графиках рис.1 [3].

Состав полупроводника и содержание заряженных центров в структурах G2 изменялись синхронно. Минимальная концентрация примесей наблюдалась в квантовых ямах, а максимальная – в барьерах.





Ширина квантовых ям и барьеров составляла 2–3нм, а компенсированного слоя AlInGaP гетероструктур 16 (R), возрастая на 25–30% после облучения нейтронами с флуенсом 10<sup>15</sup> н/см<sup>2</sup>.

У AlInGaN гетероструктур ширина компенсированного слоя составляла 70–80 нм (G1 и B1) и 20 нм (G2 и B2) и не менялась при облучении. Проводимость легированных слоев в AlInGaN гетероструктурах мало менялась при облучении, а в AlInGaP – снижалась.

Вольт-амперные характеристики (ВАХ) R, G и В гетероструктур, представленные на рис.2, состояли из двух участков:

$$I = I_s \exp\left(\frac{eU}{\beta kT}\right) \ \varkappa \ \ I = B \left(U - U_k\right)^n$$

Фактор «неидеальности» гетероструктур с зеленым цветом свечения лежал в пределах 2,2–4,7 у гетероструктур на подложках из сапфира и карбида кремния. У InGaN//GaN гетероструктур с синим



Fig. 2. VAC R and heterostructures (1, 2) and after (1, 2) the neutron irradiation  $(f = 10^{15} \text{ n/cm2})$ 

BAX AlInGaP гетероструктур заметно изменялись при облучении, в то время как у AlInGaN они изменялись в значительно меньшей степени.

Экспериментальные ВАХ находят естественное объяснение в рамках диффузионных и дрейфовых теорий двойной инжекции Холла, Клайнмена, Рашба-Толпыго, Параментера-Руппеля и др., что позволило использовать аналитические зависимости тока от электрофизических параметров материала активной области, проанализировать изменения этих параметров при облучении.

Экспериментальные люмен-амперные характеристики являлись степенной функцией тока:

 $I_V=bI^m$ , причем показатель степени m при токах, соответствующих экспоненциальному участку BAX, равнялся единице у AlInGaP гетероструктур с красным цветом свечения и AlInGaN гетероструктур с зелёным (G1) и синим цветом свечения. У AlInGaN с зелёным цветом свечения (G2) m = 1,5–2,0. На степенных участках BAX m  $\rightarrow$  0,5.

Считая, что основной причиной изменения параметров ВАХ является деградация времени жизни, и используя аналитические зависимости основных участков ВАХ от  $\tau_p$ , были получены следующие значения ( $\tau_0 K_\tau$ ): (4,2±1,3)·10<sup>-14</sup> см<sup>2</sup>/н для красных (R), (2,3±1,3)·10<sup>-15</sup> см<sup>2</sup>/н для зеленых (G1); (0,5±0,17)·10<sup>-16</sup> см<sup>2</sup>/н для синих (B).

Для оценки степени воздействия нейтронного и электронного облучения на гетероструктуру с синим излучением и фотолюминофор одновременно с «белыми» облучались синие СД, имеющие аналогичную конструкцию. Экспериментально определенные константы повреждаемости ( $\tau_0 K_{\tau}$ ) = (4,3±1,2)·10<sup>-15</sup> см<sup>2</sup>/н для «белых» и (5,0±1,7)·10<sup>-15</sup> см<sup>2</sup>/н для синих, т.е. в пределах погрешности эксперимента эти константы совпадают и деградация «белых» СД в основном имеет место вследствие снижения времени жизни в компенсированной области гетероструктур.

По радиационной стойкости СД, изготовленные по RGB-технологии, уступают СД с гетероструктурой синего цвета с люминофором вследствие относительно низкой радиационной стойкости AlInGaP гетероструктур.

1.Электрические свойства и спектры люминесценции светодиодов на основе гетеропереходов InGaN/GaN с модулированно-легированными квантовыми ямами / С.С. Мамакин, А.Э. Юнович, А. Б. Ваттана, Ф.И. Маняхин // ФТП. 2003. Т. 37. Вып. 9. С. 1131-1137.

2.Кондратенко В.С., Абдуллаев О.Р., Рыжиков И.В., Виноградов В.С., Фирсов А.С. Сравнительное исследование воздействия проникающей радиации на светодиоды нового поколения на основе AlGaInP и AlGaInN гетероструктур//Приборы. 2009, № 3, с.24-36.

#### EFFECT OF IRRADIATION ON THE PROPERTIES OF THE AlingaN HETEROSTRUCTURES

## <u>E. N. Vigdorovich</u>, I. V. Ryzhikov

Moscow technological University. Stromynka 20, 107996, Moscow

Heterostructures and LED, were irradiated by neutrons, electrons and gamma quanta. Studied the current-voltage and lumen-voltage characteristics of heterostructures based on AlInGaN and AlInGaP. Defined constant damage after exposure.

цветом свечения фактор «неидеальности» β ≈ 2,0 как до, так и после облучения.

#### НОВЫЕ МОЩНЫЕ УЛЬТРАФИОЛЕТОВЫЕ И ФИОЛЕТОВЫЕ ДИОДЫ

<u>Л.М.Коган<sup>1</sup></u>, А.А.Колесников<sup>2</sup>, А.Н.Туркин<sup>3</sup>\*

<sup>1</sup>ООО «НПЦ ОЭП «ОПТЭЛ», Щербаковская ул., д. 53, 105187, г. Москва, тел. +7(495)3660533, <u>npcoptel@mail.ru;</u>

<sup>2</sup>ОАО «ОПТРОН», Щербаковская ул., д. 53, 105187, г. Москва,

тел. +7(495)3669259, info@optel.ru;

<sup>3</sup>Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Ленинские горы, 119991, г. Москва,

тел. +7(495)9392494, <u>andrey@turkin.su;</u>

Разработаны новые мощные ультрафиолетовые (УФ) излучающие диоды с пиковой длиной волны излучения  $\lambda_{max} = 360 - 390$  нм, мощностью излучения  $P_e = 0, 6 - 1, 5$  Вт и осевой силой излучения  $J_e = 9, 5$  Вт/ср (прямой ток – 3A). Также разработаны новые мощные фиолетовые излучающие диоды с пиковой длиной волны излучения  $\lambda_{max} = 390 - 410$  нм, мощностью излучения  $P_e = 2,7$  Вт и осевой силой излучения  $J_e = 12$  Вт/ср (прямой ток – 3A). Угол излучения разработанных приборов составляет  $2\Theta_0 = (60 \pm 3)^\circ$  и  $(11 \pm 1)^\circ$  [1].

В разработанных диодах используются кристаллы SemiLEDs размерами 2,09 мм x 2,09 мм, выполненные на основе гетероструктур InGaN/GaN. Размеры p-n гетероперехода составляет 1,93 мм x 1,93 мм. Кристалл монтируется на плату на медной основе, на которую устанавливается керамический отражатель бокового излучения. Сверху формируется полимерная линза (показатель предломления материала равен 1,56) диаметром 18 мм с полусферическим куполом (рисунок 1). Электрическая цепь диода изолирована от корпуса. Тепловое сопротивление между p-n переходом кристалла и корпусом диода составляет 5 – 7 °C/BT [1].

Значение внешнего квантового выхода излучения УФ диодов составляет 9 – 18%, а фиолетовых диодов – 33 – 36% в номинальном режиме.

Рассматриваемые УФ и фиолетовые диоды могут эффективно использоваться в импульсном режиме. При работе в импульсном электрическом режиме предельно-допустимый импульсный ток равен 10 A, а величина среднего тока не должна превышать 1 A. При этом мощность излучения и осевая сила излучения увеличиваются примерно в три раза. У УФ диодов в импульсном режиме мощность излучения J<sub>e</sub> = 15 – 25 Br/cp. У фиолетовых диодов в импульсном режиме мощность излучения достигает P<sub>e</sub> = 7,5 Br, а значение осевой силы излучения J<sub>e</sub> = 35 Br/cp.

Быстродействие рассматриваемых диодов характеризуется временем нарастания и спада импульса излучения по уровням 0,1-0,9, которое составляет 20-30 нс.

Таким образом показана возможность получения высоких значений мощности и осевой силы излучения УФ и фиолетовых диодов.



Рисунок 1. Конструкция УФ и фиолетового излучающего диода.

[1] Л.М.Коган, А.А.Колесников, А.Н.Туркин. Новые мощные ультрафиолетовые и фиолетовые излучающие диоды. Светотехника, 2016, №2, стр. 57-59.

#### NEW POWER ULTRAVIOLET AND VIOLET DIODES

## L.M.Kogan<sup>1</sup>, A.A.Kolesnikov<sup>2</sup>, A.N.Turkin<sup>3</sup>\*

<sup>1</sup>«SMC «OPTEL», 53, Shcherbakovskaya str., 105187, Moscow, <u>npcoptel@mail.ru</u>;
 <sup>2</sup>«OPTRON», 53, Shcherbakovskaya str., 105187, Moscow, <u>info@optel.ru</u>;
 <sup>3</sup>M.V.Lomonosov MSU Physics Faculty Leninskie Gory, 119991, Moscow, <u>andrey@turkin.su</u>;

New power ultraviolet (UV) emitting diodes with peak radiation wavelength  $\lambda_{max} = 360 - 390$  nm, with radiation power  $P_e = 0, 6 - 1, 5$  W and axes radiation intensity  $J_e = 9, 5$  W/sr are developed. Also new power violet emitting diodes with peak radiation wavelength  $\lambda_{max} = 390 - 410$  nm, with radiation power  $P_e = 2,7$  W and axes radiation intensity  $J_e = 12$  W/sr are designed. Radiation angles of developed devices are  $2\Theta_{0,5} = (60 \pm 3)^\circ$  and  $(11 \pm 1)^\circ$ .

External radiation quantum efficiency value in nominal operating regime of UV diodes is 9 - 18% and of violet diodes -33 - 36%.

Possibility to receive high radiation power and high axes radiation intensity values is shown.

#### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ИНТЕНСИВНОСТИ ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ И ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙN В МОЩНЫХ AIGaInN СВЕТОДИОДАХ И МАТРИЦАХ НА ИХ ОСНОВЕ

#### А.В. Аладов А.Л. Закгейм, <u>А.Е. Черняков</u>, И.А. Калашников

НТЦ микроэлектроники РАН, ул. Политехническая 26, 194021, С.-Петербург, тел. +7(812)2927922, e-mail: chernyakov@mail.ioffe.ru;

Рабочие токи, площади чипов и уровень интеграции в светодиодных матрицах постоянно растут, для создания источников, генерирующих все большие световые потоки. Новые разработки требуют уделять все большее внимание тепловым режимам работы светодиодов ("thermal managment"). Обычно оценка тепловых свойств полупроводниковых приборов ограничивается усредненным параметром - тепловым сопротивлением; данная работа направлена на детальное изучение температурных полей в светодиодах (СД), определяемых эффектами неоднородного токорастекания ("current crowding") и распределения электролюминесценции, а также условиями теплоотвода.

В работе исследовались коммерческие СД компании Epistar. Излучающие кристаллы имели конструкцию "face-up" в которой эпитаксиальная AllnGaN гетероструктура сохраняется на сапфировой подложке с низкой теплопроводностью (~ 0.34 Вт/см•К) одностороннее расположение контактов и вывод света осуществляется через полупрозрачный р-контакт геометрия контактных площадок показана рис.1а. Квадратные чипы площадью 1 мм2 были смонтированы на алюминиевой печатной плате MPCB методом "chip on board". Светодиодная матрица представляла из себя сборку из 100 чипов, с шагом 1 мм, площадью 400 мм2 и суммарной входной мощностью до 100 Вт.

Как было показано ранее [1], ближнее поле электролюмисценции (ЭЛ), в первом приближении, соответствует распределению плотности тока в активной области СД. Следовательно, равномерность растекания тока можно оценить по равномерности ближнего поля ЭЛ. Последнее регистрировалось с помощью оптическего микроскопа Митутойо, оснащенного цифровой камерой (12 Mpxl CMOS-матрица). Профили интенсивности ЭЛ, иллюстрирующие локализацию тока прибольших уровнях возбуждения, показаны на рис.16. Дополнительно для оценки эффекта "cuurent crowding", исследовались зависимости общей мощности излучения и теплового сопротивления от тока. Ватт-амперная характеристика была получена с использованием автоматизированного комплекса Ol-770. Тепловое сопротивление измерялось по методу переходных характеристик температурочувствительного параметра (прямого напряжения) прибором Thermal Tester T3Ster [2]. Для получения картин распределения температуры внутри чипа и матрицы применялась ИК тепловизионная микроскопия (спектральный диапазон 2.5-3 мкм), развитая на базе специально разработанного ИК-микроскопа УТК-1 [3]. За счет использования более коротковолнового относительно других тепловизоров ИК излучения удается уменьшить дифракционное размытие изображения и, как следствие, улучшить пространственное разрешения до ~3 мкм, точностт определения температуры ~1К.



Рис.1 a,b. a - схематичный вид чипа конструкции "face-up", черные линии металлические контактные площадки; b - профили распределения ЭЛ в сечении A при двух значения тока: 0.1A и 1 A.

Измерения теплового сопротивления показывают, что для чипов конструкции "face-up" увеличение тока от 100 mA до 1 A приводит к увеличению теплового сопротивления в 1,5 раза, что согласуется с картиной распределения токов: локализация тепловыделения и уменьшения эффективного сечения теплового потока. Общее тепловое сопротивление СД растет примерно на 1,5 от 4 к/Вт до 5,5 к/Вт, в то время как ток увеличивается от 0,1 до 1 А. Исследование распределения температуры по площади поверхности СД матрицы показало заметный перегрев центра ( $\Delta T = 15K$ ) относительно периферии, этот эффект связан с ухудшением условий отвода тепла от центра.

Ряд измерений излучательных и тепловых характеристик были выполнены в ЦКП "Элементная база радиофотоники и наноэлектроники: Технология, диагностика, Метрология"

- A.V.Aladov, K.A.Bulashevich, A.E.Chernyakov, S.Yu.Karpov, V.P.Valyukhov, A.L.Zakgeim. Polytechnical University Journal: Physics and Mathematics 1 (2015) 151-158
- [2] A.Poppe. http://s3.mentor.com/public documents/whitepaper/resources/mentorpaper 59097.pdf
- [3] A. L. Zakgeim, A. E. Chernyakov. Semiconductors 44, 390(2010).

#### EXPERIMENTAL STUDY OF ELECTROLUMINESCENCE AND TEMPERATURE DISTRIBUTION IN HIGH-POWER AIGaINN LEDs & LED MATRIXES

#### A.V. Aladov, A.L. Zakgeim, A.E. Chernvakov, I.A Kalashnikov

Submicron Heterostructures for Microelectronics Research & Engineering Center, RAS, 26 Polytekhnicheskaya Str., 194021 St. Petersburg, Russia e-mail: chernyakov@mail.ioffe.ru

Current spreading in high-power AlGaInN "face-up" light emitting diode (LED) and its effect on the chip thermal resistance, electroluminescence and temperature distribution has been studied. Also, heat transfer processes in high-power LED matrix have been investigated.

#### РАЗРАБОТКА НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ДЛЯ СОЗДАНИЯ СВЧ МОНОЛИТНЫХ ИНТЕГРАЛЬНЫХ СХЕМ НА ОСНОВЕ НИТРИДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР ДИАПАЗОНА ДО 100 ГГЦ И ВЫШЕ В НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

<u>М.Л. Занавескин<sup>1</sup></u>\*, А.А. Андреев<sup>1</sup>, Ю.В. Грищенко<sup>1</sup>, И.С. Езубченко<sup>1</sup>, И.О. Майборода<sup>1</sup>, И.А. Черных<sup>1</sup>, Ю.В. Федоров<sup>2</sup>, Р.Р Галиев<sup>2</sup>, А.Ю. Павлов<sup>2</sup>.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», пл. Академика Курчатова, д. 1, 123182, Москва, тел. +7(499)1967784, e-mail: <u>zanaveskin.maxim@gmail.ru</u>

<sup>2</sup> Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН, Нагорный пр-д, 7, 117105, Москва

Основные тренды развития в нитридной СВЧ электронике – это повышение рабочих частот, увеличение удельных мощностей и понижение шумов транзисторов в интегральных схемах. Следует подчеркнуть, что в НИЦ «Курчатовский институт» создана уникальная для России инфраструктура, которая позволяет взяться за решение всех актуальных научно-технологических вызовов современной нитридной СВЧ электроники. Сочетание различных ростовых технологий, современного парка оборудования для создания микроэлектронных устройств, а также широкого спектра аналитического оборудования позволит в срок один-два года разработать не имеющую аналогов в России технологическую платформу для создания монолитных СВЧ интегральных схем на частотный диапазон до 100 ГГц и выше.

На настоящий момент в НИЦ «Курчатовский институт»:

1. Разработана уникальная для РФ технология роста нитридных гетероструктур приборного качества с ультратонкими барьерными слоями до 3-5 нм, необходимых для создания МИС на диапазон до 100 ГГц и выше.

2. Разработана технология получения доращиваемых контактов к двухмерному электронному газу, достигнуты значения удельного сопротивления контактов 0,1 Ом мм.

3. Разработана оригинальная технология, позволяющая создавать транзисторы с расстоянием исток-сток менее 1 мкм.

Работы ведутся на основе подложек сапфира, карбида кремния собственного производства и отечественных эпитаксиальных структур AlGaN/GaN. НИЦ «КИ» принимал участие в создании усилителей 92-96 ГГц для спутниковых систем связи.



Рис. 1.СВЧ-транзисторы на гетероструктурах GaN/AlGaN с рабочими частотами 65 ГГц.
#### DEVELOPMENT OF NEW TECHNOLOGICAL SOLUTIONS IN FABRICATION OF GaN-BASED MONOLITHIC INTEGRATED CIRCUITS FOR 100 GHz AND BEYOND OPERATION IN NRC "KURCHATOV INSTITUTE"

<u>M.L. Zanaveskin<sup>1</sup>\*</u>, A.A. Andreev, Yu.V. Grishchenko<sup>1</sup>, I.S. Ezubchenko<sup>1</sup>, I.O. Mayboroda<sup>1</sup>, I.A. Chernykh<sup>1</sup>, Yu.V. Fedorov<sup>2</sup>, R.R. Galiev<sup>2</sup>, A.Yu. Pavlov<sup>2</sup>.

<sup>1</sup>National Research Center «Kurchatov institute», Akademika Kurchatova pl., 1, 123182, Moscow, phone. +7(499)1967784, e-mail: <u>zanaveskin.maxim@gmail.ru</u>;

<sup>2</sup> Institute of ultra-high frequency semiconductor electronics of RAS, Nagorny prd. d. 7, str. 5, 117105, Moscow

We report on results and future perspectives of NRC «Kurchatov institute» in the field of development of GaN-based integrated circuits for 100 GHz operation. The following results are already achieved: fabrication of GaN HEMT heterostructures with ultra-thin barrier layers (down to 3-5 nm) with sheet resistance less than 300  $\Omega$ ; formation of regrown ohmic contacts to 2DEG with total resistivity of 0.1  $\Omega$ \*mm; method of fabrication of HEMT with source-drain distance of 1  $\mu$ m. Our future aim is to develop and realize the complete cycle of GaN-based MIC fabrication.

#### ФОРМИРОВАНИЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР ДЛЯ Gan немт миллиметрового диапазона в ниц «курчатовский институт»

#### И.О. Майборода<sup>\*</sup>, Ю.В. Грищенко, И.С. Езубченко, М.Л. Занавескин

Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», пл. Академика Курчатова, д. 1, 123182, Москва, тел. +7(499)1967784, e-mail: mrlbr@mail.ru;

Общим трендом нитридной микроэлектроники в последние годы является увеличение рабочих частот приборов на базе нитридных транзисторов с высокой подвижностью электронов (GaN HEMT). Повышение рабочих частот достигается уменьшением длины затвора и сокращением расстояния от затвора до двухмерного электронного газа. При этом на гетерострутуры для HEMT налагаются все более высокие требования: при сокращении толщины барьерного слоя AlGaN до толщин в единицы нанометров необходимо сохранить высокие значения подвижности и концентрации носителей заряда. Рост нитридов осуществляется на сильно рассогласованных по параметру ячейки и КТР подложках, что приводит к высокой плотности дефектов, которые оказывают негативное влияние на электрофизические характеристики двухмерного электронного газа. Последнее особенно актуально для тонких барьерных слоев. Таким образом, особую актуальность для повышения рабочих частот транзисторов имеет задача разработки ростовых приемов, позволяющих бороться с распространением дефектов и развитием морфологии на всех этапах роста гетероструктур для HEMT. В данной работе мы сообщаем о разработанных в HИЦ «Курчатовский институт» подходах к росту гетероструктур для GaN HEMT методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии и о достигнутых с их помощью результатах.

Можно условно выделить три этапа ростового процесса: (i) подготовка поверхности подложки и рост начальных (зародышевых) слоев, (ii) рост переходных буферных слоев, и (iii) формирование областей, содержащих двумерный электронный газ (GaN и барьерные слои).

Разработанный подход к росту начальных слоев на первом этапе формирования гетероструктур заключается в использовании специфических условий нитридизации и формировании двухслойной пленки AlN с использованием различных ростовых температур, а так же в применении галлия в качестве сурфактанта на второй стадии. На этапе роста первого слоя AlN происходит подавление образования доменов инверсной полярности: на сильно нитридизованной подложке сапфира при высоком потоке аммиака формируется 10 нм слой AlN, что в совокупности способствует снижению подвижности адатомов и формированию более однородного покрытия поверхности. На второй стадии слой AIN толщиной 200-300 нм осаждается при более высокой температуре, способствующей снижению плотности проникающих кристаллических дефектов и сглаживанию поверхности. Кроме того, второй слой AIN выращивается в потоке атомов галлия, которые слабо встраиваются в пленку за счет высокой температуры, однако стимулируют двумерный рост [2]. В результате, удается получать на сапфире слои AlN с атомарно гладкой поверхностью, среднеквадратичная шероховатость которой составляет всего 2Å (Рис. 1a). Плотностью доменов инверсной полярности в данных пленках составляет не более 105 на квадратный сантиметр. Полученные слои AIN обладают высокой для аммиачной МЛЭ степенью кристаллического совершенства, которая характеризуется шириной дифракционного пика (FWHM) в отражении (0002) равной 120 угловым секундам. Типичные значения FWHM (0002) AIN на сапфире для аммиачной МЛЭ, сообщаемые в литературе, составляют более 200 угловых секунд.

После формирования зародышевого слоя формируется буферный слой, в котором доля Al в тройном соединении плавно снижается до нуля. Увеличение доли галлия осуществляется двумя способами: за счет снижения температуры роста AlGaN, которое приводит к уменьшению активности испарения галлия и, следовательно, к возрастанию его доли в пленки; а так же за счет изменения относительных значений потоков галлия и алюминия.

Завершающим этапом роста является осаждение GaN и барьерных слоев. На данном этапе важно подобрать условия роста, способствующие формированию пленки в режиме течения ступеней, который считается оптимальным для эпитаксии. В результате серии экспериментов был выбран оптимальный диапазон температур роста: от 830 до 850°С при высоком потоке аммиака, что позволило получить пленки GaN толщиной 500 нм с RMS равной 1.5 нм (Рис. 1b). При этом поверхность GaN имеет террасно-ступенчатую структуру, образующуюся за счет роста в режиме течения ступеней.



(a)



(b)

Рис.1. АСМ изображение поверхности пленки AlGaN, выращенной по двухстадийному методу (10х10 мкм) (а). АСМ изображение слоя GaN (1х1 мкм) (b).

После завершения роста GaN осаждаются барьерные слои AlN/AlGaN с долей алюминия до 50% и толщиной до 5 нм. В результате, на барьерных слоях толщиной 5 нм удается получить двумерный газ с концентрацией носителей более 1,5\*10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup>, подвижностью более 1500 см<sup>2</sup>/В\*с и итоговым слоевым сопротивлением на уровне 250 Ом. На данный момент на территории Российской Федерации подобные структуры для GaN HEMT, сочетающие малую толщину барьерных слоев и высокие электрофизические характеристики, изготавливает только НИЦ «Курчатовский институт». Благодаря сотрудничеству с ИСВЧП РАН уже была продемонстрирована возможность использования полученных структур в СВЧ усилителях с частотами до 100 ГГц.

 Jessen, G.H., Fitch, Robert C. IEEE TRANSACTIONS ON ELECTRON DEVICES, 2589 (2007)
И.О. Майборода, Тез. докладов 10-й Всероссийской конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы» (Санкт-Петербург, 23 марта – 25 марта 2015) с. 111.

# THE FORMATION OF THE HETEROSTRUCTURES FOR MM-WAVE GAN HEMT IN NRC «KURCHATOV INSTITUTE»

#### I.O. Mayboroda\*, Yu.V. Grishchenko, I.S. Ezubchenko, M.L. Zanaveskin

National Research Center «Kurchatov institute», Akademika Kurchatova pl., 1, 123182, Moscow, phone. +7(499)1967784, e-mail: mrlbr@mail.ru;

We report on the developed approaches of improvement of thin-barrier heterostructures for mm-wave GaN HEMTs grown by ammonia-based MBE on sapphire substrates. On the stage of initial growth we use two-step AIN growth. At the first step 10 nm AIN is grown at highly-nitrided sapphire under strong ammonia excess to suppress the formation of inversion domains. At the second stage high temperature 200-300 nm AIN film is grown at higher temperature with Ga as a surfactant to achieve better crystal quality and smother surface. Then buffer AlGaN layer with gradual decrease of AlN mole fraction is deposited. Finally, GaN and AIN/AlGaN barrier layers are grown at substrate temperature and ammonia flux, which promote step-flow growth. As a result, we are able to obtain heterostructures with barrier thickness down to 5 nm and 2DEG sheet resistance of  $250 \Omega$ .

#### ШУМОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЧ AIGaN/GaN НЕМТ L- И S-ДИАПАЗОНОВ

### <u>Н.А. Торхов<sup>1,2\*</sup></u>, Л.И. Бабак<sup>2</sup>

<sup>1</sup>AO «НИИПП». Красноармейская 99 А, 634034, Томск, тел. +7(952)8074998, e-mail: trkf@mail.ru. <sup>2</sup>Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Ленина 40, 634050, Томск, Россия

В работе исследовались частотные зависимости минимальных значений коэффициента шума  $K_{III,mun}(f)$ , шумового сопротивления  $R_{III}(f)$  и малосигнального коэффициента усиления по мощности  $G_{max}(f)$  гетероэпитаксиальных AlGaN/GaN 200×6=1200 мкм НЕМТ-транзисторов (далее - HEMT) с "Field-plate" Z-затвором длиной L=0.5 мкм и активным модулирующим полевым электродом, напряжением пробоя сток-исток более 80 В, изготовленные на полуизолирующей 4H-SiC {0001} подложке карбида-кремния [1, 2]. Поверхностная плотность дислокаций не превышала 10<sup>8</sup> см<sup>-2</sup>.

Для проверки работоспособности изготовленных НЕМТ проводились измерения значений их мощностных CBU-характеристик: выходной мощности Р<sub>вых</sub>(4 ГГц) при 3-дБ компрессии в рабочей точке U<sub>DS</sub>=28 В, I<sub>DS</sub>=375 мA, U<sub>GS</sub>=-5 В составило 4.1 Вт (максимальный коэффициент усиления K<sub>y</sub>=12,5 дБ, PAE=31 %) в непрерывном режиме и 5,2 Вт (4,3 Вт/мм) - в импульсном (K<sub>y</sub>=15 дБ, PAE=33 %), максимальное значение КПД η в импульсном режиме составило 52% (P<sub>вых</sub>=1.51 Вт, K<sub>y</sub>=14 дБ, PAE=50%). Все это указывает на то, что исследуемые транзисторы соответствуют среднему мировому уровню и результаты их измерений можно интерпретировать с использованием известных электрофизических представлений о работе AlGaN/GaN HEMT.



Рисунок 1. Частотные зависимости минимального коэффициента шума К<sub>Ш,мин</sub> – *a*); шумового сопротивления R<sub>III</sub> – *б*); малосигнального коэффициента усиления по мощности G<sub>max</sub> – *s*) AlGaN/GaN HEMT, измеренных при температуре подложки T=+23,5 °C, напряжении на стоке U<sub>ds</sub>=+20 В и на затворе U<sub>gs</sub>: -2 В (I<sub>ds</sub>=620 мА, I<sub>gs</sub>=-54 мкА) – 1); -3 В (I<sub>ds</sub>=390 мА, I<sub>gs</sub>=-42 мкА) – 2); -4 В (I<sub>ds</sub>=150 мА, I<sub>gs</sub>=-42 мкА) – 3); -5 В (I<sub>ds</sub>=45 мкА, I<sub>gs</sub>=-51 мкА) – 4); -6 В (I<sub>ds</sub>=719 мкА, I<sub>gs</sub>=-203 мкА) – 5).

Результаты измерений показали, что во всех случаях наблюдается линейное увеличение значений К<sub>Ш,мин</sub> с ростом частоты f (рис. 1a, прямые 1 -4). Как видно из рис. 1a, увеличение модуля |Ugs| приводит к уменьшению токов стока Ids и затвора Igs, что, согласно общим физическим представлениям, должно приводить к уменьшению значений коэффициента шума и уменьшению наклона линейной зависимости К<sub>Ш,мин</sub>(f), минимальные значения которых достигаются при U<sub>es</sub>=-4 - -5 В - практически полностью закрытом транзисторе, когда |І<sub>ds</sub>|=45 мкА меньше, или соизмеримо с  $|I_{gs}|=51$  мкА. При этом ток  $I_{ds}$  определяется резистивным сопротивлением канала, а ток I<sub>es</sub> – процессами рассеяния электронов на потенциальном барьере Шоттки полевого затвора. Напомним, что сопротивление барьера Шоттки (рассеяние электронов на барьере) не является резистивным (не сопровождается потерей электронами энергии). В общем случае токопрохождение через барьер Шоттки конечно характеризуется последовательным резистивным сопротивлением R<sub>s</sub>, но оно значительно меньше сопротивления канала сток-исток R<sub>ds</sub> и не зависит от смещения на затворе Ugs. Понятно, что в этом случае шумовые параметры транзистора будут определяться резистивным зависящим от Ugs сопротивлением Rds. Согласно физической модели уменьшение значений Igs связано не с увеличением резистивного сопротивления Rs, а с уменьшением плотности электронов в 2D-канале при полностью закрытом транзисторе.

При Ugs=-6 В наблюдается описанное в [3] аномальное нелинейное поведение KIII,мин (f), проявляющееся в значительном нелинейном увеличении значений K<sub>III,мин</sub>(f) на низких частотах (f=1 - 4 ГГц) и уменьшении на высоких (f=5 - 12 ГГц) (рис. 1a, кривая 5). Физическое моделирование показало, что при значениях Ugs по модулю превышающих напряжение отсечки |Ugs|>|Ugre=-5 B| в исследуемых НЕМТ наблюдается большой заброс электронов в полуизолирующий высокоомный буферный слой i-GaN. Это, как и следовало ожидать, сопровождается всплеском значений тока стока Ids до 719 мкА и тока затвора Igs(Ugs=-6 В) до -203 мкА и, как следствие, аномальным повышением значений шумового сопротивления R<sub>III</sub>, зависимость которого от частоты R<sub>III</sub>=R<sub>III</sub>(f) линейна (рис. 16, кривая 5). Движение инжектированных в буферный слой электронов уже не управляется затвором и должно приводить к резкому снижению значений G<sub>max</sub>(f), что мы и наблюдаем на рис. 1*в*, кривая 5. Из-за того, что на низких частотах диффузионная длина инжектированных в буферный слой электронов превышает их диффузионную длину на высоких частотах, то и дополнительное резистивное сопротивление, а следовательно, и рассеиваемая мощность, вносимое инжектированными электронами на низких частотах может быть намного больше чем на высоких, что и приводит к значительному увеличению значений K<sub>III.мин</sub> при |Ugs|>|Uorc|. Т.о. дополнительное сопротивление вносимое инжектированными в буферный слой электронами, вероятно, и есть тот дополнительный источник шума, на существование которого указывали авторы [3].

Частотные зависимости шумового сопротивления  $R_{III}=R_{III}(f)$ , как и  $K_{III,MINII}=K_{III,MINII}(f)$ , при  $U_{gs}|\leq |U_{orc}|$  линейно увеличиваются в диапазоне 1 – 8 ГГц, а в диапазоне 8 – 12 гГГц либо выходят на насыщение, либо даже уменьшаются (рис. 16, прямые 1 – 4). При этом минимальным значениям  $R_{III}(f)$  соответствуют минимальные значения  $K_{III,MINII}(f)$ . Небольшой разброс значений шумового сопротивления (0.1 – 0.5 Ом) и достаточно большие значения  $G_{max}$  (рис. 16) в исследуемом диапазоне СВЧ-частот указывают на возможность использования данного транзистора для проектирования широкополосных МИС малошумящих усилителей в L- и S-диапазонах.

Т.о. результаты исследований шумовых характеристик 5-ваттных AlGaN/GaN HEMTтранзисторов с Z-затвором Шоттки длиной 0.5 мкм и активным модулирующим полевым электродом в частотном диапазоне f=1 – 9 ГГц позволили определить малошумящие режимы работы транзистора (U<sub>ds</sub>=20 B, U<sub>gs</sub>=-5 – -4 B, K<sub>Ш,мин</sub>=0.8 – 3 дБ, G<sub>max</sub>=24 – 10 дБ), а также объяснить аномальное поведение частотной зависимости К<sub>Ш,мин</sub>(f) при |U<sub>gs</sub>|>|U<sub>ore</sub>|, заключающееся в частотной зависимости дополнительного сопротивления вносимого инжектированными в буферный слой 2Dэлектронами.

Авторы выражают благодарность коллективу АО «НПП «ИСТОК» имени Шокина за активную помощь в проведении СВЧ-измерений.

[1] Н.А. Торхов, Л.И. Бабак, А.А. Коколов, И.Д. Филимонова. Влияние дополнительного полевого электрода на мощностные и шумовые характеристики СВЧ AlGaN/GaN HEMT. 26-я Международная конференция «СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии» Материалы конференции 4 – 10 Сентября 2016 г. Севастополь, Крым, Россия. 226 – 232.

[2] Н.А. Торхов. Способ изготовления высокочастотного полевого транзистора с дополнительным полевым электродом. Заявка на изобретение. 2016102622 от 26.01.2016.

[3] S. D. Nsele, L. Escotte, J.-G. Tartarin, S. Piotrowicz. Noise characteristics of AlInN/GaN HEMTs at microwave frequencies // HAL Id: hal-00859789.

#### NOISE PARAMETERS OF L- AND S- BAND AIGaN/GaN HEMTs

### <u>N.A. Torkhov<sup>1,2</sup>\*</u>, L.I. Babac<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Joint-Stock Company "Research Institute of Semiconductor Devices", Krasnoarmeiskaya Str., 99A. 634034, Tomsk, Russia, tel.: +79528074998, e-mail: trkf@mail.ru;

<sup>2</sup>Tomsk State University of Control System and Radioelectronics, Lenina st. 40, 634050, Tomsk, Russia.

This paper presents the results of the noise characteristics investigation conducted for 5W AlGaN/GaN HEMTs with the length of Schottky-barrier Z-gate of 0.5 um having an additional control field-effect electrode in the frequency range from 1 to 12 GHz. The results enable to determine operation modes of the transistors (U<sub>ds</sub>=20 V, U<sub>gs</sub>=-5...-4 V) with the minimal value of noise ratio K<sub>N</sub>=0.8...3 dB in the frequency range from 1 to 9 GHz at small signal gain G<sub>max</sub>=24...10 dB. Moreover, the results allow explaining the anomalous behavior of the frequency dependence K<sub>N,min</sub>(f) at |U<sub>gs</sub>|>|U<sub>cut-off</sub>| consisting in 2D-electrons injection to semi-insulating buffer layer *i*-GaN.

#### РАЗРАБОТКА МОЩНЫХ GAN ТРАНЗИСТОРОВ L, S И X ДИАПАЗОНА

<u>Л.Э. Великовский</u><sup>1</sup>\*, П.Е. Сим<sup>1</sup>, О.И. Демченко<sup>1</sup>, Н.Е. Курбанова<sup>1</sup>, В.В. Лундин<sup>2</sup>, Е.Е.Заварин<sup>2</sup>, А.Ф.Цацульников<sup>2</sup> <sup>1</sup>АО «НПФ «Микран»», Кирова пр-т, д.51а, стр.14, 634041, Томск тел. +7(913)8801341, е-mail: velikovskiy.l@gmail.com <sup>2</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Политехническая ул. 26, 194021, Санкт-Петербург.

В работе представлены промежуточные результаты разработки мощных нитрид галлиевых СВЧ транзисторов, проводимых в АО «Научно-производственная фирма «Микран». Целью разработки было создание промышленной технологии, позволяющей производить мощные СВЧ транзисторы и МИС на основе GaN для диапазонов частот до 8 и до 18 ГГц. В качестве отправной точки использовались результаты разработки технологии мощных СВЧ транзисторов для диапазона 1.5-6 ГГц, представленных в работе [1]. Разрабатываемая технология должна позволить изготавливать СВЧ МИС длиной затвора Lg=0.5µm и Lg=0.25µm.

В работе использовались эпитаксиальные гетероструктуры, изготовленные на подложках карбида кремния диаметром 100мм. В состав слоев гетероструктуры входили AlGaN, GaN, AlGaN, AlN, GaN и SiN толщиной 150, 2700, 1, 20, 2 и 5 нм, соответственно. Типичные значения слоевого сопротивления в такой гетероструктуре составляли 330 Ом/кв.

Проведенное электрофизическое моделирование, а также измерения коллапса позволили выбрать параметры конструкции полевого электрода (Field Plate) и затвора, соответствующую минимальным уровням пиков электрического поля в канале транзистора, что необходимо для высокой надежности приборов. Была выбрана Г-образная форма затвора транзистора с металлизацией Pt/Ti/Au, которая в сочетании с соединенным с истоком полевым электродом создает т.н. двойной полевой электрод. Для формирования омических контактов использовалась металлизация Ti/Al/Mo/Au, сопротивление контактов составляло 0.3÷0.4 Ом мм.

К настоящему времени на пластинах проведены импульсные CBЧ измерения малосигнальных и удельных мощностных параметров транзисторов с длиной затвора Lg=0.5µm. Измерения проводились на частоте 10 ГГц методом согласованных нагрузок (Load Pull).

Изготовленные транзисторы продемонстрировали удельные параметры, близкие к параметрам технологий ведущих производителей CBЧ GaN приборов. В зависимости от поставщика эпитаксиальных гетероструктур для транзистора с периферией затвора 200мкм при напряжении питания Vds=33B были получены значения плотности выходной мощности P<sub>3db</sub>=6÷7 Bт/мм. КПД по добавленной мощности составил 45÷47%, коэффициент усиления – более 13 дБ. Исследования и расчеты влияния конструкции полевого электрода на величины электрического поля, малосигнальные CBЧ характеристики, плотность выходной мощности и коллапс тока показали, что увеличение длины истокового полевого электрода, не приводя к значительному уменьшению пиковых значений электрического поля и значительному снижению параметров CBЧ характеристики, приводит к уменьшению коллапса тока.

Достигнутые значения плотности мощности позволяют рассчитывать на успешное завершение разработки промышленной технологии мощных сверхвысокочастотных нитрид-галлиевых транзисторов.

[1] Л.Э. Великовский, П.Е. Сим и др. Тез. докладов 10-й Всероссийской конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы», с. 131. (2015).

#### DEVELOPMENT OF HIGH POWER L, S and X-BAND GAN TRANSISTORS

#### <u>L.E. Velikovskiy</u>\*, P.E. Sim<sup>1</sup>, O.I. Demchenko<sup>1</sup>, N.Y. Kurbanova<sup>1</sup>, V.V. Lundin<sup>2</sup>, E.E. Zavarin<sup>2</sup>, A.F. Tsatsulnikov<sup>2</sup>.

<sup>1</sup>JSC «Research and production company «Micran»», Kirova ave., 51a/14, 634041, Tomsk phone. +7(3822) 41-34-03, e-mail: velikovskiy.l@gmail.com <sup>2</sup> Ioffe Institute, Politekhnicheskaya, 26, 194021, St. Petersburg.

High power L,S and X band GaN HEMTs development results were demonstrated. In situ SiN/GaN/AlGaN/AlGaN heterostructures were grown on SiC substrates by MOCVD. Ti/Al/Mo/Au ohmic,  $0.25\mu$ m and  $0.5\mu$ m Ni/Pt/Au gate, Ti/Pt/Au Field Plate contacts were defined by electron beam lithography. Load-pull measurements of GaN HEMT with a gate length of 0.5  $\mu$ m and gate width 0.2 mm

exhibited at V<sub>ds</sub>= 33 V and 10GHz power density  $P_{3dB}$  of up to 6÷7 W/mm with gain >13dB and PAE of up to 47%. A Fields Plate design effect on collapse, power and small signal RF characteristics is investigated.

#### ТЕПЛОРАСПРЕДЕЛИТЕЛЬНЫЙ ЭЛЕМЕНТ КОНСТРУКЦИИ ИЗ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛМАЗА ДЛЯ ОХЛАЖДЕНИЯ КРИСТАЛЛОВ GAN ТРАНЗИСТОРОВ

#### <u>А.В. Дерябкин,</u> М.П. Духновский, Е.Н. Куликов, А.К. Смирнова\*, Ю.Ю. Федоров

АО «НПП «Исток» им. Шокина», ул. Вокзальная, д.2А, 141190, г. Фрязино, тел. +7(495)465-86-36, еmail: aleksandraratnikova@yandex.ru

Гетероструктуры на основе GaN перспективны для применения в мощных CBU транзисторах. Это обусловлено уникальными свойствами данного широкозонного полупроводника: высокие напряжения пробоя, скорость насыщения носителей, удельная теплопроводность и т.д. Основное преимущество таких транзисторов – высокая удельная мощность (>10 Вт/мм в Х-диапазоне [1]), что позволяет существенно упростить топологию монолитных интегральных схем (МИС) усилителей мощности, повысить их эффективность, улучшить массогабаритные параметры.

Основным фактором, ограничивающим возможность дальнейшего увеличения уровня выходной мощности СВЧ транзисторов, является реализация эффективного отвода тепла от активной области прибора.

Для решения этой проблемы широко используются теплоотводы. Физический эффект при этом связан в основном с изменением теплового режима работы прибора, который характеризуется его тепловым сопротивлением R<sub>T</sub>. Оно является характерной величиной для каждого типа прибора и зависит от площади полупроводниковых кристаллов, площади, толщины и теплопроводности λ материалов между кристаллом и основанием корпуса, а также от технологического процесса и качества изготовления. Эта величина связывает предельные электрические возможности по передаче мощности с условиями тепловых ограничений. Чем ниже величина R<sub>T</sub>, тем эффективнее отводится тепло и тем меньше перегрев всего устройства.

Уменьшение величины  $R_T$  может быть достигнуто путем расположения между кристаллом прибора и корпусом теплораспределяющего элемента конструкции (ТЭК) из материала с высокой  $\lambda$ . Особенно эффективным на сегодняшний день является применение ТЭК из поликристаллического CVD-алмаза, т.к. по величине  $\lambda$  данный материал в 3÷4 раза превосходит SiC и более чем в 30 раз Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Расчет величины R<sub>т</sub> мощных кристаллов GaN транзисторов, смонтированных на различных теплоотводах, проводился с помощью программы численного моделирования тепловых полей от тепловыделяющих элементов прибора [2].

Программа позволяет моделировать стационарные (во времени) температурные распределения внутри твердого тела, имеющего слоистую структуру, со слоями разной толщины и разной величины теплопроводности, что позволяет проанализировать теплопроводность интерфейса кристалла.

Результаты моделирования показывают, что:

- отвод тепла от транзистора становится эффективны при отношении площадей прибора и теплоотвода более 2,

- оптимальная толщина ТЭК находится в диапазоне 300 $\div$ 500 мкм при  $\lambda$  алмаза не менее 800 Вт/м·К, соответственно.

В последние годы наметился значительный прогресс в доступности алмазных материалов и в развитии высокопроизводительных групповых технологий его размерной обработки. В настоящее время ТЭК изготавливают из пластин поликристаллического алмаза диаметром 100÷125 мм, выращенных СVD-методом. Вместо трудоемких процессов механической и лазерной размерной обработки разработан технологический процесс групповой термошлифовки. Разработана технология формирования металлизации алмазов, содержащая слои SiC-Si-Mo-Ni-Au, с высокой адгезией металлизации к алмазу (не менее 700 кгс/см<sup>2</sup>). На данную металлизацию монтируют чипы кристаллов методом пайки с использованием припоев с температурой процесса до 800<sup>0</sup> С без ухудшения адгезионных и тепловых характеристик ТЭК.

По разработанной технологии серийно изготовляются ТЭК четырех номиналов.

[1] U.K.Mishra, P.Parikh, Y.F.Wu. AlGaN/GaN HEMTs, An overview of device operation and applications, Proceedings of the IEEE, vol. 90, No 6, June 2002.

[2] А.А. Воробьёв, Электронная техника. Сер.1. СВЧ-техника, 2010. Вып. 2 (505). С.12-20.

#### HEAT DISTRIBUTING ELEMENT (HDE) OF POLYCRYSTALLINE DIAMOND DESIGN FOR COOLING GaN TRANSISTOR CHIPS

#### A.V. Deryabkin, M.P. Duhnovsky, E.N. Kulikov, A.K. Smirnova\*, Yu.Yu. Fedorov

Istok research and Production Enterprise named after A.I. Shokin, Vokzalnaya, 2A, 141191 Fryazino, ph.: +7(495)465-86-36, e-mail: aleksandraratnikova@yandex.ru

GaN heterostructures are having good prospects for application in high-power microwave transistors. The effective heat removal from the active area of the device is necessary for further increasing the output power level of microwave transistors. Heat sinks are used to solve this problem. In this case the physical effect is connected to the change of the device thermal operating mode which is characterized by its thermal resistance  $R_T$ . The results of simulating RT value of high-power microwave GaAs transistor chips, mounted on different heat sinks show that:

- heat removal from transistor becomes effective at device - heat sink area ratio exceeding 2;

- the HDE optimal thickness is within 300÷500  $\mu$ m range at diamond  $\lambda$  – not less than 800 W/mK.

Significant progress in availability of diamond and in development of group technologies of its dimensional processing has become evident lately. Nowadays HDEs are manufactured from polycrystalline CVD diamond 100÷125 mm in dia. Technological processes of group thermal polishing, diamond metallization formation with high metallization – diamond adhesion have been developed.

#### ИЗМЕРЕНИЕ ТЕПЛОВОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ Gan немт по температурной Зависимости его вольтамперной характеристики

А.А. Дорофеев<sup>1\*</sup>, Н.Б. Гладышева<sup>1</sup>, <u>Е.С.Кондратьев<sup>1</sup></u>, С.В. Аверин<sup>2</sup>, Н.В. Алкеев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ОАО "НПП"Пульсар". Москва, Окружной проезд, 27, 105187, Москва, тел. +7(916)5550367;
<sup>2</sup>ФИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, пл. Введенского, 1, 141190, г. Фрязино;

К настоящему времени выходная мощность GaN HEMTs достигает 30 Вт/мм, (4 ГГц) [1] что связано с высоким пробивным напряжением в GaN, большой скоростью насыщения электронов в этом материале и большой теплопроводностью GaN и подложек, на которых он выращивается. Такая большая мощность требует оптимизации отвода тепла от этих приборов. В качестве параметров, характеризующих тепловые свойства GaN HEMTs, обычно используют температуру канала  $T_{CH}$  прибора и его тепловое сопротивление R<sub>TH</sub>. Важность информации о температуры канала также уменьшаются подвижность и скорость насыщения электронов в канала. Для определения  $T_{CH}$  GaN HEMTs в настоящее время предложено несколько методов, самым популярным из которых является метод рамановской микроспектроскопии [2].

Тепловое сопротивление полевых транзисторов характеризует интенсивность отвода тепла от канала транзистора и определяется как  $R_{TH} = \Delta T/P_D$ , где  $\Delta T$  – разность между температурой канала прибора и температурой подложки, а  $P_D = V_{DS} \cdot I_D$ . Здесь в нашем случае  $P_D$  – мощность, потребляемая прибором,  $V_{DS}$  – напряжение стока, а  $I_D$  – ток стока.

Различают импульсное и статическое [3]. Для того, чтобы найти импульсное  $R_{TH}$  на транзистор воздействуют импульсом мощности и во времени контролируют какой-либо параметр транзистора, по которому можно судить о температуре канала. В [3] показано, что импульсное  $R_{TH}$  зависит от длительности воздействующего импульса мощности и стремится к статическому значению  $R_{TH}$  с ростом длительности импульса воздействия. В этой же работе обращается внимание на то, что для GaN HEMTs трудно найти термочувствительный параметр из-за коллапса тока, т.е. уменьшения тока транзистора из-за захвата электронов на глубокие уровней измерения проводятся при постоянной ультрафиолетовой подсветке или высоких температурах (200 °C) [4].

В [5, 6] применили весьма простой метод определения статического  $R_{TH}$  по анализу статических вольтамперных характеристик (BAX) GaN HEMTs, измеренных при разных температурах. В настоящей работе мы использовали этот подход для измерения статического  $R_{TH}$  GaN HEMT с длиной затвора 0.6 мкм, шириной 1.25 мм. Транзистор имел подложку из SiC, и приклеивался к теплоотводу теплопроводящим клеем. ВАХ транзистора измерялась прибором В 1500A (Agilent). Транзистор располагался на держателе с регулируемой температурой установки РА 200 (Sus MicroTec). Предложенный метод основан на экспериментально установленном факте, что в области насыщения ток стока GaN HEMT линейно зависит от температуры окружающей среды  $T_A$ , а также от температуры канала  $T_C$ .

$$I_{D} = I_{D0} + h \cdot (T_{A} - T_{A0}) \tag{1}$$

$$I_D = I_{D0} + h' \cdot (T_C - T_{C0}) \tag{2}$$

здесь h и h' – коэффициенты пропорциональности.

В [5, 6] была получена формула 
$$\frac{1}{h} = \frac{1}{h'} - R_{TH} \cdot V_{DS}$$
, из которой находится  $R_{TH}$  как тангенс угла

наклона зависимости1/h от  $V_{DS}$ , где  $V_{DS}$  – напряжение на стоке.

Мы записали эту формулу в несколько ином виде и привели ее на рисунке, поясняющим методику измерения. На нем изображена часть BAX GaN HEMT на участке насыщения тока при двух различных температурах. В нашем случае можно сделать разность между  $V_1$  и  $V_2$  достаточно малой и, перемещая  $V_1$  и  $V_2$  по оси  $V_{DS}$ , мы можем получить зависимость  $R_{TH}$  от  $V_{DS}$ .

Измеренное значение *R*<sub>TH</sub> нашего GaN HEMT составляло порядка 724 °K/Вт и практически не зависело от напряжения стока.



[1] Y. Wu, A. Saxler, M. Moore, R. Smith, S. Sheppard, R. Chavarkar, T. Wisleder, U. Mishra, P. Parikh. IEEE Electron. Dev. Lett., **25** (3), 115 (2004).

[2] T. Batten, J. Pomeroy, M. Uren, T. Martin, M. Kuball. J. Appl. Phys., 106, 094509 (2009).

[3] В. Вяхирев, М. Духновский, Ю. Федоров, В. Пчелин, В. Трегубов. Современная электроника, № 2, 30 (2012).

[4] N. Ramanan, B. Lee, V. Misra. IEEE Trans. Electron. Dev., ED-62 (2), 546 (2015).

[5] R. Menozzi, G. Umana-Membreno, B.Nener, G. Parish, G. Sozzi, L. Faraone, U. Mishra. IEEE Trans. on Dev. and Material Reliability. 8 (2), 255 (2008).

[6] J. Asubar, Z. Yatabe, T. Hashizume. Appl. Phys. Lett., 105, 053510 (2014).

#### GaN HEMT TEMPERATURE RESISTANCE MEASURMENTS BASED ON TEMPERATURE DEPENDENCE OF ITS I-V CURVES

A. Dorofeev<sup>1</sup>, N. Gladysheva<sup>1</sup>, E. Kondratiev, N. Alkeev<sup>2</sup>, S. Averin<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Pulsar Research & Production Enterprise, 105187, Okruznoy proezd, 27 Moscow, phone.

+7(916)5550367;

<sup>2</sup> Fryazino Branch, Kotel'nikov Institute of Radio Engineering and Electronics, Russian Academy of Sciences, Fryazino, Moscow oblast.

An improved method of determining the thermal resistance of GaN HEMTs, based on the analysis of I-V characteristics of the transistor measured at different temperatures. The proposed method allows to obtain the dependence of thermal resistance on the drain-source voltage of the transistor.

#### РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ "FLIP-CHIP" МОНТАЖА КРИСТАЛЛОВ МОНОЛИТНЫХ ИНТЕГРАЛЬНЫХ СХЕМ МИЛЛИМЕТРОВОГО ДИАПАЗОНА ДЛИН ВОЛН НА ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ AlGaN/Gan на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SiC

#### Ю.В. Федоров, Д.Л. Гнатюк\*, А.С. Бугаев, Е.Н. Енюшкина, А.Ю. Павлов

Институт СВЧ полупроводниковой электроники РАН, Нагорный пр. д.7, стр.5, г. Москва, тел. +7(499)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

Монтаж монолитных интегральных схем (МИС) миллиметрового диапазона (свыше 30 ГГц) в технологические корпуса или функциональную оснастку является крайне критичным этапом создания радиоэлектронной аппаратуры, поскольку неоптимальные способы монтажа могут не только снизить рабочие характеристики МИС, но и привести к их полной неработоспособности.

Накопленный в ИСВЧПЭ РАН опыт монтажа кристаллов МИС усилителей диапазонов частот от десятков мегагерц до 100 ГГц на нитрид-галлиевых гетероструктурах на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SiC показал, что традиционный подход к монтажу на теплоотвод с помощью разварочных проволок не является оптимальным для миллиметрового диапазона длин волн, поскольку разваренные кристаллы оказываются неработоспособными либо ввиду возбуждения, либо падения коэффициента переачи до неприемлемо низких значений. Особо отметим, что в данном случае речь идет о МИС собственного производства, изготовленных либо по копланарной технологии, либо по специально разработанной технологии формирования заземляющей плоскости над лицевой поверхностью кристалла. Микрополосковая технология с заземляющими сквозными отверстиями в подложках Al<sub>0</sub>O<sub>4</sub> и SiC нам недоступна.

Результаты зондовых измерений параметров кристаллов после резки пластины, размещаемых на кремниевых подложках без приклейки, показывают, что их характеристики практически слабо отличаются от результатов измерений на целой пластине. Однако дальнейшая приклейка кристалла на теплоотвод может приводить к существенному падению коэффициента устойчивости. На рисунке 1 на примере МИС МШУ Ка-диапазона, изготовленного по технологии формирования заземляющей плоскости над лицевой поверхностью кристалла, приведено сравнение коэффициента передачи и коэффициента устойчивости одного и того же усилителя до (пунктир) и после (сплошная линия) приклейки на теплоотвод. Вероятно, это связано с возникновением в кристалле стоячих волн вследствие переотражений от дополнительно введенной плоскости металлизации и границ кристалла и может зависеть от рабочего диапазона частот и габаритных размеров МИС. При этом на резонансных частотах возникают характерные искажения АЧХ. Добавление разварочных проволок приводит к возбуждению кристалла. Кроме того, проволоки являются простейшими антеннами и, в зависимости от своей длины и рабочего диапазона монтируемого кристалла, могут излучать или принимать СВЧ сигналы, внося искажения в АЧХ и снижая выходную мощность МИС. Попытки устранить возбуждение МИС путем оптимизации количества проволок, их местоположения и ллины как правило не приводят к положительному результату.

Поэтому для успешного освоения миллиметрового диапазона длин волн предпочтительным является такой способ монтажа, который сам по себе имел бы минимальное влияние на характеристики монтируемой МИС. В качестве такого способа был рассмотрен так называемый «flip-chip» монтаж. Технология «flip-chip» монтажа имеется в России, и успешно была использована институтом ранее в ходе совместной работы с НИУ МИЭТ и АО "НПП "Исток" им. Шокина" по созданию копланарного переключателя сигналов Х-диапазона. «Flip-chip» монтаж исключает необходимость в разварочных проволоках и обеспечивает отвод тепла с лицевой стороны кристалла. При этом также исключается проблема возникновения переотражений от плоскости теплоотвода.

Была разработана топология структуры для «flip-chip» монтажа, позволяющая осуществить контакт копланарными CBЧ-зондами и зондами питания типа «земля-сигнал-земля» для контроля CBЧ характеристик смонтированного кристалла. Монтажные структуры были изготовлены на кремниевой подложке методами фотолитографии и гальванического дорацивания золота. Монтаж структуры-носителя к контактным площадкам кристалла (100х100 мкм) предполагается осуществлять методом термокомпрессии при помощи AuSn монтажных шариков («бампов») диаметром 60 мкм. Однако ввиду их временного отсутствия первые эксперименты по монтажу были выполнены с использованием золотой проволоки диаметром 25 мкм, которая в процессе термокомпрессии деформируются в цилиндры диаметром не более 100-110 мкм.

Фотография смонтированного на монтажную структуру кристалла МИС МШУ показана на рисунке 2a). Первые результаты измерения параметров четырех смонтированных кристаллов, показывают, что негативные эффекты, наблюдавшиеся при размещении аналогичных кристаллов на теплоотвод методом приклейки, отсутствуют. Падения коэффициента устойчивости относительно эталонного измерения до монтажа не наблюдается. АЧХ коэффициента передачи и коэффициентов отражения по входу и выходу не имеют резонансов (рисунок 26). Однако обнаружилась проблема, связанная со смещением АЧХ после монтажа на несколько гигагерц в сторону меньших частот. Мы связываем данный факт с приложением чрезмерного давления во время термокомпрессии. При этом, предположительно, происходит сжатие фотолака между лицевой поверхностью кристалла и металлизацией заземления. Уменьшение расстояния до заземляющей металлизации вызывает рост паразитной емкости на «землю» и наблюдаемое изменение АЧХ. Отработка технологии монтажа продолжается. Новые результаты будут представлены на конференции.

Освоение технологии «flip-chip» монтажа отдельных кристаллов облегчит задачу практического использования образцов МИС миллиметрового диапазона в аппаратуре и откроет перспективы сборки сложных многофункциональных блоков типа система на кристалле на едином носителе для диапазонов частот до 100 ГГц.

Авторы выражают благодарность Земцовскому С.И. (Росэлектроника) за содействие в монтаже кристаллов.



Рис.1. Сравнение АЧХ коэффициента передачи (а) и коэффициента устойчивости (b) кристалла МИС МШУ до (пунктир) и после (сплошная линия) приклейки на теплоотвод



Рис.2. Фотография смонтированного кристалла МИС МШУ (а); Измеренная АЧХ коэффициента передачи МИС МШУ до (пунктир) и после монтажа (сплошная линия) (b)

(a)

#### DEVELOPMENT OF FLIP-CHIP MOUNTING TECHNOLOGY OF MILLIMETER WAVE AlGaN/GaN MMICs ON Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> AND SiC SUBSTRATES

*Yu.V. Fedorov, <u>D.L. Gnatyuk</u>\* E.N. Enushkina, A.S. Bugaev, A.Yu. Pavlov* Institute of ultra-high frequency semiconductor electronics of RAS, 117105, Moscow, Nagorny prd. d.7 str. 5, Tel. +7(499)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru;

Problems of millimeter-wave MMIC dies mounting are addressed. Flip-chip mounting of AlGaN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ka-band LNA MMIC chips is investigated. Results indicate positive experience but further research is required to eliminate current drawbacks.

#### ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ AIGaN/GaN HEMT, ОБЕСПЕЧИВАЮЩАЯ СНИЖЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭФФЕКТА САМОРАЗОГРЕВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕПЛООТВОДЯЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОСНОВЕ ГРАФЕНА

#### В.С. Волчёк\*, В.Р. Стемпицкий

Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники. Ул. П. Бровки, 6, 220013, Минск, Беларусь тел. +375 17 293 88 90, e-mail: vstem@bsuir.by

На протяжении длительного времени НЕМТ считаются многообещающими приборами мощной и СВЧ электроники, а также перспективными элементами сенсорных устройств. Благодаря высоким значениям скорости насыщения электронов и напряжения электрического пробоя GaN, AlGaN/GaN НЕМТ могут выдерживать значительные токи, приводящие к очень большим значениям рассеиваемой мощности и, следовательно, нежелательному эффекту саморазогрева. Для снижения температуры в рабочей области НЕМТ предлагаются несколько решений, среди которых следует отметить использование алмазных подложек, технологию перевернутого кристалла, а также интеграцию в структуру транзистора теплоотводящих слоев на основе алмазоподобных соединений [1]. В данной работе исследуется возможность уменьшения влияния эффекта саморазогрева AlGaN/GaN НЕМТ с помощью внедрения в структуру прибора теплоотводящих элементов на основе графена. Численное моделирование осуществлялось с применением системы компьютерного проектирования компании Silvaco.

Исследуемая структура AlGaN/GaN HEMT с внедренными теплоотводящими элементами на основе нескольких слоев графена (few-layer graphene, FLG) схематически изображена на рис. 1. Структура транзистора состоит из 2,97 мкм буферного слоя GaN, 30 нм барьерного слоя Al<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N и 6 нм пассивирующего слоя SiO<sub>2</sub>. Толщина области моделирования сапфировой подложки составляет 18 мкм. Расстояния исток-затвор и затвор-сток равны 2 и 8 мкм, соответственно. Длина затвора на основе барьера Шоттки составляет 1 мкм. Толщина теплоотводящих элементов выбрана равной 2 нм, что соответствует шести слоям графена.

Численное моделирование эффекта саморазогрева выполнялось с задействованием термодинамической модели нагрева кристаллической решетки (модели Вачутки), диффузионнодрейфовой модели переноса носителей, а также модели подвижности Фарахманда (модифицированной модели Коэ-Томаса) для слабого электрического поля применительно к электронам в канальном слое. Значения теплопроводности GaN, AlN, сапфира, SiO<sub>2</sub> и FLG равны 1,3; 2,85; 0,4; 0,014 и 20 Вт/(см·К), соответственно. Значение теплопроводности сложного соединения Al<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N определяется линейной интерполяцией между соответствующими величинами для GaN и AlN. При моделировании учитывалась зависимость теплопроводности GaN, Al<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N и сапфира от температуры.

Представленные ранее результаты расчетов [1] показывают, что при достаточно большом напряжении на стоке НЕМТ у границы затвора со стороны стока формируется область с повышенной (относительно других областей структуры) температурой. Повышение температуры рабочей области транзистора приводит к снижению подвижности электронов и, следовательно, ухудшению вольт-амперных характеристик. Максимальная температура исследуемого прибора в случае отсутствия теплоотводящих элементов равняется 461 К при напряжении на затворе  $V_g = -2$  В и напряжении на стоке  $V_d = 20$  В; 481 К при  $V_g = -1$  В и  $V_d = 20$  В; 494 К при  $V_g = 0$  В и  $V_d = 20$  В. Интеграция в структуру НЕМТ теплоотводящих элементов на основе FLG позволяет уменьшить значения максимальной температуры при  $V_g = -2$  В на 3,13 % (до значения 447 K), при  $V_g = -1$  В на 3,00 % (до значения 467 K), при  $V_g = 0$  В на 2,92 % (до значения 480 K).

Вольт-амперные характеристики моделируемого AlGaN/GaN HEMT без и с теплоотводящими элементами на основе FLG при  $V_g = 0$  В и  $V_d = 20$  В представлены на рис. 2. Внедрение графеновых слоев приводит к увеличению тока стока при  $V_d = 20$  В на 11,57 % (со значения 0,847 А/мм до значения 0,945 А/мм). При  $V_g = -1$  В ток стока увеличивается со значения 0,745 А/мм до значения 0,827 А/мм (улучшение на 11,01 %), при  $V_g = -2$  В ток стока увеличивается со значения 0,638 А/мм до значения 0,704 А/мм (улучшение на 10,34 %).

Таким образом, внедрение теплоотводящих элементов на основе графеновых слоев позволяет уменьшить влияние эффекта саморазогрева AlGaN/GaN HEMT на его вольт-амперные характеристики.



Рис. 1. Структура AlGaN/GaN HEMT с теплоотводящими элементами на основе FLG



Рис. 2. Вольт-амперные характеристики AlGaN/GaN HEMT без (1) и с (2) теплоотводящими элементами на основе FLG при  $V_g = 0$  В

 V.S. Volchek, Dao Dinh Ha, V.R. Stempitsky, Tran Tuan Trung. Proceedings of the 2016 International Conference on Advanced Technologies for Communications (Hanoi, Vietnam, 2016) p. 264.

#### SUPPRESSION OF THE SELF-HEATING EFFECT IN AIGaN/GaN HEMT BY GRAPHENE HEAT-SPREADING ELEMENTS

#### V.S. Volchek\*, V.R. Stempitsky

Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics. P. Brovki St., 6, 220013, Minsk, Belarus phone: +375 17 293 88 90, e-mail: vstem@bsuir.by

Due to the large electron saturation velocity along with the high breakdown voltage AlGaN/GaN HEMT can sustain substantial currents leading to very high values of the power dissipation that results in undesirable self-heating of the device. In this work, the influence of few-layer graphene heat-spreading elements on the electrical characteristics of AlGaN/GaN HEMT is investigated using numerical simulation in Wachutka's thermodynamically rigorous model of lattice heating. The simulation results have shown that when the heat-spreading elements based on few-layer graphene are integrated into the simulated device structure, the drain current increases by as much as 11.57 % (from 0.847 A/mm to 0.945 A/mm) at the gate voltage  $V_g = 0$  V and drain voltage  $V_d = 20$  V. Thus, few-layer graphene heat-spreading elements are highly promising in thermal management of HEMTs.

#### ДИСКРЕТНЫЙ ОПТИМИЗИРОВАННЫЙ ТЕПЛООТВОД ИЗ МЕТАЛЛИЗИРОВАННОГО ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛМАЗА ДЛЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРИБОРОВ Gan С повышенной удельной мощностью

#### <u>М.П. Духновский</u>, А.К. Смирнова\*, Ю.Ю. Федоров

АО «НПП «Исток» им. Шокина», ул. Вокзальная, д.2А, 141190, г. Фрязино, тел. +7(495)465-86-36, еmail:aleksandraratnikova@yandex.ru

С 2006 года американская фирма GROUP4LABS предпринимает попытки использования высокой теплопроводности алмаза в качестве теплоотвода для отвода тепла от мощных полупроводниковых приборов. Как показывают многочисленные расчеты, применение алмаза в качестве теплоотвода к различным полупроводниковым прибором тем эффективнее, чем выше теплопроводность материала полупроводникового прибора и меньше расстояние от теплопроводящей области прибора и теплоотводом.

Из-за низкой теплопроводности арсенида галлия и кремния эффект от применения алмазного теплоотвода для мощных приборов из этих материалов достигается при расстояниях между тепловыделяющими областями прибора и теплоотводом менее 30 мкм. С появлением приборов на основе SiC и GaAlN, с теплопроводностью материала подложки более 200 Вт/м-К, актуальность использования алмаза в качестве теплоотвода резко возросла.

Одним из активно развиваемых направлений использования алмаза в качестве теплоотвода является создание структур GaAlN на подложке поликристаллического алмаза. Наиболее высоких результатов достигли в GROUP4LABS, которые в 2006 году бесплатно предлагали разработчикам приборов такие структуры. Однако только в 2011 году появились первые приборы на данных структурах. Выдающихся результатов на этих структурах получено не было.

Разработка таких структур столкнулась с рядом проблем, одной из которых было большое различие в температурном коэффициенте линейного расширения алмаза, SiC и GaAlN. Это приводило к большому изгибу структур. Между алмазом и рабочей структурой приходилось вводить различные согласующие слои, такие как Si, пористый Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, тонкий наноструктурированный слой TiN. Эти слои вносят значительное тепловое сопротивление, и снижают эффективность теплоотвода и это не зависит от толщины промежуточных слоев, а зависит от появления дополнительных границ раздела, плохо согласованных по механизму переноса в них тепла.

Кроме того эти структуры не позволяют эффективно использовать алмазный теплоотвод в приборе из-за несогласованности размеров прибора и теплоотвода. Размеры теплоотвода должны отвечать условиям для оптимального отвода тепла – его площадь должна быть в 2÷3 раза больше области кристалла, а толщина, по крайней мере, не менее 0,2 мм для приборов мощностью более 10 Вт. Эти условия не позволяют рационально использовать площадь структуры и создают значительные проблемы при разделении приборов на чипы.

Альтернативой данному решению является конструкция – чип полупроводникового прибора, смонтированный на дискретный алмазный металлизированный теплоотвод, который вмонтирован в корпус.

Авторами освоена технология создания металлизированных теплоотводов из поликристаллического алмаза, оптимизированных по размерам и толщине с кристаллами охлаждаемых приборов на основе GaAs, Si, SiC и GaAlN. Теплоотводы обладают высокоадгезионной металлизацией, которая выдерживает режимы пайки до 800 °C, не теряя своих адгезионных и теплопроводящих свойств. Кроме того последовательность чередования слоев в металлизации оптимизирована по температурам Дебая контактирующих материалов, что значительно снижает тепловые сопротивления приборов.

#### DISCRETE OPTIMIZED HEAT SINK OF METALIZED POLYCRYSTALLINE DIAMOND FOR GaN SEMICONDUCTOR DEVICES WITH INCREASED SPECIFIC POWER

#### M.P. Duhnovsky, A.K. Smirnova\*, Yu.Yu. Fedorov

Istok research and Production Enterprise named after A.I. Shokin, Vokzalnaya, 2A, 141191 Fryazino, ph.: +7(495)465-86-36 e-mail: aleksandraratnikova@yandex.ru

The trend of using diamond as a heat sink is actively developing. One of such trends is the creation of GaAlN structures on polycrystalline diamond substrate.

The alternative to the mentioned solution is the following design: a semiconductor device chip mounted onto discrete diamond metalized heat sink, which is mounted into the body. The technology of creating metalized heat sinks of polycrystalline diamond, optimized in size and thickness with the cooled device chips based on GaAs, Si, SiC and GaAlN, has been mastered. Heat sinks possess high adhesive metallization, which endures soldering modes up to 800°C without losing its adhesive and heat conducting properties.

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛЯРИЗАЦИИ В БАРЬЕРНЫХ СЛОЯХ Gan-немт Методом вольт-фарадных характеристик

*А. Н. Алёшин, <u>О. А. Рубан</u>\*, Н. В. Зенченко, Н. А. Юзеева* Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН,

Россия, 117105, Москва, Нагорный проезд, д. 7, стр.5 Тел: +7 (906)0995247, e-mail: <u>myx.05@mail.ru</u>

Транзисторы с высокой подвижностью электронов HEMT (High-electron-mobility transistor) на основе широкозонных гетероструктур AlGaN/GaN широко применяются в мощных приемо-передающих СВЧ-устройствах с рабочими частотами свыше 8 ГГц. В основе НЕМТ лежит гетероструктура с двухмерным электронным газом в квантовой яме.

Для моделирования и последующего изготовления СВЧ приборов на основе GaN HEMT необходимо иметь комплексное представление о гетероструктуре: состояние слоев, образующих квантовую яму, наличие электронных ловушек и концентрация электронов в канальном слое. В гетероструктурах AlGaN/GaN полярная природа соединений GaN и AlGaN приводит к их спонтанной поляризации  $P_{sp}$  [1]. Кроме того, из-за растягивающих латеральных напряжений на границе раздела AlGaN/GaN, вызванных рассогласованием кристаллических решеток, возникает пьезоэлектрическая поляризация  $P_{pz}$  [2,3]. В итоге на границе раздела AlGaN/GaN возникает суммарная поляризация  $P_{sum}$ , которая приводит к возникновению встроенного электрического поля. Данное поле вызывает накопление зарядов в квантовой яме, образуя двумерный электронный газ.

Для измерения параметров полупроводниковых материалов в настоящее время используется большое количество разнообразных методов. Одним из них является метод вольтфарадных характеристик (ВФХ). С его помощью можно определить концентрации легирующих примесей, глубокие уровни и их характеристики, времена жизни неравновесных носителей заряда, плотности поверхностных состояний и их распределения по энергиям.

Целью настоящей работы является разработка способа для проведения анализа качества барьерных слоев гетероструктуры с помощью ВФХ.

Исследовались гетероструктуры AlGaN/GaN, выращенные на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом осаждения металлорганических соединений из газообразной фазы (МОС-гидридной эпитаксии). Для усиления пьезоэффекта был использован слой AlN толщиной 7 Å, период кристаллической решетки *а* этого слоя меньше чем у GaN и AlGaN. В исследуемых гетероструктурах была сформирована квантовая яма с треугольным потенциальным профилем на гетерогранице AlN/GaN.

Исследуемые гетероструктуры различались толщиной и составом барьерного слоя. В гетероструктуре образца 2 был сформирован барьерный слой  $Al_{0.29}Ga_{0.71}N$  толщиной 24 нм, а в гетероструктуре образца 1 был сформирован барьерный слой  $Al_{0.32}Ga_{0.68}N$  толщиной 14 нм. Вследствие меньшей толщины барьерного слоя образец 1 имел меньшую подзатворную емкость, что позволяет получить более высокий диапазон рабочих частот.

Для проведения вольт-фарадных измерений на поверхности исследуемых гетероструктур были сформированы тестовые двухзатворные транзисторы. Использование подобной топологии позволяет производить измерение ВФХ. Снятие ВФХ проводилось с помощью прибора Hewlett-Packard Precision LCR Meter. При измерениях использовались омический контакт (сток) и контакт Шоттки (затвор).

Для расчета пьезоэлектрической составляющей поляризации была модифицирована модель Амбахера [1] путем замены полностью упруго деформированного слоя GaN, выращенного на релаксированом слое AlGaN, на полностью упруго деформированный слой AlN, выращенный на релаксированом слое GaN, эта модификация соответствует исследуемым гетероструктурам, в которых была сформирована квантовая яма треугольного потенциала, в то время как в модели Амбахера — прямоугольного. В модифицированной модели совпадают направления пьезоэлектрической и спонтанной составляющих поляризации. В модельном представлении пьезоэлектрическая составляющая поляризации будет соответствовать полностью упруго деформированному барьерному слою. Степень релаксации была определена из отношения значений пьезоэлектрических составляющих поляризации, определенных из эксперимента с помощью ВФХ и из модифицированной модели Амбахера.

Результаты рассчитанных и измеренных значений поляризации приведены в таблице 1. Видно, что для образца 2 определенное из эксперимента значение поляризации  $P_{exp}$  совпадает с рассчитанным суммарным значением поляризации  $P_{sum}$ . Это объясняется тем, что барьерный слой имеет низкую степень релаксации.

№ образца	<i>P<sub>exp</sub></i> , Кл/м <sup>2</sup>	Расчетные значения			D 0/
		<i>P<sub>pz</sub></i> , Кл/м <sup>2</sup>	<i>P<sub>sp</sub></i> , Кл/м <sup>2</sup>	<i>P<sub>sum</sub></i> , Кл/м <sup>2</sup>	Λ, /0
1	-0,095	-0,052	-0,09	-0,142	90,4 %.
2	-0,138				7,7 %

Таблица 1. Поляризации и степени релаксации в исследованных НЕМТ-структурах.

В результате расчета профиля концентрации электронов, основанном на измерении ВФХ, были обнаружены электронные ловушки, в барьерном слое образца 1, природу которых можно интерпретировать как заряженные дислокационные линии. Также было определено отсутствие заряженных дислокационных линий в образце 2.

С помощью расчета поляризации на основании экспериментальных данных и модифицированной модели Амбахера была определена степень релаксация барьерных слоев в исследуемых гетероструктурах. Предложенный метод позволяет определить необходимые для создания монолитной интегральной схемы (МИС) параметры. В случае использования ртутного зонда предложенный метод применим в качестве входного контроля пластин для уточнения расчетной модели при создании МИС.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (соглашение о предоставлении субсидии № 14.607.21.0124, уникальный идентификатор проекта RFMEFI60715X0124).

[1] O. Ambacher. Journal of Physics D: Applied Physics, 31, 2653 (1998).

[2] F. Bernardini et al. Phys. Rev. B, 56, R10024 (1997).

[3] F. Bernardini et al. Phys. Rev. B, 57, R9427 (1998).

# THE INVESTIGATION OF THE POLARIZATION IN THE BARRIER LAYERS OF GaN – HEMTS BY THE CAPACITY – VOLTAGE CHARACTERISTICS MEASUREMENT

#### A.N. Aleshin, O.A. Ruban, N. V. Zenchenko, N. A. Yuzeeva

Institute of Ultrahigh Frequency Semiconductors Electronics, Russian Academy of Sciences, 117105 Moscow, Nagorny Drive 7, build. 5, Russian Federation

It was shown that the method of capacity – voltage characteristics is applied to the evaluation of the barrier layer crystal structure quality in GaN – HEMTs. To characterize the barrier structure a set of the dual – gate HEMTs was created. The modified Ambacher model lied in the basis of the following analysis. The employment of this model allowed us to evaluate the values of spontaneous and piezoelectric polarizations. They were compared with the value of the experimental determined polarization. Proceeding from the polarization data obtained, the degree of barrier lattice relaxation was calculated. It was established that the degree of relaxation depends on the barrier thickness.

#### ДИАГНОСТИКА ГЕТЕРОСТРУКТУР AlGaN/GaN И НЕМТ-ТРАНЗИСТОРОВ НА ИХ ОСНОВЕ МЕТОДОМ АНАЛИЗА ВОЛЬТ-ФАРАДНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

<u>К.Л. Енишерлова</u>\*, В.Г. Горячев, В.В. Сарайкин, С.А. Капилин AO «НПП «Пульсар». Окружной проезд, 27, 105187, Москва, тел. +7(495)3665400, e-mail: enisherlova@pulsarnpp.ru;

Цель работы – проведение комплекса исследований частотных зависимостей ВФХ как исходных гетероструктур AlGaN/GaN, так и приборных структур кристаллов AlGaN/GaN/SiC-HEMT-транзисторов для выяснения причин появления наблюдаемой нестабильности емкости при измерении на низких частотах.

Анализировались гетероструктуры с верхним слоем GaN толщиной 10-25 Å, барьерным слоем AlGaN толщиной 200-250 Å как легированным, так и нелегированным кремнием и буферным слоем GaN толщиной 2,5-3 мкм. На кристаллах мощных AlGaN/GaN/SiC HEMT-транзисторов с длиной затвора 0,25-0,4мкм, сформированных на гетероструктурах с частично легированным кремнием слоем AlGaN и с использованием «толстых» спейсерных слоев, измерялись С-Vхарактеристики БШ областей затвор-сток и затвор-исток. Эпитаксиальные слои всех гетероструктур формировались MOCVD технологией на подложках SiC с ориентацией рабочих поверхностей (0001). При формировании кристаллов приборов для создания омических контактов к областям стока и истока использовалась композиция Ti-Al-Mo-Au. В качестве диэлектрических пассивирующих слоев использовались слои SiON с отношением кислорода и азота в пределах (10 -20) %. Измерения вольт-фарадных характеристик проводились на установке CSM/WIN System в диапазоне частот от 1кГц до 1 МГц при планарном расположении измерительных зондов. В случае исследования исходных гетероструктур использовался ртутный зонд, при емкостных измерениях на кристаллах приборов C-V характеристики снимались с помощью золотых зондов. Емкостные зависимости снимались как по параллельной (индекс-р), так и по последовательной (индекс-s) схемам замещения. По полученным результатам ВФХ-кривых строились профили концентрации носителей заряда по глубине при разных частотах. Для уточнения положения слоев по глубине в гетероструктурах и анализируемых кристаллах приборов проводился послойный элементный анализ основных элементов: Аl, Ga и легирующей примеси Si методом ВИМС на установке Cameca IMS 4f, в качестве ионного пучка использовались ионы Cs<sup>+</sup>.

Проведенный совместный анализ исходных гетероструктур методом ВИМС и с помощью ВФХ –измерений показал, что для структур с нелегированным барьерным слоем AlGaN характерно наличие стандартного типа C-V-характеристик и одного пика емкости, связанного с зарядом на границе AlGaN-GaN в соответствии с положением канала двумерного электронного газа по данным распределения Al, Ga, полученного методом ВИМС (рис.1a). Наличие в барьерном слое области легированной кремнием приводило к появлению второго пика емкости (рис.1б). Анализ емкостных зависимостей БШ областей затвор-исток и затвор-сток кристаллов транзисторов так же выявил в ряде случаев при измерении на низких частотах ( $f < 100 \ {\rm k}\Gamma{\rm u}$ ) появление характерного пика, аналогичного пику, который наблюдался при измерении на гетероструктурах с легированным барьерным слоем, при этом величина пика так же узвеличивалась с уменьшением частоты измерения. При работе по параллельной схеме измерения  $C_p$  - V- характеристики имели стандартную форму на всех частотах измерения, однако в этом случае на кривых зависимости проводимости от напряжения смещения  $G_p$  - V фиксировался пик, высота которого резко возрастала с ростом частоты измерения.

При анализе C-V-характеристик мы предполагаем, что тестовый сигнал перераспределяет заряд не только в квантовой яме, но и внутри барьерного слоя. В этом случае из обработки C-Vхарактеристик по стандартной методике расчета профиля примеси по глубине можно получить информацию о распределении дефектов в барьерном слое гетероструктуры.

Обработка C-V-характеристик при измерении БШ областей затвор-сток и затвор-исток показала, что практически на всех частотах измерения f > 50 кГц, наблюдается два пика увеличения концентрации дефектов: один на глубине 97-100 Å, расположение 2-го пика увеличения концентрации практически совпадало с расположением по глубине гетероструктуры канала двумерного электронного газа, (в данном случае 420-450 Å). При измерении на низких частотах (f = 6-30 кГц) наблюдался только первый пик на глубине 97-100 Å, не считая увеличения концентрации в самых тонких приповерхностных слоях.

Наблюдаемую нестабильность емкости, на наш взгляд, можно объяснить следующим образом. В исходных гетероструктурах при отсутствии специального легирования (отсутствие свободных носителей) и ловушечных центров в барьерном слое, этот слой можно воспринимать как диэлектрик с величиной измеряемой емкости в аккумуляции Смах, равной расчетной величине емкости слоя AlGaN. При этом C-V-характеристики имеют стандартный вид со сравнительно резким падением величины емкости при переходе от обогащения к обеднению. В случае ионного легирования кремнием в барьерном слое могут изменяться механические напряжения у границы барьерный слой-буферный слой, что приводит к образованию дополнительных дефектов. Часть свободных носителей переходят в квантовую яму, а остальные, возможно, захватываются на отрицательный заряд (рис.1с). Можно образовавшиеся электронные ловушки, образуя предположить, что начиная с определенного отрицательного напряжения из-за большой крутизны зоны проводимости в AlGaN возможен туннельный обмен между заряженными ловушками и носителями в зоне проводимости под воздействием тестирующего сигнала с определенной частотой. При возрастании отрицательного напряжения смещения (по абсолютной величине) и опустошении квантовой ямы происходит перераспределение падения напряжения внутри структуры с возрастанием части напряжения, падающего в барьерном слое. В результате на C-V-характеристиках появляется характерный пик емкости; формирование аналогичного пика возрастания емкости на С-V-характеристиках при измерении на низких частотах наблюдалось также на гетероструктурах с верхним слоем GaN толщиной более 50-70 Å [1]. Кроме того, наблюдаемое возрастание величины емкости в области сильного обеднения (Uсмещ > - 4 ÷ - 6В) при С-V-измерениях на кристаллах было объяснено латеральным расширением области ОПЗ в барьерном слое транзисторов гетероструктуры.

Таким образом, показана возможность возникновения отрицательно заряженного слоя в барьерном слое нитридных гетероструктур, возникновение которого может приводить к росту величины емкости при измерении на низких частотах. Однако эта проблема требует проведения дальнейших исследований.



Рис.1 a) распределение Al, Ga, Si в гетероструктуре; b) C-V характеристики; c) зонная диаграмма

[1] К.Л. Енишерлова, В.Г. Горячев, Т.Ф. Русак, С.А. Капилин. / Известия высших учебных заведений, Материалы электронной техники, 2015, том 18, с.137-145.

#### DIAGNOSTICS OF AIGaN/GaN HETEROSTRUCTURES AND HEMT-TRANSISTORS ON THEIR BASE BY METOD OF THE CURENT-VOLTAGE CHARACTERISTICS ANALYSIS

<u>K.L. Enisherlova</u>\*, V.G. Goryachev, V.V. Saraikin, S.A. Kapilin J&C "S&PE "Pulsar". Okruzhnoy proezd, 27, 105187, Moscow, phone. +7(495)3665400, e-mail: enisherlova@pulsarnpp.ru;

The complex research of heterostructures AlGaN/GaN and device structures AlGaN/GaN/SiC HEMT by method of the capacitive spectroscopy and mass spectrometry of secondary ions is made. In some heterostructures detected second channel may be formed as at the interface of doped and undoped barrier layer and at the interface of thick (50-70Å) top GaN layer with barrier layer of AlGaN. The analysis showed that the conductivity of the second channel can lead to instability of device parameters, in particular, to an increase a capacitance values measured at low frequencies (f <200 kHz) in transition region of voltage from accumulation to depletion. It is shown possibility of the negatively charged layer appearance in the barrier layer of nitride heterostructures, the occurrence of such layer may lead to an increase in the capacitance value measured at low frequencies.

#### ИЗУЧЕНИЕ ГЛУБОКИХ ЦЕНТРОВ, ОТВЕТСТВЕННЫХ ЗА КОЛЛАПС ТОКА В ТРАНЗИСТОРАХ AlGaN/GaN

<u>Н.Б. Смирнов<sup>1</sup></u>\*, А.Я. Поляков<sup>1</sup>, И.В.Щемеров<sup>1</sup>, А.В. Турутин<sup>1</sup>, Ю.А. Турусова<sup>1</sup>, Е.А. Дорофеев<sup>2</sup>, Н.Б. Гладышева<sup>2</sup>, Е.С. Кондратьев<sup>2</sup>, S.J. Pearton<sup>3</sup>, F. Ren<sup>3</sup>

<sup>1</sup>НИТУ МИСиС, Ленинский пр., д. 4, 119094, Москва, e-mail:nbsmirnov@gmail.com;

<sup>2</sup>НПО «Пульсар», Окружной проезд, д.27, 105187, Москва

University of Florida, Gainesville, FL 32611 USA;

Перезарядка глубоких уровней в гетероструктурах GaN/AlGaN - серьезная причина нестабильности полевых транзисторов, изготовленных на их основе. Изменение тока стока может быть вызвано сдвигом порогового напряжения и/или изменением сопротивления канала между стоком и затвором. В этой работе мы сосредоточились на изменениях, происходящих в подзатворной области НЕМТ, то есть на изменениях, вызванных перезарядкой глубоких уровней в барьере, буфере или на границах раздела, приводящих к сдвигу порогового напряжения и соответствующему изменению тока стока. Большинство измерений (за исключением ВАХ) сознательно было проведено при малых напряжениях на стоке, в области линейной зависимости тока стока от напряжения. На нескольких транзисторах, выращенных в разных группах методом МОСУД, были изучены релаксации тока стока (DCT) после ступеньки или импульса напряжения на затворе. Измерения DCT проводились источником/измерителем B2902A фирмы KeySight в криостате в диапазоне времен  $2 \cdot 10^4$  с ÷ 100 с и температур  $300 \div 415$  K. Амплитуда gate lag определялась из импульсных ВАХ, измеренных В2902А при комнатной температуре из разных начальных напряжений на затворе. Результаты токовых измерений сравнивались с результатами измерений емкости транзисторов с большой площадью затвора. Изменение величины или положения заряда под затвором приводит к сдвигу ВФХ по оси напряжений. Заряды на глубоких уровнях можно «заморозить» охлаждением образца при фиксированном смещении на затворе. Эффективное изменение заряда в подбарьерной области (Qeff), которое должно приводить к gate lag, может быть получено из разницы в положении ВФХ по оси напряжений после охлаждения образца от температуры выше комнатной до температуры жидкого азота при отрицательном смещении на затворе и при таком же охлаждении при нулевом смещении на затворе.

Как правило, при измерениях импульсных ВАХ из закрытого состояния (начальное состояние: минус на затворе, ноль на стоке, одновременно подаются импульс на сток и открывающий импульс на затвор и измеряется ток стока) ток стока заметно ниже, чем когда напряжение на затворе всегда равно 0, и чем больше начальное обратное смещение на затворе, тем сильнее выражен эффект.

На Рис.1а представлены релаксации тока стока при напряжении на затворе -4 В после подачи на затвор открывающего импульса 0 В. Ток стока снижается со временем, что может быть объяснено увеличением отрицательного заряда в подзатворной области и соответствующим сдвигом порогового напряжения вправо. ВФХ такого образцов сдвигается вправо при охлаждении при отрицательном смещении на затворе. На рис.2 представлены результаты измерений gate lag (%), амплитуды сигнала DCT (%) и Qeff, полученного из сдвига ВФХ для нескольких образцов. Наблюдаемая корреляция между gate lag и Qeff указывает на то, что основные изменения тока стока действительно вызваны изменением заряда в подзатворной области. Измерения релаксаций тока стока после подачи отрицательного смещения на затворе при разных температурах позволяют получить информацию о зарядке уровней, ответственных за gate lag, а измерения DCT после отрицательного симпульса на затвор – информацию о разрядке этих уровней.

Релаксации тока стока после открывающего импульса неэкспоненциальны (см. Рис. 1а). Для определения постоянных времени вычислялась производная dl/dLn(t) (см. Рис. 1б), производная подгонялась одной из двух моделей, приблизительно одинаково хорошо подгоняющих экспериментальные кривые: растянутая экспонента и экспонента, уширенная по Гауссу (предполагается, что релаксация состоит из суммы релаксаций, постоянная времени которых распределена по Гауссу). Измерения проводились при температурах выше комнатной, потому что при комнатной и ниже температурах образец не успевал возвращаться в исходное состояние и релаксации тока были не воспроизводимы.

Знак изменения порогового напряжения при подаче отрицательного смещения на затвор во всех измеренных транзисторах одинаков – пороговое напряжение сдвигается вправо, но измерения температурных зависимостей релаксаций тока показало, что энергии активации в разных транзисторах разные, наблюдалось и отсутствие температурной зависимости положения пиков в



Рис.1. Релаксации тока стока после подачи на затвор открывающего импульса (-3.5 В -> 0 В) при разных температурах (а); Производные релаксаций тока стока по логарифму времени (b)



Рис.2. Корреляция между величиной gate lag в ВАХ, зарядом на ловушках в барьере (правая шкала) и амплитудой релаксаций тока стока (левая шкала).

производной тока стока по логарифму времени, что, по-видимому, означает туннелирование электронов из затвора в барьер.

После подачи на затвор импульса отрицательного смещения в производной тока стока по логарифму времени наблюдался пик с энергией активации около 0.66 эВ. Такой же пик мы видим и при измерении «обратного» DLTS, когда измеряются релаксации емкости (тока) после подачи на барьер импульса обратного смещения. Мы предполагаем, что это электронные ловушки, которые находятся в барьере AlGaN. Термическая эмиссия электронов из этих ловушек при открывании транзистора приводит к снижению отрицательного заряда в барьере и соответствующему росту тока стока.

#### STUDIES OF DEEP TRAPS RESPONSIBLE FOR CURRENT COLLAPSE IN AIGaN/GaN HEMTs

<u>N.B. Smirnov<sup>1\*</sup></u>, A.Y. Polyakov<sup>1</sup>, I.V. Shchemerov<sup>1</sup>, A.B.A.V. Turutin<sup>1</sup>, Y.A. Turusova.<sup>1</sup>, A.A. Dorofeev<sup>2</sup>, N.B. Gladysheva<sup>2</sup>, E.S. Kondratyev<sup>2</sup>, S.J. Pearton<sup>3</sup>, F. Ren<sup>3</sup>

<sup>1</sup>НИТУ МИСиС, Москва, 119094, Ленинский пр., д. 4, e-mail:nbsmirnov@gmail.com <sup>2</sup>НПО «Пульсар», Москва, 105187, Окружной проезд, д.27 <sup>3</sup>University of Florida, Gainesville, FL 32611 USA

Deep traps responsible for current collapse in AlGaN/GaN HEMTs were studied by means of pulsed I-V characteristics, current relaxations after pulsing of the gate voltage, C-V characteristics measured upon cooling down the HEMTs under various voltages and upon illumination. We concentrated on deep traps located below the gate and giving rise to the decrease of the threshold voltage caused by tunneling of electrons from the gate into deep traps in barrier or in the buffer. We found that the drain current relaxations in HEMTs at reverse voltage after application of forward current are determined by the electrons capture on deep centers. Current relaxations of semi-open HEMT upon application of deep reverse gate voltage pulse allow to study the reverse process. We observe a reasonable correlation between the magnitude of gate lag in pulsed I-Vs and the value of the charge stored on deep traps below the gate as determined from C-Vs. The amplitude of gate lag in I-Vs also correlates with the amplitude of current relaxations.

#### ТЕХНОЛОГИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НЕСПЛАВНЫХ ОМИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ К ГЕТЕРОСТРУКТУРЕ Algan/Gan

<u>В.Ю. Павлов</u>\*, А.Ю. Павлов, Д.Н. Слаповский, К.Н. Томош, Ю.В. Федоров

Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН Россия, 117105, г. Москва, Нагорный проезд, дом 7, тел. +7(499)123-44-64, e-mail: vl-pavlov@mail.ru.

Развитие наногетероструктурной электроники связывают с ростом электронной компонентной базы на гетероструктурах AlGaN/GaN, обладающих рядом преимуществ перед другими материалами группы A<sub>3</sub>B<sub>5</sub>. Уже сейчас произошел переход от дискретных транзисторов к сверхвысокочастотным монолитным интегральным схемам (СВЧ МИС) на их основе. Создание пригодных для массового производства МИС для разных диапазонов длин волн на основе гетероструктур AlGaN/GaN, работающих при экстремальных условиях, в настоящее время является особенно актуальным. Это предполагает решения ряда научных, технологических и конструкторских задач [1].

Так как основным активным элементом СВЧ МИС является полевой транзистор, то возникает необходимость улучшения его параметров за счет изменения сопротивления омических контактов, геометрии затвора и уменьшения паразитных емкостей, влияющих на СВЧ характеристики транзистора. Замена традиционных сплавных омических контактов на основе Ti/Al на несплавные омические контакты позволит в процессе изготовления СВЧ транзисторов уменьшить значение удельного контактного сопротивления, и за счет отсутствия высокотемпературной обработки иметь гладкую морфологию, обеспечивающую технологичность процесса формирования затвора Шоттки через систему электронных резистов.

При формировании несплавных омических контактов к сильнолегированному GaN образуется узкий или низкий потенциальный барьер Шоттки. Поэтому механизм протекания тока через такие омические контакты носит характер туннелирования или полевой эмиссии [2].

По способам формирования сильнолегированного GaN можно выделить следующие методы формирования несплавных омических контактов к гетероструктуре AlGaN/GaN: предварительное легирование защитного (контактного) слоя в процессе роста гетероструктуры; ионное легирование областей под омические контакты; доращивание сильнолегированного GaN через предварительно сформированную маску.

Для реализации СВЧ транзисторов с несплавными омическими контактами была выбрана технология с доращиванием сильнолегированного GaN, так как в ней отсутствует плазмохимическое воздействие на барьерный слой AlGaN при удалении предварительно легированого защитного (контактного) слоя и высокотемпературная активация (более 1000 °C) легирующей примеси перед нанесением контактной металлизации. При этом формируемые диэлектрические покрытия для создания маски под рост, служат защитным слоем для активных областей гетероструктуры до стадии формирования затвора полевого транзистора.

При формировании тестовых образцов несплавных омических контактов для оценки значения их удельного контактного сопротивления использовалась гетероструктура AlGaN/GaN без защитного слоя, с толщиной барьерного слоя AlGaN 18 нм, выращенная методом химического осаждения из газовой фазы с использованием металлорганических соединений на подложке сапфира. Перед формированием электрической изоляции, гетероструктура покрывалась тонким диэлектрическим слоем SiN<sub>x</sub> (5 нм) в смеси газов SiH<sub>4</sub>/N<sub>2</sub> плазмохимическим методом при температуре 300 °С. При этом SiN<sub>x</sub> являлся защитным слоем активной области гетероструктуры и частью будущей диэлектрической маски под эпитаксиальный рост GaN. При формировании электрической изоляции через фоторезистивную маску последовательно плазмохимически удалялся тонкий слой диэлектрика в смеси газов SF<sub>6</sub>/O<sub>2</sub> и активные слои гетероструктуры в смеси газов BCl<sub>3</sub>/Ar на глубину 70-80 нм. После удаления фоторезистивной маски травления электрической изоляции плазмохимически в смеси газов SiH<sub>4</sub>/N<sub>2</sub>O при температуре 300 °C осаждался диэлектрик SiO<sub>2</sub> толщиной 145 нм, в котором формировался рисунок окон роста сильнолегированного GaN. Для формирования маски под рост в нанесенном двухслойном диэлектрике SiN<sub>x</sub>/SiO<sub>2</sub> плазмохимически в смеси газов SF6/O2 через фоторезистивную маску удалялись диэлектрики с последующем плазмохимическим травлением барьерного слоя AlGaN в смеси газов BCl<sub>3</sub>/Ar через ту же фоторезистивную маску на глубину ниже уровня двумерного электронного газа. На гетероструктуру, с полученной двухслойной диэлектрической маской, осуществлялся селективный рост сильнолегированного GaN методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии при температуре 800-850 °C. Удаление диэлектрической маски происходило жидкостным химическим

травителем на основе плавиковой кислоты. С помощью двухслойной фоторезистивной маски и нанесением в вакууме термическим методом контактной металлизации Ti/Au формировался омический контакт к сильнолегированному GaN CBЧ полевого транзистора и метки для электронно-лучевой литографии (ЭЛЛ) затвора Шоттки.



Рис.1. Схематическое изображение последовательности технологических операций при формировании несплавных омических контактов к гетероструктуре AlGaN/GaN.

Для оценки сопротивления омических контактов использовался метод длинной линии (LTLM -Linear Transmission Line Method). Полученное значение удельного сопротивления омических контактов составило 0.15-0.18 Ом·• мм. Таким образом, были получены омические контакты к гетероструктуре AlGaN/GaN с удельным контактным сопротивлением в 3-4 раза меньше сопротивления традиционных сплавных контактов на основе Ti/Al.

Ю.В. Федоров, Д.Л. Гнатюк, А.С. Бугаев и др. Микроэлектроника. 2016 г. Т 45. № 2, с. 135-143.
Т.В. Бланк, Ю.А. Гольдберг. ФТП. 2007. Т. 41, №11. с. 1281-1308.

#### NONALLOYED OHMIC CONTACTS FORMATION TO AIGaN/GaN HETEROSTRUCTURES

<u>V. Yu. Pavlov</u>\*, A. Yu. Pavlov, D. N. Slapovskiy, K. N. Tomosh, Yu. V. Fedorov Institute of ultra high frequency semiconductor electronics of RAS

Russia, 117105, Moscow, Nagornij proezd 7 phone. +7(499)1234464, e-mail: vl-pavlov@mail.ru.

In this paper the n<sup>+</sup>-GaN regrowth technology was implemented for the microwave transistors formation with nonalloyed ohmic contacts. Unlike other methods this technology has no plasma chemical influence on the AlGaN barrier layer during the removing the previously doped cap-layer and has not high temperature activation (more than 1000  $^{\circ}$  C) of dopant before the ohmic contacts formation. Moreover, manufacturing route of nonalloyed ohmic contacts to heterostructures AlGaN / GaN was presented. After all, the resulting ohmic contact resistivity was 0.15-0.18 Ohm • mm, which is 3-4 times less than the resistance of the traditional Ti/Al-based alloyed ohmic contacts.

#### СРАВНЕНИЕ СПЛАВНЫХ ОМИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ НА ОСНОВЕ ТІ/АІ И SI/AI К ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ AlGaN/GaN

<u>Д.Н. Слаповский<sup>1, 2\*</sup>, А.Ю.</u> Павлов<sup>1</sup>, В.Ю. Павлов<sup>1</sup>, А.В. Клековкин<sup>1, 3</sup>

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук, Нагорный проезд, д.7, 117105, Москва, тел. +7(916)5663108, e-mail: dslapovskiy@gmail.com;

<sup>2</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов Российской академии наук, ул. Академика Осипьяна, д. 6, 142432, Черноголовка;

<sup>3</sup> Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской академии наук, Ленинский проспект, д. 53, 119991, Москва;

Активным элементом современной СВЧ монолитной интегральной схемы, работающей в экстремальных условиях, является HEMT на AlGaN/GaN, и для повышения производительности и работоспособности предъявляются особые требования к омическим контактам, входящим в его состав. Омические контакты истока и стока должны обладать минимальным контактным сопротивлением, высокой термостабильностью и гладкой морфологией. Операция формирования омических контактов также должна обладать высокой степенью воспроизводимости, что, в свою очередь, предъявляет определенные требования к режиму термообработки.

Для формирования омических контактов с низким значением удельного контактного сопротивления в традиционной системе металлизации омических контактов Ti/Al/Ni/Au проводят температурый отжиг при температурах выше 800 °C, при данных значениях температуры образуется необходимая толщина TiN. Для уменьшения температуры отжига и значения контактного сопротивления в эту систему металлизации вводят перед первым слоем Ti тонкий слой Si, играющий роль легирующей примеси. Наличие контактного слоя Si в композиции на основе Si/Ti/Al при температурах отжига ниже 700 °C приводит к образованию соединений TiSi<sub>x</sub> без образования TiN. Таким образом, можно исключить слой Ti, поскольку меняется его роль – взамен образования азотных вакансий происходит уменьшение концентрации примесных атомов Si в композиции. Цель данной работы – оценить морфологию, значение удельного контактного сопротивления и воспроизводимость омических контактов на основе Si/Al к гетеросистеме AlGaN/GaN в сравнении с традиционными омическими контактами на основе Ti/Al.

Первоначально на участок пластины была нанесена контактная композиция традиционных славных омических контактов Ti (27 нм) – Al (137 нм) – Ni (80 нм) – Au (60 нм), затем была проведена термообработка металлизации в среде азота при температуре 820 °C в течение 30 секунд. Традиционная композиция славных омических контактов была сформирована для сравнения следующих композиций с полученным рельефом и контактным сопротивлением на данной гетероструктуре. На оставшихся участках пластины формировались сплавные омические контакты с композицией на основе Si/Al. Все слои композиции кроме кремния имели одну толщину, Si – Al (50 нм) – Ti (25 нм) – Au (50 нм), изменялась только толщина кремния и режимы термообработки.

Наиболее развитым рельефом после термообработки обладают традиционные сплавные омические контакты (рис. 1, а), сплавленные при температуре 820 °C. Для сравнения морфологии сплавных омических контактов на основе Si/Al был выбран режим термообработки при температуре 675 °C. Омические контакты, сплавленные при температуре 675 °C имеют более однородный гладкий рельеф (рис. 1, b).

Значение сопротивления омических контактов, сформированных с использованием традиционной композиции Ti/Al/Ni/Au на гетероструктуре AlGaN/GaN, составило 0.6 Ом·мм. Так же оценивалось значение сопротивления омических контактов, сформированных на основе Si/Al. Наименьшее значение сопротивления было получено для состава Si (7.5 нм) – Al (50 нм) – Ti (25 нм) – Au (50 нм) при температуре 675 °C и составило 0.41 Ом·мм. Сравнение наклона вольтамперных характеристик (BAX) лучшего варианта омических контактов на основе Si/Al с традиционной композицией на основе Ti/Al для одного топологического элемента представлено на рисунке 2 а.

При изменении температуры в интервале 650-750 °С значение сопротивления постепенно уменьшалось до уровня 0.41 Ом мм (рис. 2, b). Для омических контактов с толщиной кремния 7.5 нм наблюдались незначительные изменения значений удельного контактного сопротивления в широком диапазоне температур отжига, что повышает технологичность и воспроизводимость процесса термообработки омических контактов по сравнению с композициями на основе Ti/Al. Меньшая толщина кремния позволяла достичь меньших значений при меньшей длительности обработки. Увеличение температуры до 750 °C позволяло получить минимальное удельное контактное сопротивление за меньший интервал времени, но при увеличении длительности обработки ухудшалась морфология и начинало расти удельное контактное сопротивление.



Рис. 1. РЭМ изображения поверхности сплавных композиций омических контактов после термической обработки: а – Ti/Al/Ni/Au при 820 °C; b – Si/Al/Ti/Au при 675 °C.

Использование сплавной композиции на основе Si/Al позволило улучшить морфологию омических контактов, получив значения удельного контактного сопротивления, не уступающие значениям, получаемым с использованием композиций на основе Ti/Al.



Рис. 2. ВАХ сплавных композиций Ti/Al/Ni/Au и Si/Al/Ti/Au (a); зависимость удельного контактного сопротивления омических контактов с составом Si/Al/Ti/Au от температуры термической обработки (b)

#### COMPARISON OF TI/AI- AND SI/AI-BASED ALLOYED OHMIC CONTACTS TO AIGaN/GaN HETEROSTRUCTURES

D.N. Slapovskiv<sup>1, 2, \*</sup>, A.U. Pavlov<sup>1</sup>, V.U. Pavlov<sup>1</sup>, A.V. Klekovkin<sup>1, 3</sup>.

<sup>1</sup> Institute of ultrahigh frequency semiconductor electronics of Russian academy of sciences, Nagorniy Proezd, 7, 117105, Moscow, phone. +7(499)1234464, e-mail: dslapovskiy@gmail.com;

<sup>2</sup> Institute of microelectronics technology and high purity materials of Russian academy of sciences, Akademika Osipyana Street, 6, 142432, Chernogolovka,

Akademika Osipyana Sueet, 0, 142452, Chemogolovka,

<sup>3</sup> P.N. Lebedev Physical Institute, Russian Academy of Sciences, Leninskiy Prospekt 53, 119991, Moscow,

In this paper the Si/Al/Ti/Au composition of alloyed ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures was investigated for the first time. The fabrication of Si/Al-based alloyed ohmic contacts was accompanied by the rapid thermal annealing. The results were compared with similar results obtained for conventional Ti/Al/Ni/Au composition. Applying this composition allowed to reduce the thermal treatment temperature to 675 - 700 °C that lead to improved morphology with extremely smooth surface of alloyed ohmic contacts in comparison with conventional composition. Temperature and time treatment dependencies of contact resistance for Si/Al contacts to AlGaN/GaN heterostructures were obtained. It turned out that the wide «processing window» of thermal treatment without any noticeable changes of specific contact resistance value in the temperature range about 700 - 750°C was demonstrated. Moreover, the asymptotic reducing of the specific contact resistance by increasing annealing time within the temperature range 675 - 700 °C was shown. The minimum value of specific contact resistance of 0.41 Ohm mm was obtained.

#### ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГА НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ БАРЬЕРОВ ШОТТКИ Ni/Au, Mo/Au И Re/Au К ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ AlGaN/GaN

#### <u>Е.В. Слепцов</u><sup>1,2</sup>\*, А.В. Черных<sup>1,2</sup>, С.В. Черных<sup>1,2</sup>, Е.С. Кондратьев<sup>1</sup>, С.И. Диденко<sup>2</sup>, А.А. Дорофеев<sup>1</sup>, Н.Б. Гладышева<sup>1</sup>

<sup>1</sup>АО «НПП «Пульсар». Окружной проезд, 27, 105187, Москва, тел. +7(915)3915926, e-mail: evgeniy.v.sleptsov@gmail.com; <sup>2</sup>НИТУ «МИСиС». Ленинский проспект, 4, 119991, Москва.

Барьеры Шоттки к GaN и AlGaN/GaN гетероструктурам находят широкое применение при изготовлении транзисторов с высокой подвижностью электронов и CBЧ диодов. Вместе с тем, изготовление контактов Шоттки хорошего качества до сих пор является актуальной технологической проблемой требующей решения. В качестве основных проблем барьеров Шоттки можно выделить высокие токи утечки затворов транзисторов и наличие неоднородности высоты потенциального барьера.

Наиболее используемыми являются барьеры Шоттки на основе Ni (преимущественно Ni/Au), температурная стабильность которых ограничена 500 °С, о чем свидетельствуют различные исследования [1, 2]. Известно, что Au в составе металлизации ухудшает стабильность контакта, поэтому предпринимаются попытки использования других металлов в качестве контакта или исключения влияния Au. Как решение может применяться использование промежуточного металла, как, например, в системах металлизации Ni/Mo/Au, Ni/Pt/Au и Ni/Ir/Au [3], или использование тугоплавких металлов, например Mo [4] или Re [5].

В настоящей работе проведено исследование влияния отжига в диапазоне температур от 300 до 650 °С на параметры барьера Шоттки и тока утечки контактов Шоттки Ni/Au, Mo/Au и Re/Au к гетероструктурам AlGaN/GaN.

Эпитаксиальные слои AlGaN/GaN выращивались на подложках сапфира толщиной 430 мкм методом МОГФЭ. Гетероструктура состояла из 25 нм слоя Al<sub>0.27</sub>Ga<sub>0.73</sub>N, 0.6 нм промежуточного слоя AlN и 2.5 мкм нелегированного буферного слоя GaN. Слоевое сопротивление, определенное вихретоковым методом, составило 295 Ом на квадрат. Слоевая концентрация электронов в двумерном электронном газе и подвижность электронов измерялись методом Холла при комнатной

температуре и составили 1.13·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup> и 1890 см<sup>2</sup>/(В·с) соответственно.

Омические контакты на основе системы металлизации Mo/Al/Mo/Au [6] и исследуемые в работе барьеры Шоттки формировались методом электронно-лучевого распыления. Толщины слоев рассмотренных систем металлизации составляли 50 нм/300 нм. Отжиг проводился в атмосфере азота в течение 10 минут при различных температурах от 300 до 650 °C с шагом 50 °C. На рисунке 1 изображены изготовленные тестовые барьеры Шоттки.

В процессе работы измерялись температурные зависимости вольт-амперных характеристик (ВАХ) и вольт-фарадные характеристики (ВФХ) изготовленных барьеров Шоттки до и после отжига. Методами тока насыщения и энергии активации определялись коэффициент неидеальности, высота потенциального барьера и эффективная постоянная Ричардсона.



## Рис.1. Изготовленные тестовые барьеры Шоттки разных диаметров (300, 200, 100, 80, 60, 40, 20 мкм)

Показано улучшение параметров барьеров Шоттки на основе рассмотренных систем металлизации в результате отжига. После отжига при температурах выше 550 °C Ni/Au барьеры Шоттки теряют выпрямляющие свойства, в то время как контакты на основе систем металлизации Re/Au и Mo/Au демонстрируют высокую температурную стойкость, причем первый контакт обладает лучшими параметрами при всех температурах отжига по сравнению с Mo и Ni. Следует отметить, что барьер Шоттки на основе Re показал лучшие параметры по сравнению с другими системами уже непосредственно после напыления. На рисунке 2 показаны прямая и обратная BAX исследуемых контактов после напыления.



Рис.2. Прямая и обратная ВАХ барьеров Шоттки диаметром 100 мкм непосредственно после напыления

- [1] Q.Z. Liu et al, J. Appl. Phys., 84, 881 (1998).
- [2] J. Zhao et al., Appl. Phys. A, 121, 1271 (2015).
- [3] N. Miura et al., Solid-State Electron., 48, 689 (2004).
- [4] C.K. Ramesh et al., Mater. Sci. & Eng. B, 112, 30 (2004).
- [5] L. Zhou et al., Appl. Phys. Lett., 81(9), 1624 (2002).
- [6] М.Н. Кондаков и др., Микроэлектроника, 45(6), 440 (2016).

## EFFECT OF THERMAL ANNEALING ON THE ELECTROPHYSICAL PARAMETERS OF Ni/Au, Mo/Au AND Re/Au SCHOTTKY BARRIERS ON AIGaN/GaN HETEROSTRUCTURES

<u>E.V. Sleptsov</u><sup>1,2</sup>\*, A.V. Chernykh<sup>1,2</sup>, S.V. Chernykh<sup>1,2</sup>, E.S. Kondratiev<sup>1</sup>, S.I. Didenko<sup>2</sup>, A.A. Dorofeev<sup>1</sup>, N.B. Gladysheva<sup>1</sup>

<sup>1</sup>JSC "S&PE "Pulsar". Okruzhnoy proezd, 27, 105187, Москва,

phone. +7(915)3915926, e-mail: evgeniy.v.sleptsov@gmail.com;

<sup>2</sup>NUST "MISiS". Leninskiy prospekt, 4, 119991, Moscow.

Schottky barriers based on Ni/Au metallization scheme are widely being used in GaN electronic devices such as AlGaN/GaN HEMTs and diodes. Unfortunately, temperature stability of such contacts limited to 500 °C, particularly, due to gold presence. Interlayer between Ni and Au layers or refractory metal such as Mo or Re instead of Ni can be used in order to increase stability.

In present work investigation of influence of thermal annealing at temperatures ranging from 300 to 650 °C on the parameters of Ni/Au, Mo/Au and Re/Au Schottky barriers on AlGaN/GaN heterostructure was performed. It was shown that annealing enhances Schottky barrier parameters of all investigated metallization schemes. At the temperatures above 550 °C Ni/Au contact becomes ohmic, while Mo/Au and Re/Au contacts exhibit rectifying behavior even after annealing at 650 °C, wherein the latter has better parameters at all annealing temperatures in comparison with the former.

#### ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ ОМИЧЕСКОГО КОНТАКТА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Мо/АІ/Мо/Аи К ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ AlGaN/GaN

<u>М.Н. Кондаков<sup>1,2</sup>\*</u>, С.В. Черных<sup>1,2</sup>, А.В. Черных<sup>1,2</sup>, С.И. Диденко<sup>1</sup>, Н.Ю. Табачкова<sup>1</sup>, К.Д. Щербачев<sup>1</sup>, Д.А. Подгорный<sup>1</sup>, Н.Б. Гладышева<sup>2</sup>, А.А. Дорофеев<sup>2</sup>, Д.Б. Капров<sup>2</sup> <sup>1</sup>НИТУ «МИСиС». Ленинский проспект, 4, 119991, Москва. <sup>2</sup>АО «НПП «Пульсар». Окружной проезд, 27, 105187, Москва, тел. +7(495)3650530, e-mail: kondakovmix@mail.ru;

Транзисторы с высокой подвижностью электронов (HEMT – high-electron-mobility transistor) на основе гетероструктур AlGaN/GaN широко применяются в высокотемпературной, высокомощной и сверхвысокочастотной электронике. Омические контакты, используемые в данных приборах, должны обладать низким контактным сопротивлением, высокой термической стабильностью, гладкой морфологией поверхности и иметь ровную кромку.

На сегодняшний день наибольшее применение находят омические контакты на основе системы металлизации Ti/Al/x/Au, где в качестве барьерного слоя обычно используются Ni, Ti и Mo. При высокотемпературном отжиге в диапазоне от 750 до 900°С происходит взаимодействие металлизации с полупроводником с образованием нитридов металлов, таких как TiN и/или AlN. В результате этого в слое полупроводника образуются вакансии N, которые, являясь донорами, подлегируют его, что, в свою очередь, приводит к уменьшению толщины потенциального барьера и увеличению туннельной составляющей тока через контакт.

К недостаткам омических контактов на основе систем Ti/Al/Ni/Au и Ti/Al/Ti/Au можно отнести высокую шероховатость поверхности и неровную кромку контактных площадок. Использование в качестве барьерного слоя Mo позволяет улучшить морфологию контакта. Однако особенностью всех систем металлизаций на основе Ti/Al является узкий диапазон температур отжига. К настоящему времени в качестве замены было исследовано множество систем металлизаций, таких как Cr/Al/Ni/Au, V/Al/Mo/Au, Ta/Al/Ni/Au, Hf/Al/Ni/Au, Mo/Al/Mo/Au и другие. Однако большинство из них не было подробно изучено.

Те немного работ, в которых были представлены исследования системы металлизации Mo/Al/Mo/Au, продемонстрировали большой потенциал её использования в качестве омического контакта к гетероструктурам AlGaN/GaN [1-4]. Была показана возможность получения низкоомного омического контакта с хорошей термостабильностью, гладкой морфологией поверхности, ровной кромкой и широким диапазоном температур отжига (от 500 до 900°С). Отметим, что механизм формирования данного контакта до сих пор не был исследован.

В настоящей работе представлены результаты исследований механизма формирования омического контакта на основе системы Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам н.л.-AlGaN/GaN, выращенных MOC-гидридной эпитаксией. Оптимальные толщины слоев металлизации (Mo(10 нм)/Al(60 нм)/Au(50 нм)) были определены в предыдущей работе [5].

В ходе эксперимента были исследованы электрические характеристики, морфология поверхности и микроструктура омичеких контактов Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGaN/GaN различной конструкции в зависимости от температуры отжига в диапазоне от 650 до 900°С. Длительность каждого процесса отжига составляла 30 с. Для контроля контактного сопротивления использовался метод длинной линии (TLM – Transmission Line Method). Тестовые TLM структуры состояли из контактных площадок прямоугольной формы (50×100 мкм), расстояния между которыми были равны соответственно 2, 6, 12, 18, 24 и 48 мкм. Вольт-амперные характеристики измерялись с помощью анализатора характеристик полупроводниковых приборов Agilent B 1500A.

Было показано, что температурные зависимости контактного сопротивления для всех трех гетероструктур имеют минимумы в диапазоне от 700 до 800°С (наименьшие значения  $\rho_c$  и  $R_c$  составили соответственно 7,4·10<sup>8</sup> Ом·см<sup>2</sup> и 0,05 Ом·мм). Исследование морфологии поверхности с помощью сканирующей электронной микроскопии (REM) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDS) показало, что при 650°С на поверхности контакта образуются крупные выпуклые области с преобладающим содержанием Al и Au. С повышением температуры отжига размеры этих областей уменьшаются и при 900°С они вовсе исчезают. При температурах более 700°С также образуются небольшие области, в которых контактная металлизация отсутствует.

Микроструктура контакта была исследована для образцов, отожженных при 650, 750 и 950°С. Для этой цели использовались методы рентгеновской дифрактометрии (XRD), Оже-электронной спектроскопии (AES), просвечивающей электронной микроскопии (TEM) и EDS. Для всех трех образцов заметного вплавления металлизации в полупроводник не наблюдалось. В металлизации образца, отожженного при 650°С, исходя из контраста TEM-изображений, наблюдались три слоя. Первый слой от поверхности в основном состоял из Мо, при этом следует отметить, что Au полностью продиффундировало вглубь металлизации. Второй слой по большей части содержал Al, в третьем слое (у границы раздела) одновременно было обнаружено существенное содержание Mo, Al и Au, а также Ga, продиффундировавшего из полупроводника. Для образцов, отожженных при 750 и 950°С, наблюдалось сильное перемешивание между слоями металлов с образованием интерметаллических фаз Al<sub>x</sub>Au<sub>y</sub>, Al<sub>x</sub>Mo<sub>y</sub>, GaMo<sub>3</sub> and GaAu<sub>2</sub>. Образцы с контактами без слоя Au, отожженные при 750°С, демонстрировали выпрямляющее поведение вольт-амперных характеристик, при этом образования вышеперечисленных фаз не наблюдалось Исходя из полученных результатов показано, что наличие слоя Au в системе металлизации Mo/Al/Mo/Au способствует образованию фаз Al<sub>x</sub>Mo<sub>y</sub>, GaMo<sub>3</sub>, которые играют важнейшую роль в формировании омического контакта.

- [1] D. Selvanathan et al. J. Vac. Sci. Technol. B, 22, 2409 (2004).
- [2] A. Basu et al. J. Vac. Sci. Technol. B, 24, L16 (2006).
- [3] J. Lee et al. Phys. Status Solidi A, 208 (7), 1538 (2011).
- [4] Y. Ando et al. IEEE Trans. Electron Devices, 60 (9), 2788 (2013).
- [5] М. Н. Кондаков и др., Микроэлектроника, 45 (6), 440 (2016).

#### INVESTIGATION OF FORMATION MECHANISM OF Mo/Al/Mo/Au OHMIC CONTACT TO AIGaN/GaN HETEROSTRUCTURES

#### <u>M.N. Kondakov<sup>1,2</sup>\*</u>, S.V. Chernykh<sup>1,2</sup>, A.V. Chernykh<sup>1,2</sup>, N.Yu. Tabachkova<sup>1</sup>, K.D. Shcherbachev<sup>1</sup>, D.A. Podgorny<sup>1</sup>, N.B. Gladysheva<sup>2</sup>, A.A. Dorofeev<sup>2</sup>, D.B. Kaprov<sup>2</sup>, S.I. Didenko<sup>1</sup>

<sup>1</sup>National University of Science and Technology «MISIS». Leninskij Prospekt, 4, 119991, Moscow. <sup>2</sup>JSC «Research and Production Corporation «Pulsar». Okrujnoy Proezd, 27, 105187, Moscow, phone.+7(495)3650530, e-mail: kondakovmix@mail.ru;

A formation mechanism of Mo/Al/Mo/Au ohmic contact on AlGaN/GaN heterostructures were investigated. An epitaxial structures were grown using a metalorganic chemical vapor deposition (MOCVD) on a sapphire substrate. The dependences of a contact resistance on annealing temperature (from 600 to 950 °C) were obtained. The optimal annealing condition was at 750 °C for 30 s with values of  $\rho_c$  and  $R_c$  equal to  $9.1 \cdot 10^{-7}$  Ohm·cm<sup>2</sup>  $\mu$  0.19 Ohm·mm, respectevely. The contact microstructure was investigated for samples annealed at 650, 750 and 950°C by transmission electron microscopy, Auger electron spectroscopy, X-ray diffractometry and energy-dispersive X-ray spectroscopy. It was determined that during thermal annealing the pass of  $\mu$  0.50  $\mu$  950°C there is a strong intermixing of the metal layers resulting in formation of intermetallic phases – Al<sub>x</sub>Au<sub>y</sub>, Al<sub>x</sub>Mo<sub>y</sub>, GaMo<sub>3</sub> and GaAu<sub>2</sub>. It was found out that the formation of these phases does not occur when the Au layer is absent. Based on these results the model of the ohmic contact formation will be presented.

#### ПРОБЛЕМЫ НАДЕЖНОСТИ И РАДИАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ Algan/Gan немт структур

<u>Е.И. Шабунина</u><sup>1\*</sup>, Н.М. Шмидт<sup>1</sup>, В.В. Емцев<sup>1</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1</sup>, М.Ф. Кудояров<sup>1</sup>, В.В. Лундин<sup>1</sup>, Г.А. Оганесян<sup>1</sup>, В.Н. Петров<sup>1</sup>, А.В. Сахаров<sup>1</sup>, Д.С.Полоскин<sup>1</sup>, В.Н. Вьюгинов<sup>2</sup>, А.А. Зыбин<sup>2</sup>, А.Е. Черняков<sup>3</sup>, В.В. Козловский<sup>4</sup>

<sup>1</sup>ФТИ им. А. Ф. Иоффе. Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург,

тел. +7(812) 2927193, e-mail: jenni-85@mail.ru;

<sup>2</sup>ЗАО «Светлана-Электронприбор», пр. Энгельса, 27, 194156, Санкт-Петербург;

<sup>3</sup>НТЦ микроэлектроники РАН, Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург;

<sup>4</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Политехническая ул., 29, 195251, Санкт-Петербург;

Низкая надежность параметров AlGaN/GaN HEMT структур, проявляющаяся в увеличении тока утечки затвора и падении выходной мощности и частоты за времена эксплуатации менее 1000 часов, а также большой разброс по предельным дозам ионизирующего излучения транзисторов, до сих пор, являются предметом исследования мирового научного сообщества [1,2]. Очевидно, что причины проблем многоплановые. Однако представляется, что есть и общие корни у этих проблем, связанные со сложным характером организации наноматериала, по существу фрактальным, AlGaN/GaN HEMT структур. Следует отметить, что во многих работах [1,2] высказывались предположения о влиянии качества материала AlGaN/GaN HEMT структур на надежность и радиационную стойкость транзисторов. При этом в большинстве работ количественные сравнения качества материала he приводились. В немногочисленных работах [3,4] экспериментально установлена корреляция предельной частоты AlGaN/GaN HEMT с фрактальными параметрами, характеризующими качество наноматериала [3], и подвижности электронов в двумерном канале AlGaN/GaN HEMT с мультифрактальным параметром – степень разупорядоченности наноматериала [4], и подтверждена фрактальная природа наноматериала AlGaN/GaN HEMT структур.

В данной работе приведены первые экспериментальные результаты по влиянию фрактальной природы наноматериала AlGaN/GaN НЕМТ структур на радиационную стойкость и надежность транзисторов, дополняющие уже опубликованные в [4,5]. Исследования проводились на НЕМТ структурах, выращенных в ФТИ им. А.Ф.Иоффе, и транзисторах собранных из этих структур в ЗАО «Светлана-Электронприбор». Облучение проводилось протонами, ускоренными на циклотроне ФТИ им. А.Ф. Иоффе до энергии 1,0 МэВ, в вакууме 10<sup>-5</sup> Тор. Оба типа образцов НЕМТ структур и небольшие партии транзисторов из этих же структур, облучались протонами с дозами 5·10<sup>13</sup> см<sup>-3</sup>, 1·10<sup>14</sup> см<sup>-3</sup>, 2·10<sup>14</sup> см<sup>-3</sup>. Морфология поверхностей структур до и после облучения изучалась методом атомно-силовой микроскопии (АСМ), количественно оценивался общепринятый параметр оценки шероховатости поверхности RMS и максимальные отклонения величины шероховатости Peak-topeak (Pp), а также значения степень разупорядоченности наноматериала (Др). Для исследований были выбраны два типа НЕМТ структур, существенно отличающихся только по характеру организации наноматериала, со значениями Др: 0.345 и 0.357. Значения мультифрактального параметра Д<sub>р</sub> определялись по программе MFDROM [6] с точностью Д<sub>р</sub> ±0.002. Увеличение значений этого параметра сопровождается появлением более развитого рельефа, вызванного ухудшением согласования блоков мозаичной структуры, увеличением протяженности дислокационных стенок и количества скоплений дислокаций с одновременным увеличением неоднородности их распределения, хотя увеличения общей плотности одиночных дислокаций при этом может не наблюдаться. Выяснено, что вид восходящих ветвей выходных характеристик транзисторов, полученных из структур с разной степенью упорядоченности наноматериала, существенно не отличается. В то время как, разброс значений тока затвора при смещениях 0.5 В отличается значительно. Для транзисторов, полученных из структуры с сильной разупорядоченностью наноматериала  $\Delta_p$  = 0.357, т.е. с большим количеством проводящих протяженных дефектов, разброс значений превышает три порядка и уменьшается с ростом тока до нескольких раз. Для таких транзисторов характерна низкая надежность, т.е. падение выходной мощности транзисторов при многократных включениях и выключениях при комнатной температуре, без проведения длительных испытаний на надежность при повышенных температурах. Для транзисторов, полученных из структур с  $\Delta_p = 0.345$ , результаты испытаний на надежность близки к опубликованным в литературе. Воздействию протонов подвергались одновременно части пластины AlGaN/GaN HEMT структур и транзисторы, полученные из другой части этой же пластины. Взаимодействие протонов с AlGaN/GaN HEMT структурами сопровождается возникновением разупорядоченных локальных областей наноматериала,

нарушением и уширением ростовых ступеней. Наиболее ярко эти изменения выражены после воздействия протонов с дозой  $2 \cdot 10^{14}$  см<sup>-2</sup> для структур с  $\Delta_p = 0.345$ , а для структур с большими значениями  $\Delta_p$  уже при дозе в два раза меньше. На структурах с лучшей упорядоченностью (с разбросом значений  $\Delta_p$  на разных участках 0.345 – 0.348 до облучения) после воздействия протонов появляются участки разупорядоченности со значениями  $\Delta_p$  от 0.350 до 0.365. Значения параметра RMS в полях 2×2 мкм на разных участках структуры 0.2320 – 0.3375 нм до облучения, возрастает до значений 0.5115 – 0.8170 нм после облучения. Параметр Р<sub>р</sub>, регистрирующий максимальную разницу по высоте рельефа в отдельных точках исследуемых участков, дает разброс 2.262 - 2.654 нм до воздействия и 8 - 25 нм после воздействия. Таким образом, наблюдается неоднородное дефектообразование. Можно ожидать, что оно происходит, прежде всего, в скоплениях дислокаций, в V-дефектах, в дефектах упаковки, содержащих по всей глубине НЕМТ структуры слабо связанные атомы, как азота, так и галлия, и может сопровождаться изменением внутренней организации наноматериала, изменением механических напряжений на границах сросшихся доменов, а также проводящих свойств перколяционных каналов, локализованных в протяженных дефектах и неоднородностях состава. При этом свойства отдельных локальных областей могут как ухудшаться, так и улучшаться, что выявляется при исследовании транзисторов после облучения протонами. По мере роста дозы увеличивается процент транзисторов перестающих функционировать, при максимальной дозе 2.1014 см-2 число таких транзисторов возрастает до 40% от начального количества. Одновременно на оставшихся транзисторах при малых смещениях, значительно уменьшается разброс токов затвора, что указывает на снижение проводимости перколяционных каналов. Таким образом, фрактальная природа наноматериала НЕМТ структур является одним из важных факторов, влияющих на надежность и радиационную стойкость транзисторов.

- P. Marko, M. Menegini, S. Bychikhin, G. Meneghesso, D. Pogany. Microelectronics Reliability, 52, 2194-2199 (2012).
- [2] Д.В. Громов, Г.В. Чуков. Влияние радиации на гетероструктурные СВЧ приборы и интегральные схемы (Германия, Palamarium Academic Publishing, 2012) с. 91.
- [3] N.A. Torkhov. Journal of Applied Physics, 813-826 (2015).
- [4] В.М. Емцев и др. Письма в ЖТФ, 42(13), 80-86 (2016).
- [5] В.М. Емцев и др. Письма в ЖТФ, 42(21), 39-44 (2016).
- [6] Г.В. Встовский и др. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов (М., Центр, 2001) с.116.

#### **RELIABILITY AND RADIATION STABILITY ISSUES IN AIGaN/GaN HEMT STRUCTURES**

<u>E.I. Shabunina</u><sup>1\*</sup>, N.M. Shmidt<sup>1</sup>, V.V. Emcev<sup>1</sup>, E.E. Zavarin<sup>1</sup>, M.F. Kudoyarov<sup>1</sup>, W.V. Lundin<sup>1</sup>, G.A. Oganesyan<sup>1</sup>, V.N. Petrov<sup>1</sup>, A.V. Sakharov<sup>1</sup>, D.S.Poloskin<sup>1</sup>, V.N. V'yuginov<sup>2</sup>, A.A. Zybin<sup>2</sup> A.E. Cherniakov<sup>3</sup>, V.V. Kozlovskii<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Ioffe Physical Technical Institute, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021,

phone: +7(812) 2927193, e-mail: Natalia.Shmidt@mail.ioffe.ru;

<sup>2</sup>JSC «Svetlana-Electronpribor», Engelsa 27, 194156, St. Petersburg;

<sup>3</sup>Submicron Heterostructures for Microelectronics Research&Engineering Center. Polytekhnicheskaya 26, 194021, St. Petersburg;

<sup>4</sup>Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, Polytechnicheskaya, 29, 195251, St.Petersburg;

In this work we present the experimental results of the study of AlGaN/GaN HEMT structures with different parameters of nanomaterial disorder (the degree of disorder,  $\Delta_p$ ) and transistors based on these structures. The evolution of the AlGaN/GaN HEMT structure qualities and transistors parameters under the influence of protons having the energy of 1 MeV and the dose of 0.5 -  $2 \cdot 10^{14}$  cm<sup>-2</sup> was investigated. It is show that fractal nature of nanomaterial in HEMT structure is one of the vital factors affecting the reliability and radiation stability of AlGaN/GaN HEMTs.

#### ВЛИЯНИЕ γ- ОБЛУЧЕНИЯ НА ЕМКОСТНЫЕ ПАРАМЕТРЫ AIGaN/GaN ГЕТЕРОСТРУКТУР И СВЧ-ТРАНЗИСТОРОВ НА ИХ ОСНОВЕ

*В.Г. Горячев, <u>К.Л. Енишерлова</u>* **\*, Ю.В.** *Колковский* AO «НПП «Пульсар». Окружной проезд, 27, 105187, Москва, +7(495)3665400, e-mail: <u>enisherlova@pulsarnpp.ru;</u>

Цель работы - исследование влияния облучения у- квантами с E=0,6 МэВ и дозами 2,5- 5·10<sup>6</sup> Р на электрические параметры как самих гетероструктур AlGaN/GaN, так и некоторых приборных элементов мощных CBЧ-транзисторов, сформированных на таких гетероструктурах.

Анализировались гетероструктуры с барьерным, как правило, нелегированным, слоем Al<sub>x</sub>Ga(1-x)N толщиной 200-250 Å и буферным слоем GaN толщиной 2-2,5 мкм, выращенные на подложках SiC и α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, часть структур имели верхний слой i-GaN толщиной 25-50Å. Все эпитаксиальные слои формировались MOCVD технологией. Исследовались также тестовые БШ, сформированные двухслойной металлизацией Ni-Al на гетероструктурах с площадь БШ - 0,0025 см<sup>-2</sup> и кристаллы AlGaN/GaN/SiC CBЧ-транзисторов с длиной затвора 0,25-0,4 мкм и выводом мошных металлизированного электрода к области истока на обратную сторону подложки. Омические контакты к областям стока и истока формировались металлизацией Ti-Al-Mo-Au. В качестве диэлектрических пассивирующих слоев использовались слои SiON с отношением кислорода и азота в пределах (10-20) %. Облучение у- квантами проводилось при комнатной температуре от источника <sup>137</sup>Cs с энергией 0,6 МэВ и дозой (2,5-5) ·10<sup>6</sup> Р при мощности 30 Р/сек без наложения электрического поля. Некоторые гетероструктуры подвергались двукратному облучению с одной той же дозой. Емкостные характеристики гетероструктур измерялись с помощью ртутного зонда, БШ тестовых кристаллов и БШ областей затвор-сток и затвор-исток транзисторных кристаллов измерялись с помощью золотых зондов. Измерения проводились на установке CSM/WIN System по последовательной и параллельной схемам измерения в диапазоне частот от 1кГц до 1 МГц при планарном расположении измерительных зондов. Исследуемые структуры измерялись ло облучения, после облучения и между двумя последовательными облучениями.

Измерения исходных гетероструктур показали, что облучение с энергией 0,6 МэВ и дозой 2,5·10<sup>6</sup> Р может приводить к уменьшению разброса параметров C-V-кривых, а в ряде случаев даже к незначительному увеличению величины емкости в аккумуляции  $C_{\text{мах}}$  при  $U_{\text{смещ}}$ =0 (рис.1а). Кроме того, как правило, такое радиационное воздействие приводило к более резкому наклону C-V-характеристик, что свидетельствует об улучшении диэлектрических свойств барьерного слоя структуры. Ряд гетероструктур изначально имел C-V-характеристики сдвинутые в сторону отрицательных значений ( $U_{\text{отсеч}}$  = -5 В - 6 В), что свидетельствует о наличии положительного заряда в барьерном слое, скорее всего за счет присутствия в этом слое ловушечных центров. Облучение при дозе 2,5·10<sup>6</sup> Р в большинстве случаев приводило к уменьшению сдвига характеристик. Таким образом, анализ изменения формы и положения C-V-характеристи на разных частотах после облучения позволяет утверждать, что облучение  $\gamma$ - квантами при дозах D < 2,5·10<sup>6</sup> Р может приводить к улучшению свойств барьерного слоя структуры за счет изменения состояния ловушечных центров в этом слое при взаимодействии уже имеющихся дефектов с радиационными нарушениями.

Анализ C-V-характеристик тестовых БШ, сформированных на гетероструктурах, также показал, что облучение гамма-квантами при дозах до 2,8·10<sup>6</sup>Р может приводить к уменьшению разброса формы C-V-характеристик, их зависимости от частоты, и даже практически к ликвидации дисперсии емкости. В частности, это показало исследование емкостных характеристик тестовых БШ с нестандартным видом C-V-кривых, на которых при измерении по последовательной схеме измерения на низких частотах (f < 100 кГц) обычно наблюдается пик величины емкости при переходе из области обогащения в область обеднения, причем величина пика увеличивается со снижением частоты измерения. Пик емкости C-V-характеристики, очевидно, определяется существованием центров, формирующих дополнительное активное сопротивление в цепи измерения. В работе [1] было показано, что такая нестабильность емкости характерна, например, для гетероструктур с верхним «толстым» (> 50Å) слоем GaN, или с специально легированным барьерным слоем AlGaN. Исследования показали, что облучение гамма-квантами при указанных дозах может приводить к резкому уменьшению или полной ликвидации характерного пика даже на самых низких частотах:  $f = 6-10 \text{ к}\Gamma$ ц. Этот результат подтверждает тот факт, что образующиеся при облучении радиационные дефекты, могут взаимодействовать с исходными несовершенствами гетероструктур, приводя к компенсации этих дефектов и, как следствие, к ликвидации, в частности, нестабильности емкости на низких частотах. Однако, увеличение дозы облучения гамма-квантами до 5·10<sup>6</sup>Р, наоборот, как правило, приводило к росту ряда наблюдаемых нестабильностей емкостных измерений.

Подобные результаты были получены при исследовании радиационного воздействия большой дозы гамма-квантов на готовые кристаллы НЕМТ-транзисторов. Как видно из рис.16, облучение дозой 5·10<sup>6</sup> Р приводило к увеличению ряда нестабильностей С-V-характеристик исходных БШ кристаллов, в частности, возрастанию величины емкости при сильном обеднении (Ucmem > - 4 ÷ - 6B), к росту величины емкости в области перехода от обогащения к обеднению, к сдвигу формирования пика на C-V-кривых в область более высоких частот (как правило, нестабильность емкости наблюдалась при измерении на частотах f ~ 50-100 кГц). Однако, такое облучение не вызывало смещения C-V и Gp-V-характеристик по оси X и появления дисперсии емкости.

Таким образом, полученные экспериментальные результаты показывают, что формирование дефектов, образующихся при взаимодействии радиационных дефектов с имеющимися несовершенствами исходных гетероструктур может приводить к стабилизации емкостных характеристик при малых дозах гамма-облучения ( ~10<sup>6</sup> P) и увеличению их нестабильности при больших дозах облучения (>3·10<sup>6</sup> P). Рассмотрены возможные взаимодействия внесенных облучением изменений с имеющимися несовершенствами гетероструктур.



Рис.1 С-V характеристики гетероструктур AlGaN-GaN: 1- до облучения ;2- после облучения γквантами D=2,6•10<sup>6</sup> P. (f=1MHz разные точки на поверхности структуры).



Рис.2 C-V характеристики БШ области затворсток на кристалле измеренном при :1 – f=1kHz:2 – f=200kHz : 3 – f=1MHz ; сплошные линии – до облучения ; пунктирные после облучения γквантами D=2,6•10<sup>6</sup> P.

[1] К.Л. Енишерлова, В.Г. Горячев, Т.Ф. Русак, С.А. Капилин. / Известия высших учебных заведений, Материалы электронной техники, 2015, том 18, с.137-145.

#### INFLUENCE OF γ-IRRADIATION ON THE CAPACITANCE PARAMETERS OF AIGaN/GaN HETEROSTRUCTURES AND MICROWAVE TRANSISTORS ON THEIR BASIS

V.G. Goryachev, <u>K.L. Enisherlova</u>\*, Yu.V. Kolkovsky J&C "S&PE "Pulsar". Okruzhnoy proezd, 27, 105187, Moscow, phone. +7(495)3665400, e-mail: enisherlova@pulsarnpp.ru;

Influence of  $\gamma$ -irradiation with E=0,6 MeV and doses 2,5- 5·10<sup>6</sup> P on eelectrical parameters as the AlGaN/GaN heterostructures themselves and some device elements of powerful microwave transistors formed on such heterostructures was investigated. The obtained experimental results show that the formation of defects arising in the interaction of radiation defects with existing original imperfections of heterostructures can lead to a stabilization capacity characteristics at low doses of gamma-irradiation (~10<sup>6</sup> P) and an increase in their instability at high doses (> 3 10<sup>6</sup> P).

#### ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ МИКРОПРОФИЛИРОВАНИЯ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ПРИБОРНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ НИТРИДА ГАЛЛИЯ

#### <u>А. В. Желаннов</u>\*, Д.Г. Федоров

ОАО «ОКБ-Планета», 173004, г. Великий Новгород, ул. Федоровский ручей, д. 2/13, Инженертехнолог II категории, ZhelannovAV@okbplaneta.ru

Структуры на основе полупроводниковых нитридов – GaN, AlN и соединений AlGaN, InGaN, рассматриваются как перспективные материалы для электронной и оптоэлектронной техники. Их преимущество – широкий спектр применений. На их основе можно изготавливать структуры с барьерами Шоттки для приборов силовой электроники, различные транзисторы, в том числе для СВЧ электроники [1, 2].

Эпитаксиальные слои нитрида галлия выращиваются, как правило, на непроводящих подложках сапфира или на полуизолирующих подложках карбида кремния. Использование такого рода подложек приводит к необходимости введения в технологический процесс операции микропрофилирования для формирования областей для металлизации контактов к областям материала п-типа проводимости, а также формирования изоляции между элементами.

В работе представлены результаты исследований по травлению эпитаксиальных слоев нитрида галлия. В экспериментах операции удаления слоев проводились на установке травления в индуктивно-связанной плазме.

Проведена серия экспериментов по формированию рельефа, при этом травление слоев нитрида галлия осуществлялось в индуктивно-связанной плазме в атмосфере BCl<sub>3</sub>:Cl<sub>2</sub>:Ar. В качестве тестовых образцов использовались эпитаксиальные слои GaN, выращенные методом MOCVD (химическое осаждение из газовой фазы с использованием металлорганических соединений) на сапфировой подложке диаметром 2 дюйма. В работе использовались нелегированные слои нитрида галлия толщиной 1,7 мкм.

Для обеспечения селективности травления, формировалась комбинированная маска, состоящая из никеля толщиной 0,25 мкм с подслоем двуокиси кремния толщиной 0,3 мкм.

В работе подбирался режим травления нитрида галлия, позволяющий получать вертикальный профиль травления при сохранении гладкости поверхности полупроводника. При этом определялось влияние мощности (высокочастотной (ВЧ) и источника индуктивно-связанной плазмы (ИСП)), давления в реакторе и соотношения газовых потоков на скорость травления материала. Травление образцов происходило без нагрева.

В результате проведенных исследований получены режимы травления, позволяющие травить как глубокие слои нитрида галлия (порядка семи микрометров), так и достаточно тонкие (менее 0,1 мкм) при сохранении гладкости поверхности полупроводника.

Установлены рабочие режимы травления GaN: ИСП и ВЧ мощность 600 Вт и 100 Вт соответственно, давление 1,2 Па, соотношение газовых потоков BCl<sub>3</sub>:Cl<sub>2</sub>:Ar, равное 20:60:10 см<sup>3</sup>/мин. Скорость травления при этом порядка 770 мкм/мин и селективность по отношению к маске порядка 30.

Полученные в ходе эксперимента результаты были использованы при формировании приборных структур диодов Шоттки на основе нитрида галлия. В качестве исходного материала использовалась эпитаксиальная структура следующего вида: n-GaN толщиной 50 нм, n'-GaN толщиной 5,0 мкм, слой n<sup>+</sup>-GaN толщиной 1,0 мкм и буферный слой. Непосредственно в ростовой камере структуры пассивировались слоем нитрида кремния толщиной 1,7 нм. Эпитаксиальная структура выращивались на подложках сапфира толщиной 430 мкм методом химического осаждения из газовой фазы с использованием металлорганических соединений.

На таких структурах формировались меза-изоляция и вскрытие окон до слоя n<sup>+</sup>-GaN путем травления по режиму, указанному выше. При этом глубина травления составляет величину 7,6 мкм и 5,6 мкм соответственно. Величина среднеквадратичной шероховатости при таком травлении составляет величину 3 нм.

К открытым областям n<sup>+</sup>-GaN формировались омические контакты, напылением многослойной металлизации Si/Ti/Al/Ni/Au с последующим отжигом при температуре 600°C в течение 45 секунд в атмосфере азота. В результате получены контакты с удельным контактным сопротивлением ~  $2 \times 10^{-6}$  Ом·см<sup>2</sup>.

Перед формированием барьерного контакта, проводилось травление поверхности для определения влияния вносимых дефектов на параметры контакта Шоттки. В качестве барьерной металлизации использовалась система Ni/Au, формируемая с помощью взрывной фотолитографии.
Травление проводилось при следующих параметрах: соотношение газовых потоков BCl<sub>3</sub>:Cl<sub>2</sub>:Ar, равное 20:60:10 см<sup>3</sup>/мин, давление 1,2 Па, ВЧ мощность 20 Вт при изменении ИСП мощности от 50 Вт до 400 Вт

Качество барьеров Шоттки оценивалось по величине высоты барьера ( $\phi_b$ ) и коэффициента неидеальности (n), определяемых из вольт-амперных характеристик. Также оценивалось падение напряжение при величине плотности тока 100 A/см<sup>2</sup> и обратное напряжение по уровню обратного тока 1мА. Параметры полученных барьерных структур представлены в таблице 1. Пробивные напряжения диодов  $\approx 127$  В. На основе вольт-фарадных измерений рассчитаны профили концентраций носителей заряда в слоях нитрида галлия, из которых определен уровень легирования в базовой области диода, составляющий 7-10<sup>15</sup> см<sup>-3</sup>.

ИСП	φь, эВ	n	Unp, B	U <sub>oốp</sub> , B
мощность, Вт			J=100 А/см <sup>2</sup>	I <sub>oop</sub> =1 MA
Без травления	0,68	2,0	4,25	78
400	0,62	1,5	1,35	92
300	0,64	1,5	1,15	80
200	0,75	1,1	1,18	95
100	0,87	1,0	1,55	>100
50	0,82	1,2	2,95	92

Таблица 1 – Влияние травления на параметры барьеров Шоттки

Таким образом, в ходе экспериментальных исследований установлены режимы травления нитрида галлия, позволяющие травить эпитаксиальные слои полупроводника на глубину порядка семи микрон с получением гладкой поверхности и наклоном боковых стенок порядка 80°. Получены маски, защищающие поверхность GaN от длительного плазмохимического травления в атмосфере BCl<sub>3</sub>:Cl<sub>2</sub>:Ar. Используя полученные режимы травления, изготовлены приборных структуры диодов Шоттки. Определено влияние плазмохимического травления на параметры барьера.

1. А. Балакирев, А.Туркин. Электроника: НТБ.- № 4. - С. 64-68.-.2015

2. А.В Желаннов, Д.Г. Федоров, Б.И. Селезнев, Тез. докладов 5-й Научно-практической конференции по физике и технологии наногетероструктурной СВЧ-электроники (Москва: 21-22 мая 2014) с. 29.

# THE USE OF TECHNOLOGY OF ETCHING IN THE FORMATION OF DEVICE STRUCTURES BASED ON GALLIUM NITRIDE

# <u>A.V. Zhelannov</u>\*, D.G.Fedorov

JSC «OCB - Planet», ul. Fedorovskiy ruchey, 2/13, 173004, r. Velikiy Novgorod, phone +7(911) 640-39-95, ZhelannovAV@okbplaneta.ru

The paper presents the research on the selection of etching mode gallium nitride layers in a chlorine-containing environment. Obtained etching rate at 0.8 um min at a ICP power 600 W and RF power 120 W at a pressure 1,2 Pa and the ratio of gas BCl3/Cl2/Ar 20:60:10 sccm. Schottky diodes made instrument structure based on gallium nitride.

### ФОРМИРОВАНИЕ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ ГАЛЛИЯ И АЗОТА В КРЕМНИЙ И КРЕМНИЙ-СОВМЕСТИМЫЕ ЛИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПЛЕНКИ

<u>Д.С. Королев</u>\*, А.А. Никольская, А.И. Белов, С.И. Суродин, Д.Е. Николичев, А.В. Нежданов, А.С. Маркелов, А.Н. Шушунов, Ю.В. Усов, Д.А. Павлов, А.Н. Михайлов, Д.И. Тетельбаум Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского. Пр. Гагарина, 23/3, 603950, Нижний Новгород,

тел. +7(831)4623188, e-mail: dmkorolev@phys.unn.ru;

Исследование наноструктур на основе нитридов элементов III группы привлекает огромное внимание благодаря их оптическим и электрическим свойствам, обеспечивающим их применение в перспективных устройствах нано- и оптоэлектроники. Среди III-нитридов GaN является одним из наиболее актуальных для использования в фотонике. Однако, существующие методы синтеза наноструктур на основе GaN, в большинстве своем плохо совместимы с традиционной кремниевой технологией микроэлектроники.

Одним из подходов к созданию таких структур является ионный синтез нановключений нитрида галлия в кремний-совместимых матрицах, который, наряду с рядом преимуществ по сравнению с методами эпитаксиального нарашивания тонких слоев, обладает полной совместимостью с существующей технологией микроэлектроники. В данной работе обсуждаются результаты исследования структуры и оптических свойств кремния и пленок SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, HfO<sub>2</sub> на кремнии, подвергнутых двойной ионной имплантации галлия и азота с целью синтеза нановключений GaN.

Образцы КЭФ-4,5 (100) и диэлектрические пленки SiO2, Al2O3, HfO2 на подложках кремния облучались ионами Ga<sup>+</sup> и  $N_2^+$  в различных режимах с последующим отжигом при температурах 600-900 °С в течение 30 мин. Для предотвращения потерь галлия при отжиге часть образцов кремния и оксида кремния подвергалась предварительному облучению ионами азота и отжигу при температуре 1100 °C для ионного синтеза слоя нитрида кремния как у поверхности, так и по всей толщине имплантированного слоя.

Рассмотрим некоторые результаты, свидетельствующие о формировании нановключений нитрида галлия. Исследование структуры методом рентгеновской дифракции показало для некоторых сформированных структур наличие дифракционного пика при 2  $\approx 33^\circ$ , относящегося к рефлексу (100) гексагонального GaN (рис. 1a). Наличие на дифрактограмме только одного пика (100) говорит о преимущественной ориентации кристаллитов относительно матрицы, то есть об ориентированной кристаллизации в процессе отжига.

О наличии фазы GaN свидетельствуют также спектры рамановского рассеяния (рис. 1b), в которых выделяются пики при 400 и 235 см<sup>-1</sup>, близкие по положению к реперным пикам, наблюдающимся для GaN [1]. Сдвиги пиков в сторону меньших частот могут быть связаны с деформацией включений GaN, происходящей в процессе их формирования, в частности, из-за различия коэффициентов термического расширения нитрида галлия и материала матрицы.



(a)

Рис.1. Спектр рентгеновской дифракции образца Si:GaN (a); спектр рамановского рассеяния структур SiO<sub>2</sub>/Si, облученных галлием и азотом после отжига при 800 °C (b)

Наиболее убедительные свидетельства формирования нанокристаллов GaN получены методом просвечивающей электронной микроскопии поперечного среза образца (рис. 2). На фоне аморфной матрицы SiO<sub>2</sub> видно большое число областей темного контраста, которые связаны с Z-контрастом обогащенных галлием областей. Это подтверждено измерением профиля распределения элементов по глубине методом рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии. Для нескольких указанных областей было выполнено Фурье-преобразование (вставка на рис. 2), расшифровка которых позволяет однозначно приписать наблюдаемые нановключения гексагональной фазе GaN.



Рис. 2. Снимок ПЭМ поперечного среза образцов SiO<sub>2</sub>/Si, на которых видны синтезированные нанокристаллы GaN. Справа показано изображение атомарного разрешения и Фурье-образ (на вставке), подтверждающие формирование нанокристаллов GaN

Исследование фотолюминесценции при возбуждении в УФ области спектра (200-400 нм) для ряда образцов показывает наличие полосы при 550 нм, которая, судя по литературным данным (см., например, [2]), связана с дефектами в синтезированных нановключениях нитрида галлия. Измерение спектров возбуждения фотолюминесценции показывает, что интенсивность и положение данной полосы варьируется при изменении длины волны возбуждения.

Исследование выполнено при поддержке Минобрнауки РФ (уникальный идентификатор прикладных научных исследований RFMEFI58414X0008).

[1] M. Gopalakrishnan et al. Materials Research Bulletin, 47 (11), 3323 (2012)

[2] M. Gopalakrishnan et al. CrystEngComm, 16, 3584 (2014)

### FORMATION OF GALLIUM NITRIDE NANOINCLUSIONS USING GALLIUM AND NITROGEN IMPLANTATION INTO SILICON AND SILICON-COMPATIBLE DIELECTRIC FILMS

<u>D.S. Korolev</u>\*, A.A. Nikolskaya, A.I. Belov, S.I. Surodin, D.E. Nikolitchev, A.V. Nezhdanov, A.S. Markelov, A.N. Shushunov, Yu.V. Usov, D.A. Pavlov, A.N. Mikhaylov, D.I. Tetelbaum Lobachevsky University. Gagarina prospect, 23/3, 603950, Nizhny Novgorod, +7(831)4623188, e-mail: dmkorolev@phys.unn.ru

The synthesys of GaN nanocrystals in silicon or silicon-based matrices is a challenge for the fabrication of silicon-compatible devices. We have tried to synthesize GaN nanocrystals by co-implantation of gallium and nitrogen ions into silicon and SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and HfO<sub>2</sub> dielectric films on silicon substrate. The structure and composition of implanted layers are investigated by X-ray photoelectron spectroscopy, transmission electron microscopy, X-ray diffraction and Raman scattering. It is shown that, in some cases, the GaN nanoinclusions are formed after post-annealing at 800 °C. The photoluminescence spectra revealed a wide band at ~530 nm, which can be associated with the defect states in GaN.

# ІІІ-N СТРУКТУРЫ ДЛЯ ФОТОЭЛЕКТРОЛИЗА ВОДЫ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ВОДОРОДА

<u>A.C. Усиков</u><sup>1,2</sup>\*, *H Helava*<sup>2</sup>, *M.B.Пузык*<sup>1,3</sup>, *Б.П.Папченко*<sup>1</sup>, *А.Я. Поляков*<sup>4</sup>, *In-Hwan Lee*<sup>5</sup>, *А. А. Антипов*<sup>6</sup>, *И.С. Бараи*<sup>6</sup>, *С.Ю.Курин*<sup>6</sup>, *А.Д. Роенков*<sup>6</sup>, *Ю.Н. Макаров*<sup>2,6</sup> <sup>1</sup>Университет ИТМО, Кронверский пр., д.49, 197101, Санкт-Петербург, Россия, <sup>2</sup>Nitride Crystals Inc., 9702 Gayton Rd., Suite 320, Richmond, VA 23238, USA e-mail: alexander.usikov@nitride-crystals.com;

<sup>3</sup>РГПУ им. А.И.Герцена, Наб. р. Мойки, д. 48, 194186, Санкт-Петербург, Россия
 <sup>4</sup>НИТУ «МИСиС», Ленинский пр., д.4, 119049, Москва, Россия
 <sup>5</sup>School of Advanced Materials Engineering, Chonbuk National University, Jeonju 561-756, Korea

Группа компаний "Нитридные кристаллы", Енгельса пр., д.27, 194156, Санкт-Петербург, Россия

Два практически неисчерпаемых источника энергии на нашей планете, солнечная энергия и мировые запасы воды, мотивируют исследования по разложению воды для получения водорода. Водород рассматривается как перспективный источник энергии. Удельная теплота сгорания (окисления) водорода, к примеру, в 2,6 раза больше, чем природного газа. Сопутствующим продуктом энергетической реакции окисления водорода является вода, безвредная для окружающей среды.

Существует ряд технологий по генерированию водорода с использованием энергии солнца прямо или косвенно. Привлекательным направлением с практической точки зрения является прямое раздожение воды на поверхности полупроводника под действием солнечного излучения. Это простая и недорогая технология, которая в перспективе может использовать только полупроводниковую структуру, солнечное излучение и электролит (или только воду) без внешних гальванических соединений с другими электродами или источниками питания (солнечный элемент). Процесс разложения воды на поверхности полупроводника может быть спонтанным, если энергетическое положение уровней потенциалов окислително-восстановительных рекций образования водорода и кислорода находятся в пределах ширины запрещенной зоны полупроводника, что в основном выполняется для материалов на основе GaN.

Основные проблемы, которые необходимо разрешить для широкого применения метода прямого разложения воды, являются разработка структур материалов, используемых в качестве фотоэлектродов, уменьшение или ликвидация коррозии фотоэлектродов для их долгосточной работы и увеличение эффективности преобразования солнечный свет-водород. В данной работе мы исследовали специфику процесса фотоэлектролиза воды, используя структуры на основе планарных GaN слоев n-типа проводимости с разным уровенем легирования кремнием и разной обработкой поверхности (дазерная абляция), а также планарных GaN/InGaN структур и структур с протравленными наноколонками, всё выращивалось на сапфировых подложках. Представлен краткий обзор используемых подходов для прямого разложения воды про солнечном освещением.

Выращенные структуры исследовались в качестве рабочих электродов в процессе фотоэлектролиза воды. Платиновая пластина использовалась в качестве противоэлектрода (второй электрод) в электрохимической ячейке. Для измерения характеристик ток-потенциал (I-E) использовалась трех электродная схема с третьим хлор-серебрянным электродом сравнения (Ag/AgCl электрод). Потенциал рабочего электрода по отношению к электроду сравнения контролировался потенциостатом. В экспериментах использовался водный раствор электролита на основе КОН (1-40 вес.%).

В сильнолегированных кремнием планарных слоях GaN (N<sub>D</sub>-N<sub>A</sub>~3×10<sup>18</sup> см<sup>-3</sup>) барьер с потенциалом отсечки E<sub>1</sub>~ 1,23 В доминирует в I-E характеристиках. Такой же потенциал отсечки E1 наблюдался после лазерной абляции поверхности умеренно легированного кремнием GaN слоя, а также в структурах GaN/InGaN с наноколонками и обработанными в атмосфере азота после их процессирования. Наблюдался эффект экранирования Дебая в малодефектных структурах с наноколонками в концентррированных водных электорлитах КОН (20-40 вес. %), который понижает потенциальный барьер на границе полупроводник/электролит.

При использовании структур на основе n-GaN слоев в качестве рабочих электродов в водном растворе КОН (5 вес.%) при облучении от ксеноновой лампы в качестве имитатора солнечного излучения была получена скорость генерации водорода 0.3-0.6 мл/см<sup>2</sup>×ч (концентрационный фактор 10-15 солнц. Применение малодефектных InGaN/GaN структур может увеличить скорость генерации водорода в разы за счет более широкого спектра поглощения солнечного света в структуре.

Травление (коррозия) GaN/AlGaN p-n структур в щелочном электролите на основе КОН под действием облучения от ксеноновой лампы имитатора солнца, происходит в два этапа. На первом этапе процесс тавления происходит вертикально по каналам ассоциированными с дефектами и проникает глубоко в структуру к слоям п-типа сквозь верхние слои р-типа. Слои р-типа остаются не подверженными травлению. На вторм этапе процесс вовлекает травление барьерных слоев n-AlGaN и активной области GaN в латеральном направлении, приводя к образованию полостей под слоеями р-типа. Латеральное травления по всей видимости связано с суммарным положительным зарядом на границе AlGaN/GaN слоев вследствие спонтанной и пьезоэлектрической поляризации в структуре, а также вследствие заряда положительно ионизованных доноров в области пространственного заряда р-п перехода.

Работа в Университете ИТМО проводилась при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение 14.575.21.0054, уникальный идентификатор RFMEFI57514X0054).



Рис.1. Экспериментальная ячейка прямого разложения воды, использующая 2-х дюймовую структуру, выращенную на сапфировой подложке на основе соединений GaN, в качестве рабочего электрода. (а) внешний вид ячейки, (в) калибровочные бюретки, накапливающие газ (водород и кислород раздельно) во время процесса фотоэлектролиза, (с) внешний вид ячейки в рабочем режиме, производящей кислород и водород при освещении рабочего электрода светом от ксеноновой лампы (концентрационный фактор 10-15 солнц). Водород появлялся на Ni электроде в виде небольших пузырьков с высокой плотность покрытия поверхности электрода. Появление пузырьков кислорода на рабочем электроде требовало больше времени, они были большего размера и казались прилипшими к поверхности. При нормальной работе соотношение накопленного H<sub>2</sub> и O<sub>2</sub> в бюретках было H<sub>2</sub>/O<sub>2</sub> = 2:1.

# **III-N STRUCTURES FOR WATER PHOTOELECTROLYSIS TO PRODUCE HYDROGEN**

A.S. Usikov<sup>1,2</sup>\*, H.Helava<sup>2</sup>, M.V. Puzyk<sup>1,3</sup>, B.P. Papchenko<sup>1</sup>, A. Ya. Polyakov<sup>4</sup>, In-Hwan Lee<sup>5</sup>, A. A. Antipov<sup>6</sup>, I. S. Barash<sup>6</sup>, S. Yu. Kurin<sup>6</sup>, A. D. Roenkov<sup>6</sup>, Yu.N. Makarov<sup>1,6</sup> <sup>1</sup>University ITMO, Kronverkskiy pr. 49, St. Petersburg 197101, Russia,

<sup>2</sup>Nitride Crystals, 9702 Gayton Road, Suite 320, Richmond, VA 23238, USA

e-mail: alexander.usikov@nitride-crystals.com;

<sup>3</sup>Herzen University, Nab. r. Moyki 48, St. Petersburg 194186, Russia

<sup>4</sup>National University of Science and Technology MISiS, Leninsky Ave. 4, Moscow 119049, Russia <sup>5</sup>School of Advanced Materials Engineering, Chonbuk National University, Jeonju 561-756, Korea

<sup>6</sup>Nitride Crystals Group Ltd., pr. Engel'sa 27, St. Petersburg 194156, Russia

Two inexhaustible sources of the energy (the Sun and the world's resources of water) motivate investigation of direct water splitting for hydrogen production, a candidate as the substantial energy carrier. Several technologies are used or being developed for hydrogen generation using solar energy directly or indirectly. Direct water photoelectrolysis under solar irradiation of a wide-band gap semiconductor immersed in an electrolyte is a promising technology on this way and an alternative for renewable hydrogen production. The method is simple in comparison with other methods of hydrogen production. However, the technology is in the development stage.

A brief review of approaches used for water splitting under solar illumination is presented. Specifics of the water photoelectrolysis using III-N structures are discussed. The H2 production rate of 0.3-0.6 ml/cm<sup>2</sup>×h was measured for n-GaN-based structures in KOH electrolyte under the Xe-lamp illumination (concentration factor  $-10\times-15\times$ ). Low defect InGaN/GaN-based structures may increase the H2 production rate in several times.

### ПОСТЕПЕННОЕ ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИЗЛУЧЕНИЯ ЛАЗЕРОВ НА ОСНОВЕ КВАНТОВОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР AlGan/InGan/Gan С ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ И ОПТИЧЕСКОЙ НАКАЧКАМИ

<u>М.М. Зверев<sup>1\*</sup></u>, Н.А. Гамов<sup>1</sup>, Н.И. Гладышев<sup>1</sup>, Д.Е. Локтионов<sup>1</sup>, В.Б. Студенов<sup>1</sup>, В.А. Курешов<sup>2</sup>, А.В.Мазалов<sup>2</sup>, Д.Р.Сабитов<sup>2</sup>, А.А.Падалица<sup>2</sup>, А.А.Мармалюг<sup>2,3</sup>, В.И.Козловский<sup>4</sup>, В.Б Митюхляев<sup>5</sup>

<sup>1</sup> Московский технологический университет (МИРЭА),119454, пр. Вернадского, 78, Москва e-mail: mzverev@mail.ru

<sup>2</sup> АО «НИИ «Полюс» им. М.Ф. Стельмаха», 117342, ул.Введенского, 3, Москва <sup>3</sup> Московский технологический университет (МИТХТ),119454, пр. Вернадского, 78, Москва <sup>4</sup>Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, 119991, Ленинский пр. 53, Москва <sup>5</sup>АО НИЦПВ, 119421, ул. Новаторов, 40, кор.1, Москва

Ранее мы сообщали о получении генерации при электронно-лучевой накачке в синефиолетовом диапазоне при использование структуры AlGaN/InGaN/GaN; за счет оптимизации конструкции структуры удалось уменьшить рабочую энергию Е электронов накачки при температуре Т=300К образца до 9-18 кэВ[1]. В настоящей работе исследовались зависимости параметров излучения лазеров импульсно-периодического действия на основе структуры AlGaN/InGaN/GaN с электронной и оптической накачками от времени их работы.



Рис.1.Зависимости выходной импульсной мощности от времени работы с частотойf= 50 Гц при различных температурах кристалла. Энергия электронов Е=17 кэВ.



Рис.3 Изображение поверхности структуры в РЭМ в режиме вторичной эмиссии в необлученной электронами области (левый снимок) и облученной в течение 30 мин (f=50Гц, после деградации) – правый снимок



Рис.2.Зависимость выходной импульсной мощности от времени работы лазера при двух различных уровнях накачки.f=50 Гц. Оптическая накачка.



Рис.4.Спектрыизлучениялазерадоиспытаний (1) и после 30 минут работы (2). Лазер с

электронной накачкой, Е=18.5 кэВ, Т=300К, f=50 Гц. Масштабы по оси ординат на кривых разные.

На подложках из сапфира методом МОС-гидридной эпитаксии были выращены слои: GaN толщиной 3000 нм; Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>N (580нм); GaN (190нм); 5 квантовых ям In<sub>0.11</sub>Ga<sub>0.89</sub>N (2.5нм), разделенных барьерами GaN (10нм); GaN (190нм); верхний слой Al<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>N (20 нм). Активный волновод, имел толщину 432.5 нм. На такой структуре ранее был получен режим генерации на «вытекающих модах» резонатора [2].

Для накачки использовался электронный пучок с энергией до 19 кэВ при длительности около 300 нс или азотный лазер с длительностью импульса 10 нс. Получены следующие результаты: при электронной накачке выходная мощность уменьшается, причем наблюдаются два

участка – с быстрой и медленной деградацией (рис.1). Скорость деградации уменьшается с уменьшением температуры, линейно увеличивается с ростом выходной импульсной мощности и длительности импульсов генерации. При оптической накачке на некоторых образцах в течение первых 30-60 минут работы наблюдалось возрастание мощности на 5-10%, сменяющееся ее постепенным уменьшением (рис.2). На одном из образцов при начальной выходной мощности в ВІВ наблюдалось ее уменьшение на ~15% в течение 6.5 часов работы при Т=300К и f=100 Гц. При электронной накачке спектры излучения существенно изменялись: после работы в течение 30 минут максимумы (рис.4). Наблюдение структуры в растровом электронном микроскопе S-4800 (Hitachi) в режиме вторичной эмиссии показало, что поверхность в облученной части структуры (после 30 минут работы и деградации лазерных параметров) стала гораздо более однородной (рис. 3).

Мы предлагаем следующую интерпретацию результатов. Исходная квантовая яма неоднородна вдоль слоя из-за кластеризации InGaN. Эта кластеризация ограничивает транспорт неравновесных носителей к дефектам, концентрация которых может быть очень большой (плотность дислокаций до  $10^9$  см<sup>-2</sup>). Это ограничение обеспечивает достаточно высокий внутренний квантовый выход исходной структуры. На начальном этапе работы лазера может происходить пассивация дефектов, захватывающих неравновесные носители, что приводит в ряде случаев к начальному возрастанию мощности генерации (рис.2). Однако одновременно могут развиваться другие процессы – радиационно-стимулированная и/или тепловая (за счет локального разогрева по механизму теплового взрыва) диффузия атомов. Эти процессы могут приводить к размазыванию кластеров, обогащенных In, прежде всего с выходом In в барьерные слои, что должно приводить к коротковолновому сдвигу линии генерации и уменьшению контраста на изображениях в сканирующем микроскопе. При взаимной диффузии атомов может происходить активация дефектов, что существенно уменьшает внутренний квантовый выход излучательной рекомбинации особенно при комнатной температуре, когда эффективность локализации носителей в квантовой яме падает из-за теплового выброса носителей в барьерные слои. Выход In в барьерные слои размывает активный волновод, что приводит к относительному увеличению доли мощности, приходящейся на вытекающие моды.

Увеличения срока службы сине-фиолетовых лазеров с электронной накачкой, повидимому, можно достичь при сокращении длительности импульса и уменьшении количества структурных дефектов.

Работа выполнена при поддержке Задания Минобрнауки № 3.611.2014/К.

[1] Н.А. Гамов, Е.В. Жданова и др. Квантоваяэлектроника, 45,7,601, 2015.

[2] А.В. Мазалов, М.М. Зверев и др. Тезисы докладов 10-й Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы», 23-25 марта 2015 г., С-Пб, 21-22, 2015.

# GRADUAL CHANGE OF PARAMETERS OF OPTICALLY AND ELECTRON-BEAM PUMPED LASERS BASED ON AIGaN/InGaN/GaN QW STRUCTURES

# <u>M.M. Zverev<sup>1</sup></u>\*, N.A. Gamov<sup>1</sup>, N.I. Gladyshev<sup>1</sup>, D.E. Loktionov<sup>1</sup>, V.B. Studionov<sup>1</sup>, V.A. Kureshov<sup>2</sup>, A.B. Mazalov<sup>2</sup>, D.R. Sabitov<sup>2</sup>, A.A. Padalitsa<sup>2</sup>, A.A. Marmalyuk<sup>2,3</sup>, V.I. Kozlovsky<sup>4</sup>, V.B. Mituhliaev<sup>5</sup>

 <sup>1</sup> Moscow Technical University MIREA, 119454, Moscow, Vernadsky pr., 78, Russia. e-mail: mzverev@mail.ru
 <sup>2</sup> R&D Polyus, 117342, Moscow, Vvedenskogostr 3, Russia
 <sup>3</sup> Moscow Technical University MITHT, 119454, Moscow, Vernadsky pr., 78, Russia

<sup>4</sup>P.N. Lebedev Physical Institute, 119991, Moscow, Leninsky pr. 53, Russia

<sup>5</sup>NICPV. 119421. Moscow. Novatorov str. 40. 1. Russia

During operation of pulsed electron-beam-pumped lasers based on AlGaN/InGaN/GaN structure a decrease of the output power, the change of the radiation spectrum and improvement an uniformity of the structure surface have been observed. Within the first 30-60 minutes of operation in some samples of optically pumped laser an increase the output pulse power by 5-10% have been detected and after that its gradual reduction have been observed. The results can be explained by stimulated activation of defects, stimulated diffusion of In and competition two channels of radiation modes of laser cavity.

# ТУННЕЛЬНЫЙ ТОК В НИТРИДНЫХ СТРУКТУРАХ w-Gan/Ain с глубокими **ДЕФЕКТАМИ**

<u>А.Н. Разжувалов<sup>1</sup> \*, С.Н. Гриняев<sup>1,2</sup></u> <sup>1</sup>Томский политехнический университет. пр. Ленина 30, 634050, г.Томск, е-mail:

shuvalov@phys.tsu.ru;

<sup>2</sup>Томский государственный университет. пр. Ленина 36, 634050, г. Томск

Особенности туннельного тока в барьерных структурах w-GaN/AlGaN(0001) в значительной степени связаны с влиянием глубоких дефектов на потенциал и вероятности туннелирования электронов. Интерпретация и моделирование этих особенностей затруднены недостатком информации о свойствах дефектов (тип, энергии уровней, концентрации, зарядовые состояния, распределение), модифицирующихся в присутствии внутренних полей. Имеется небольшое число исследований, в которых глубокие дефекты учитывались в расчете туннельного тока в w-GaN/AlGaN диодах. В настоящей работе в развитие [1] изучено влияние пространственного распределения глубоких центров на вольт-амперные характеристики I(V).

Рассмотрены напряженные двухбарьерные структуры w-AlN(0.5 nm)/GaN(0.5 nm)/AlN(0.5 nm) (0001) со спейсер i-GaN слоями толщиной (10 nm). Контактные области легировались атомами кремния с концентрацией  $N_i = 10^{19}$  cm<sup>-3</sup> и энергией ионизации  $E_i = 0.308$  эВ. Вольт-амперные характеристики вычислялись в баллистическом приближении из самосогласованного решения уравнений Шредингера и Пуассона. Поляризационные заряды с поверхностной плотностью  $\sigma = \pm e \cdot n_0$  вводились вблизи гетерограниц в слоях толщиной  $\delta = 0.26 \ nm$  с концентрацией  $n_0 = 5.6 \cdot 10^{13} cm^{-2}$ . Глубокие центры вводились в нелегированных GaN-спейсер слоях с экспоненциальным убыванием от гетерограниц с характерной длиной  $\lambda$  и поверхностной концентрацией n<sub>d</sub>. Предполагалось, что энергии уровней дефектов относительно дна зоны проводимости GaN для трех зарядовых состояний α = {-1, 0, +1равны  $E_{C} - E_{d}^{\alpha} = (0.20 + \alpha \cdot 0.05)$  эВ. Туннелирующие из эмиттера электроны заполняют глубокие центры в коллекторе и приводят к эффекту отрицательной обратной связи.

Многозарядовые амфотерные центры частично компенсируют поляризационные заряды на обоих контактах двухбарьерной структуры. Напряженность электрического поля в барьерах уменьшается примерно в два раза, а в квантовой яме, напротив, увеличивается почти на порядок величины по сравнению со случаем бездефектной структуры. В результате вблизи границы с отрицательным поляризационным зарядом формируется треугольная квантовая яма (TQW) с горбовидным потенциалом, в котором при включении внешнего поля может возникнуть резонансный уровень, вызывающий новые особенности туннельного тока [1].

Результаты расчета I(V) для разных концентраций глубоких центров n<sub>d</sub> приведены на рис.1. При малой концентрации дефектов  $n_d = 3 * 10^{12} cm^{-2}$  туннельный ток крайне мал и не имеет выраженных структур в интервале напряжений 0 - 2.5 В из-за отсутствия резонансов в открытом канале туннелирования. При средней концентрации дефектов  $n_d = 3 * 10^{13} cm^{-2}$  возникает пик тока при напряжении 1.76 В. Он обусловлен туннелированием электронов через резонансный уровень в треугольной квантовой яме. При больших концентрациях глубоких центров  $n_d = 3 * 10^{14} cm^{-2}$ треугольная квантовая яма становится слишком узкой для формирования резонансного состояния, а возникающий при напряжении 1.29 В острый пик тока связан с резонансным уровнем в межбарьерной квантовой яме (QW). Сдвиг этого пика тока в сторону меньшего напряжения происходит благодаря экранировке внешнего поля в контактных слоях GaN. По этой же причине основное падение напряжения в структуре с QW-резонансом приходится на область двухбарьерной структуры (рис.2). Величина пикового тока *j* <sub>р</sub> структуры с QW-резонансом примерно в два раза больше соответствующего значения тока структуры с TQW-резонансом вследствие большего коэффициента прохождения P(E).

Важно отметить, что отношение токов в пике *j* и долине *j* для структуры с TQWрезонансом составляет типичную величину  $j_p / j_w = 2.6$ , тогда как для структуры с QW- резонансом это отношение достигает рекордно большого значения  $j_p / j_w \sim 1000$  вследствие подавления долинного тока из-за малой прозрачности горбовидного потенциала (рис.2).

Изменение глубины локализации дефектов  $\lambda$  не меняет тип (QW или TQW) резонанса, вызывающего пик тока, но влияет на его параметры ( $V_p$ ,  $j_p$ ).





Рис.1 Плотность туннельного тока j в двухбарьерной структуре w-AlN/GaN(0001) для разных поверхностных концентраций глубоких центров  $n_d$ .

Рис.2 Потенциалы (сплошные линии) и коэффициенты прохождения Р (пунктирные линии) двухбарьерных структур w-AlN/GaN(0001) с разными концентрациями глубоких дефектов  $n_d$  при напряжениях пика тока  $V_p$ :  $V_p = 1.29B$  (a);

$$V_n = 1.76 B$$
 (b).

Таким образом, результаты моделирования демонстрируют смешанную дефектнотуннельную природу туннельного тока в структурах w-GaN/AlGaN и открывают новые возможности для управления рабочими параметрами резонансно-туннельных диодов на их основе.

[1] S.N. Grinyaev, A.N. Razzhuvalov, J. Appl. Phys. 120, 154302 (2016).

# THE TUNNEL CURRENT IN NITRIDE w-GaN/AIN STRUCTURES WITH DEEP-LEVEL DEFECTS

# A.N. Razzhuvalov<sup>1</sup>\*, S.N. Grinyaev<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Tomsk polytechnical university. Lenina st. 30, 634050, Tomsk, e-mail: shuvalov@phys.tsu.ru; <sup>2</sup>Tomsk state university. Lenina st. 36, 634050, Tomsk

The influence of deep-level defects localized in spacer layers on the tunneling current in a w-AlN/GaN (0001) double-barrier structure is studied. It is shown that the current value essentially depends on the spatial distribution of defects. A new mechanism of formation of resonances of tunneling current caused by deep centers are established.

Multicharged defects lead to the compensation of the polarization charges at both contacts of the doubleburrier structure, which flattens the potential of the heterostructure and weakens the built-in field in the barriers. Spatial heterogeneity of defects leads to the formation of the hump-view potential limiting the triangular well. At medium concentrations of defects, a resonance level can appear in the well. In this case, it causes a weak peak of current. At high concentrations of defects, a peak of current is caused by the resonance in quantum well due to screening of built-in and external fields of the structure. The huge peak/valley relation is corresponded to such peak of current because of the small value of valley current.

### НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ РАЗРАБОТКИ ЭНЕРГО НАКОПИТЕЛЬНЫХ ПРОЦЕССОРОВ БЕЛОГО СВЕТА

# <u>В.И.Осинский,</u> Н.Н.Ляхова, И.В. Масол, А.В. Дягилев, Н.О.Суховий

Институт Микроприборов НАН Украины, ул. Северо-Сырецкая 3, 04136, г. Киев, тел. +3(044)4499358, e-mail: <u>lyahovann@gmail.com</u>

Последние достижения в разработке нано размерных двумерных структур III-нитридов наряду с графеном открывают новые возможности для синтеза атомарно-тонких двумерных интегральных схем сенсорной, СВЧ и оптоэлектроники с возможностью ориентации на квантовую электронику комнатных температур [1].

Сочетание многокомпонентных твердых растворов [2], двумерных наноструктур IIIнитридов и CVD-графена в предложенных нами энесторах (энерго накопительных процессорах белого света) [3] выводит решение проблемы энергоэффективности диодного освещения на принципиально новый уровень за счет использования высокой эффективности преобразования и накопления энергии солнечного излучения в многослойных наноструктурах III-нитридов при монолитной интеграции. В плане разработки энестора акцентированы следующие аспекты:

 На базе нанотемплетов анодного оксида алюминия была разработана светодиодная Si/A3B5 технология на основе монолитной интеграции кремниевых ИС с микропроцессорным управлением и RGB светодиодных структур, содержащих инжектирующие и активные слои.

2) С учётом того, что структуры на основе InxGa1-хN имеют преимущества по сравнению с другими полупроводниками, а максимальная эффективность солнечных элементов имеет место при наличии квантовых точек с размерами порядка 3,3 нм [4], были проведены исследования и разработана технология формирования плотных массивов InGaN квантовых точек соответствующего диаметра на «конусообразном обрамлении» GaN нано стержней, рис. 1 [5].



Рис. 1. InGaN квантовые точки 3,3 нм диаметра.

3) Были рассмотрены супер конденсаторы [6] как перспективные накопители энергии. По сравнению с батареями они, по существу, не требуют обслуживания, обладают более длительным циклом жизни, требуют очень простой схемы зарядки, и, как правило, много безопаснее. Большое внимание в последнее время было уделено уменьшению размеров диэлектриков и идентификации новых систем материалов с высокой диэлектрической проницаемостью (и, следовательно, емкостью) К сожалению, эксперименты и расчеты показали, что во многих тонких плёнках материалов с высокой диэлектрической проницаемостью (например, SrTiO<sub>3</sub>) значения емкости уменьшается с уменьшением толщины [7, 8]. В то же время экспериментально и теоретически показано, что относительная диэлектрическая проницаемость тонких пленок графеноподобных IIIнитридов (в частности, h-BN) может быть почти в два раза выше по сравнению с объёмным материалом [9]. Экспериментально было продемонстрировано увеличение диэлектрической проницаемости пленок 2D-h-BN 'в различных структурных сочетаниях с CVD-графеном при более чем 100% увеличении емкости по сравнению с классической формулой при толщине ~ 5 нм. Борокарбонитриды (2D-BCN) и алюмокарбонитриды также имеют большие потенциальные возможности применения в энергонакопительных устройствах. B(Al), С и N могут быть атомарно смешаны с образованием полупроводниковых гексагональных слоёв с различной стехиометрией (рис. 2). Графеноподобные 2D-структуры AlCN и BCN могут быть использованы не только для суперконденсаторов, но и для топливных элементов и батарей [10]. Диэлектрические или полупроводниковые подложки более перспективны для применения в электронике, чем металлические подложки. Однако до сих пор известна только одна попытка экспериментального синтеза графеноподобных AlN слоёв, с использованием (111) Ад подложки [11]. В наших экспериментах в отличие от выше рассмотренных вариантов такой синтез проводился на поверхности с-сапфира [12]. Подложка с-сапфира обрабатывалась в потоке аммиака (горизонтальный реактор, установка EPIQUIP) при температуре 1050° С в течение 20 минут при давлении в реакторе 20 мбар. После прекращения подачи аммиака в реактор подавался триметил апюминия (TMA) (газ-носитель азот), в течение 1 мин при температуре 1000°С. В диапазоне температур T = 250 – 1000°С пиролиз TMA приводит к нанокарбидизации сапфира и к образованию нанопроволок Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> и (или) другого возможного набора структур алюмокарбонитридов на поверхности активированного сапфира, о чём свидетельствует появление электросопротивления с полупроводниковым анизотропным характером температурной зависимости образовавшейся поверхностной пленки.



Рис. 2. МОСVD-графеноподобные 2D-структуры AlCN

Таким образом, впервые было установлено, что при соответствующей обработке на поверхности сапфировой подложки может быть получена плотная плёнка с аномальным анизотропным характером электросопротивления и с полупроводниковым характером температурной зависимости. При этом установлено активирующее влияние температурной обработки поверхности с-сапфира в потоке аммиака. Сочетание такого процесса с последующей обработкой в потоке триметил алюминия приводило к образованию на поверхности активированного сапфира алюмокарбонитридов и нанокарбидных структур.

### SOME ASPECTS TO DEVELOP THE PROCESSOR OF WHITE LIGHT ENERGY ACCUMULATION

V.I. Osinsky, N.M. Lyahova, I.V. Masol, A.V. Diagilev, N.O. Sukhovii Institute of Microdevices, Kyiv, Ukraine; e-mail: <u>lyahovann@gmail.com</u>

Some aspects to develop the processor of white light energy accumulation has been considered.

5 Osinsky V., Lyahova N., Photoluminescence spectrums of GaN/InGaN MQWs on GaN nanorods / Memoirs of the Faculty of Physics 2, 142304 (2014) http://uzmu.phys.msu.ru/file/2014/2/142304.pdf
6 V.I.Osinsky, Integration of LED/SC chips (matrix) in revers mode with solar energy

storage.//Semiconductor physics, quantum electronics and optoelectronics. 2016. V.19, N.2, p.215-219.
Stengel M., Spaldin N. A. Origin of the dielectric dead layer in nanoscale capacitors //Nature. – 2006. –

T. 443. – №. 7112. – C. 679-682..

9 Shi G. et al. Boron nitride–graphene nanocapacitor and the origins of anomalous size-dependent increase of capacitance //Nano letters.  $-2014. - T. 14. - N_{2}. 4. - C. 1739-1744.$ 

10. Cherrey, K. et al. Synthesis of BxCyNz nanotubules. Phys. Rev. B 51, 11229-11232 (1995).

11. P. Tsipas, S. Kassavetis, D. Tsoutsou, E. Xenogiannopoulou, E. Golias, S. A. Giamini, C. Grazianetti, D. Chiappe, A. Molle, M. Fanciulli, and A. Dimoulas, Appl. Phys. Lett. 103, 251605 (2013)

12. В.И. Осинский, Нанокарбидные процессы при МОС-эпитаксии III-нитридных структур // Оптическая и квантовая электроника в компьютерых и интеллектуальных технологиях. – 2012, – С 62–72.

<sup>1.</sup> Geim A. K., Novoselov K. S. The rise of graphene //Nature materials. - 2007. 6(3) C. 183-191.

<sup>2.</sup> V.Osinsky, A. Osinsky, R.Miller. AlInGaNAsP alloy for LED and laser applications. // LED 50-th

Anniversary Symposium October 24 & 25, 2012, Urbana-Champaign, Illinois, USA.

<sup>3.</sup> Осинский В.И, и др. Накопление фотоносителей в энесторах на гетерогенных

многокомпонентных III-нитридах || НАНО–2016 : материалы V Междунар. науч. конф., Минск, 22–25 нояб. 2016 г

<sup>4</sup> Bhuiyan A. G. et al. InGaN solar cells: present state of the art and important challenges //IEEE Journal of photovoltaics. – 2012. – T. 2. – № 3. – C. 276-293.

<sup>8</sup> Saad, M. M.; Baxter, P.; Bowman, R. M.; Gregg, J. M.; Morrison, F. D.; Scott, J. F. J. Phys.: Condens. Matter. 2004, 16, L451.

### ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ВОЛНОВОДА ГЕТЕРОСТРУКТУР С КВАНТОВОЙ ЯМОЙ AIGan На Фактор оптического ограничения и распределение концентрации неравновесных носителей заряда

<u>**Н.П. Тарасюк<sup>1</sup> \*, Е.В. Луценко<sup>2</sup>, А.А. Гладыщук<sup>1</sup>** <sup>1</sup>БрГТУ. Московская, 267, 224017, Брест, тел. +375(29)2223595, e-mail: ntarasiuk@tut.by; <sup>2</sup>Институт физики НАН Беларуси. Пр. Независимости, 68, 220072, Минск</u>

Гетероструктуры на основе AlGaN квантовых ям перспективны для создания высокоэффективных источников излучения в ультрафиолетовой области спектра, благодаря возможности изменения ширины запрещенной зоны гетероструктур AlGaN от 3.4 до 6.1 эВ. Повышение фактора оптического ограничения и улучшение условий транспорта неравновесных носителей заряда позволит понизить порог генерации оптически накачиваемых лазеров и осуществить исследования лазерных параметров AlGaN гетероструктур, что важно для оптимизации ростовых параметров и создание эффективных ультрафиолетовых инжекционных лазеров и светодиодов.

Для расчета фактора оптического ограничения использовалась модель одномерной планарной структуры. Вычисления фактора оптического ограничения были проведены в приближении плоских волн для ТЕ поляризации электромагнитного излучения. Амплитуда напряженности электрического вектора E<sub>i</sub> TE-волны удовлетворяет волновому уравнению:

$$\frac{\partial^2 E_j(\mathbf{x})}{\partial \mathbf{x}^2} - (\beta^2 - k_0^2 n_j^2) E_j(\mathbf{x}) = 0, \tag{1}$$

где  $\beta$  – проекция волнового вектора  $k_0$  на плоскость гетероструктуры,  $n_j$  – комплексный показатель преломления j-го слоя. Для решения уравнения (1) использовался метод матриц переноса. Для нахождения  $\beta$  использовался алгоритм скоростного спуска [1]. Фактор оптического ограничения вычислялся по формуле [2]:

$$\Gamma = \frac{\int\limits_{x_{ai}}^{x_{bi}} E^2(x) dx}{\int\limits_{\infty}^{\infty} E^2(x) dx},$$

где интегрирование в числителе происходит по координатам квантовой ямы AlGaN.

Для расчета распределения концентрации неравновесных носителей заряда использовалась модель, в которой с каждой точкой пространства связывались три переменные: электростатический потенциал  $\varphi$  и квазиуровни Ферми для электронов F<sub>n</sub> и дырок F<sub>p</sub>. Они находятся путем совместного решения фундаментальной системы уравнений, состоящей из уравнения Пуассона для электростатического потенциала  $\varphi$  и уравнений непрерывности для плотностей электронного j<sub>n</sub> и дырочного j<sub>p</sub> токов [3, 4]:

$$\frac{d^2\varphi}{dx^2} = \frac{e}{\varepsilon\varepsilon_0} (p - n + N_d - N_a),$$

$$\frac{\partial j_n}{\partial x} = e(R - G), \qquad j_n = \mu_n n \frac{\partial F_n}{\partial x},$$

$$\frac{\partial j_p}{\partial x} = -e(R - G), \qquad j_p = \mu_p p \frac{\partial F_p}{\partial x},$$
(2)

где n и p – концентрации электронов и дырок,  $\epsilon_0$  – диэлектрическая проницаемость,  $N_a$  и  $N_d$  – концентрации ионизированных акцепторов и доноров, R – скорость рекомбинации, G – скорость генерации,  $\mu_a$  и  $\mu_p$  – подвижности электронов и дырок.

Для расчетов были выбраны гетероструктуры с несимметричным волноводом и активной областью, состоящей из квантовой ямы Al<sub>0.38</sub>Ga<sub>0.62</sub>N шириной 3 нм. Сначала определялись толщины волноводных слоев на основе Al<sub>0.46</sub>Ga<sub>0.54</sub>N возле квантовой ямы, при которых значения фактора оптического ограничения принимали максимальные величины при заданной общей толщине волновода. Затем вычислялись распределения концентрации неравновесных носителей заряда. Расчеты представлены на рисунках 1 и 2.



Рис.1. Зависимость фактора оптического ограничения Г фундаментальной моды от толщины волновода.



(b) Рис.2. Распределение концентрации электронов (а); дырок (b). Толщина волновода равна: 1 – 100 нм, 2 – 150 нм, 3 –200 нм, 4 – 250 нм, 5 – 300 нм, 6 – 350 нм, 7 – 400 нм, 8 – 450 нм, 9 – 500 нм.

Из рисунков 1 и 2 видно, что при увеличении толщины волновода от 100 нм до 500 нм фактор оптического ограничения уменьшается от 2.7 % до 1.2 %. При этом концентрации электронов и дырок в квантовой яме  $Al_{0.38}Ga_{0.62}N$  уменьшается соответственно в 1.52 и 1.54 раза. Влияние пьезоэлектрической и спонтанной поляризаций гетероструктур на перераспределение неравновесных носителей заряда обсуждается.

- [1] M.J. Bergmann, H.C. Casey, J. Apll. Phys. 84, 3 (1998)
- [2] М. Адамс, Введение в теорию оптических волноводов, Мир, М. 1984.
- [3] А.А. Афоненко, Д.В. Ушаков, ФТП 48, 1 (2014).
- [4] J. Piprek, Semiconductor Optoelectronic Devices, Academic Press, 2003.

### INFLUENCE OF WAVEGUIDE THICKNESS OF AIGaN HETEROSTRUCTURES WITH SINGL QW ON OPTICAL CONFINEMENT FACTOR AND DISTRIBUTION OF NONEQUILIBRIUM CHARGE CARRIERS CONCENTRATION

<u>N.P. Tarasiuk</u><sup>1</sup>\*,*E.V. Lutsenko*<sup>2</sup>, *A.A. Gladyshchuk*<sup>1</sup> <sup>1</sup>BSTU. Moskovskaya, 267, 224017, Brest, phone. +375(29)2223595, e-mail: ntarasiuk@tut.by; <sup>2</sup>Institute of Physics NAS of Belarus. Av. Nezavisimosti, 68, 220072, Minsk

In the work, optical confinement factor and distribution of the concentration of photogenerated charge carriers were calculated for heterostructures containing single  $Al_{0.38}Ga_{0.62}N$  quantum well in asymmetric  $Al_{0.46}Ga_{0.54}N$  waveguide. The optical confinement factor as a function of waveguide thickness is determined using a method of transfer matrices. The distribution of the concentration of photogenerated charge carriers is determined by solving the system of fundamental equations consisting of the Poisson equation for the electrostatic potential and continuity equations for the electron and hole current densities.

### КВАНТОВО-РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПЕРЕНОСА НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В СВЕРХРЕШЕТКАХ И МНОЖЕСТВЕННЫХ КВАНТОВЫХ ЯМАХ InGaN/Gan

<u>И.А. Прудаев</u><sup>1\*</sup>, В.В. Копьев<sup>1</sup>, И.С. Романов<sup>1</sup>, В.Л. Олейник<sup>1</sup>, А.Д. Лозинская<sup>1</sup>, А.В. Шемерянкина<sup>1</sup>, Д.И. Засухин<sup>2</sup>, А.А. Мармалюк<sup>3</sup>, А.А. Падалица<sup>3</sup>, А.В. Мазалов<sup>3</sup>, В.А. Курешов<sup>3</sup>, Д.Р. Сабитов<sup>3</sup> <sup>1</sup> Томский государственный университет. пр. Ленина, 36, 634050, Томск,

тел. +7(3822)413434, e-mail: funcelab@gmail.com;

<sup>2</sup> АО «Научно-исследовательский институт полупроводниковых приборов». ул. Красноармейская, 99а, 634034, Томск;

<sup>3</sup> АО «НИИ «Полюс» им. М.Ф.Стельмаха». ул. Введенского, 3, 117342, Москва.

Структуры с квантовыми ямами и сверхрешетками InGaN/GaN используются для изготовления современных приборов оптоэлектроники. Они получили широкое распространение в излучателях, где используются как в активной области, так и в качестве буферных слоев, улучшающих структурное совершенство кристалла. Таким образом, исследование переноса носителей заряда в области InGaN/GaN является важной задачей. В докладе будет представлен краткий обзор по механизмам переноса заряда в структурах с квантовыми ямами и сверхрешетками InGaN/GaN. Будет представлен анализ имеющихся в литературе экспериментальных данных, предложенных моделей транспорта и подходов в математическом описании светодиодных характеристик (преимущественно - вольт-амперных характеристик и квантового выхода). Отдельно будут рассмотрены результаты исследования влияния параметров квантовых ям и сверхрешеток (толщина, количество периодов, напряженность пьезоэлектрического поля и неоднородность состава слоев InGaN) на механизм переноса носителей.

В итоге проведенного обзора установлено, что исследование транспорта проводится зачастую для неоптимизированных с точки зрения конструкции образцов, которые являются светодиодными или лазерными структурами. Несмотря на большое количество работ и рассмотренных механизмов, ранее не было обнаружено эффектов квантово-размерного переноса в структурах InGaN/GaN. Отметим, что подобные эффекты, связанные с резонансным туннелированием, можно пронаблюдать в случае малой толщины барьеров GaN. В связи с этим в данной работе предложено исследовать влияние толщины барьера на характеристики монополярных структур InGaN/GaN.

Структуры выращивались MOCVD методом. Схематически образцы представлены на рис.1. Они представляли собой структуры с коллектором на основе барьера Шоттки. Активная область включала 10 квантовых ям  $In_{0.15}Ga_{0.85}N/GaN$  с толщиной 2 нм. Все образцы отличались толщиной барьера (3, 6 и 12 нм). Толщина верхнего слоя GaN составляла 20 нм. В качестве верхнего контакта использовали Ni, нанесенный методом электрохимического осаждения. Полученный контакт не подвергался высокотемпературной обработке для предотвращения дефектообразования в подповерхностной области GaN. После стабилизации (сушки на воздухе при температуре 200 °C) исследовались характеристики контакта Ni/GaN, была установлена зависимость высоты барьера Шоттки от температуры (рис. 2). Полученные данные хорошо согласуются с результатами работ других авторов. В работе измерялись спектры пропускания, фотолюминесценции при различной мощности возбуждения, вольт-амперные (BAX) и вольт-фарадные характеристики (ВФХ) для интервала температур T = 10-300 K.







Согласно полученным данным имеется сдвиг длины волны в зависимости от толщины слоя GaN, который объясняется эффектом Штарка (рис. 3). В спектрах поглощения также наблюдается сдвиг края поглощения при изменении толщины барьеров GaN. Измерения ВАХ показали, что при

увеличении толщины GaN наблюдается усиление ограничения тока (рис. 4). Также было обнаружено, что изменение толщины приводит к смене механизма переноса заряда. Например, в структурах с толщиной 6 нм на ВАХ обнаружен эффект, характерный для резонансного туннелирования (рис. 5 и 6), при этом эффективность фотолюминесценции таких структур имеет минимальные значения. На ВФХ также наблюдаются особенности, характерные для квантоворазмерных структур. Проявление подобных эффектов может быть связано с наличием барьеров сложной формы, препятствующих переносу заряда и обусловленных встроенными пьезоэлектрическими полями. Качественный анализ результатов будет представлен в докладе.



Рис. 3. Зависимость длинны волны фотолюминесценции от толщины барьера GaN.



Рис. 5. Прямые ВАХ образцов с толщиной барьера 6 нм при различных температурах.



Рис. 4. Типичные ВАХ исследованных образцов с различной толщиной барьера GaN (T = 300 K).



Рис. 6. Обратные ВАХ образцов с толщиной барьера 6 нм при различных температурах.

### QUANTUM-CONFINED EFFECTS OF CARRIER TRANSPORT IN InGaN/GaN SUPERLATTICES AND MULTIPLE QUANTUM WELLS

<u>I.A. Prudaev</u><sup>1\*</sup>, V.V. Kopyev<sup>1</sup>, I.S. Romanov<sup>1</sup>, V.L. Oleynik<sup>1</sup>, A.D. Lozinskaya<sup>1</sup>, A.V. Shemeryankina<sup>1</sup>, D.I. Zasukhin<sup>2</sup>, A.A. Marmalyuk<sup>3</sup>, A.A. Padalitsa<sup>3</sup>, A.V. Mazalov<sup>3</sup>, V.A. Kureshov<sup>3</sup>, and D.R. Sabitov<sup>3</sup> <sup>1</sup>Tomsk State University. Lenin Ave., 36, 634050, Tomsk,

phone. +7(3822) 413434, e-mail: funcelab@gmail.com;

<sup>2</sup>JSC Research Institute of Semiconductor Devices. Krasnoarmeyskaya St., 99a, 634034, Tomsk

<sup>3</sup>M. F. Stelmakh Research Institute "Polyus". Vvedenskogo St., 3, 117342, Moscow.

In this work the influence of GaN barrier thickness on photoluminescence and transmittance spectra is studied, as well as current-voltage (*I-V*) and capacitance-voltage characteristics of unipolar structures. Three structures grown using a MOCVD method on sapphire substrate (0001) were used for experiment. The active *n*-region included ten  $In_{0.15}Ga_{0.85}N/GaN$  quantum wells with 2 nm thickness. All structures differ by GaN barrier thickness (3, 6 and 12 nm). The results for optical measurements agrees with other works and can be explained by Quantum-Confined Stark Effect. The analysis of *I-V* curves showed that the transport mechanism of carriers are different in each sample. The sample with 6 nm GaN barrier thickness has a complex shape of *I-V* curve, containing regions of negative differential resistance for both bias polarities. The analysis of experimental results considers miniband vertical transport and resonant tunneling under condition of homogeneous and inhomogeneous electric field distribution in superlattices.

### РЕЗОНАНСНЫЕ БРЭГГОВСКИЕ СТРУКТУРЫ С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ InGaN/GaN И GaN/AlGaN

<u>В.В. Чалдышев</u><sup>1</sup>, А.С. Большаков<sup>1</sup>, А.В. Сахаров<sup>1</sup>, В.В. Лундин<sup>1</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1</sup>, С.О. Усов<sup>1,2</sup>, М.А. Яговкина<sup>1</sup>, А.Ф. Цацульников<sup>1,2</sup>

1 ФТИ им. А.Ф. Иоффе, ул. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург,

тел. +7(812)2927393, e-mail: chald.gvg@mail.ioffe.ru

<sup>2</sup> НТЦ микроэлектроники РАН, Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург

Резонансные брэгговские структуры с квантовыми ямами представляют большой интерес в связи с тем, что в них согласно теоретическим предсказаниям должно наблюдаться уменьшение излучательного времени жизни экситонов в КЯ пропорционально числу периодов [1], выражающееся в усилении экситонного вклада в отражение. Это усиление экспериментально наблюдаться в различных системах CdTe/CdMgTe, CdTe/CdZnTe, InGaAs/GaAs, GaAs/AlGaAs, InGaN/GaN. Большая энергия связи экситонов в (In)GaN, сравнимая с тепловой энергией при комнатной температуре, позволяет наблюдать экситонные эффекты без охлаждения образцов.

В данной работе исследовались спектры оптического отражения и пропускания при комнатной температуре полупроводниковых гетероструктур с квантовыми ямами InGaN/GaN или GaN/AlGaN. Структуры выращивались на подложках сапфира методом газофазной эпитаксии и состояли из толстого (Al)GaN:Si буферного слоя и периодической структуры с одиночными или двойными квантовыми ямами (КЯ). Число КЯ изменялось от 1 до 60. Период структуры подбирался так, чтобы обеспечить совпадение энергии фотона, испытывающего резонансное брэгтовское отражение, с энергией возбуждения экситонов в квантовых ямах. Последний период оканчивался слоем GaN:Mg или тонким слоем SiN, что позволяло исследовать данные структуры при приложении обратного смещения. Структурное качество исследовалось методом ретгеновской диффракции с последующим моделированием.



Так как структуры намеренно выращивались с градиентом толщины барьерного слоя при сохранении постоянной толщины КЯ, совмещение длины волны экситонного перехода и Брэгговского резонанса могло достигаться как изменением угла падения света (рис.2), так и при нормальном падении при изменении точки измерения на пластине (рис.3).

Моделирование спектров отражения производилось методом матриц переноса с учетом экситонных состояний, как в квантовой яме, так и барьере, что является существенным при малом энергетическом зазоре между состояниями в КЯ и барьере.





Рис. 2. Спектры отражения для структуры с 60 Рис. 3. Спектры отражения для структуры с 10 света (s-поляризация)

InGaN/GaN МКЯ при различных углах падения GaN/AlGaN МКЯ при нормальном падении в условиях резонанса (p1) и вне (p2)

Подгонка спектров, измеренных при различных углах падения света, с учетом как резонансных экситонных переходов, так и переходов в непрерывный спектр состояний квантовой ямы позволила определить параметры экситонов в квантовых ямах. Получено значение параметра радиационного затухания 0,2 мэВ для InGaN/GaN КЯ.

Работа поддержана РФФИ (грант № 14-29-07243 офи-м).

[1] Е.Л. Ивченко, А.И. Несвижский, С. Йорда. ФТТ, 36, 2118 (1994).

### InGaN/GaN AND GaN/AlGaN MULTI QUANTUM WELLS **RESONANCE BRAGG STRUCTURES**

V.V. Chaldyshev<sup>1</sup>, A.S. Bolshakov<sup>1</sup>, A.V. Sakharov<sup>1</sup>, W.V. Lundin<sup>1</sup>, E.E. Zavarin<sup>1</sup>, S.O. Usov<sup>1,2</sup>, M.A. Yagovkina<sup>1</sup>, A.F. Tsatsulnikov<sup>1,2</sup> <sup>1</sup> Ioffe Institute. Politekhnicheskaya, 26, 194021, St Petersburg, phone. +7(812) 2927393, e-mail: chald.gvg@mail.ioffe.ru; <sup>2</sup> Submicron Heterostructures for Microelectronics Research and Engineering Center RAS, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, Russia;

Optical reflectance and transmittance spectra of a periodic semiconductor heterostructure with multiple InGaN/GaN or GaN/AlGaN quantum wells were investigated at room temperature. Structures were grown on sapphire substrates using MOVPE and consist of thick GaN (or AlGaN) Si-doped buffer and periodic structure of single or doble QWs separated by undoped barriers. The period of the structure was chosen so that at certain angle of the light incidence it provided a coincidence of the energy of photon resonantly reflected from the Bragg structure with the energy of the quantum well excitons. Parameters of the quantum well excitons were determined by fitting the spectra measured at different angles of incidence

### КВАНТОВЫЕ НИТИ И ТОЧКИ, ОБРАЗОВАННЫЕ ВИНТОВЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ И ИХ ПЕРЕСЕЧЕНИЯМИ В НИТРИДЕ ГАЛЛИЯ

<u>О.С. Медведев\* 1, 2, а</u>, О.Ф. Вывенко<sup>16</sup>, А.С. Бондаренко<sup>16</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, ул. Ульяновская д.1, 198504, Петергоф,

Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>МРЦ «Нанотехнологии» СПбГУ, ул. Ульяновская д.1, 198504, Петергоф, Санкт-Петербург, Россия <sup>1, 2, а</sup> тел.: +7 952 243 47 63, email: o.s.medvedev@spbu.ru

Современные светоизлучающие полупроводниковые структуры базируются на использовании элементов с пониженной размерностью (квантовые ямы и точки). III-нитридные соединения в основном выращиваются гетероэптаксиальными методами, что является основной причиной высокой плотности дислокаций ~10<sup>8</sup> см<sup>2</sup> в готовых устройствах. Ростовые дефекты и дислокации являются в большинстве случаев безызлучательными центрами рекомбинации неравновесных носителей заряда. В тоже время дислокации являются одномерными структурами, которые во многих полупроводниках [1]-[3] обладают излучательными свойствами. Переход от двумерных квантовых ям к одномерным квантовым нитям позволит получить дополнительный выигрыш в эффективности готовых устройств. Недавно было обнаружено, что дислокации и в нитриде галлия могут выступать не только как центры безызлучательной рекомбинации, но и приводить к появлению новых полос люминесценции высокой интенсивности [4-6]. Было показано, что свежевведенные *а*-винтовые дислокации в низкоомном n-GaN приводят к появлению дуплетной линии люминесценции с энергией излучения 3.1-3.2 эВ [4] (рис. 1А пунктирная линия, D), которая сохраняет высокую интенсивность и при комнатной температуре. Отличие спектрального положения дислокационного излучения в низкоомном [4-5] и полуизолирующем кристаллах нитрида галлия (3.35 эВ [6]) было связано с различием в структуре ядер винтовых дислокаций в этих материалах [4-5]. Температурная зависимость и зависимость от механических напряжений [5] указывают на то, что дислокационное излучение (ДИ) в GaN имеет экситонное происхождение. Важным фактом является то, что ДИ в низкоомных кристаллах GaN превосходит интенсивность зона-зонного перехода, что, вероятно, связано с пониженной размерностью излучающей структуры.

В настоящем сообщении представлены результаты более подробного изучения свойств ДИ в GaN, которое показало, что точки пересечения *а*-винтовых дислокаций являются также эффективными люминесцентными центрами, с другой энергией излучения – около 3.3 эВ.

Исследовались специально нелегированные монокристаллы GaN (0001) толщиной 5 – 500 мкм, выращенных методами МОСГЭ и ХГФЭ. Плотность ростовых дислокаций составляла  $10^8$  -  $10^6$  см<sup>-2</sup>, концентрация мелких доноров, оцененная из вольт-фарадных характеристик и спектроскопии комбинационного рассеянья, составляла ~  $10^{16}$  -  $10^{18}$  см<sup>-3</sup>. Катодолюминесцентные (КЛ) измерения проводились при ускоряющих напряжениях от 5 до 10 кВ, токах электронного луча от 0.2нА до 10нА в температурном диапазоне 70-450К. Введение дислокаций проводилось царапанием или индентированием базисной (0001) либо призматической поверхности (10-10) при комнатной температуре.

На рис.1А представлены спектры, полученные в трех различных точках, при температуре 70 К. Сплошная линия - спектр кристалла вдали от свежевведенных дислокаций, для которого характерно излучение свободного экситона (FE) 3.47 эВ, излучение экситона, связанного на поверхностных состояниях 3.4 эВ [7], а также второе фононное повторение свободного экситона FE-2LO 3.29 эВ. Штриховая линия - спектр, полученный непосредственно с а-винтовых дислокаций. Свежевведенные винтовые дислокации представляют собой яркие прямые линии в направлениях {12-10} (рис.1D). Дислокационное излучение (ДИ) имеет дуплетную линию в области 3.15-3.20 эВ и фононные повторения каждой из линий. Положение дислокационных линий излучения оказывается чувствительным к деформациям, и в зависимости от удаленности от места царапины или укола дуплетная линия ДИ смещается по шкале энергий как единое целое без изменения величины расщепления. Аналогичное поведение дуплета ДИ наблюдается и при повышении температуры – величина расщепление не изменяется, а энергетическое положение ДИ следует за изменением положения свободного экситона. Свежевведенные дислокации с краевой компонентой в базисной и призматической плоскостях скольжения имеют темный контраст и представляют собой безызлучательные центры рекомбинации также, как и ростовые дислокации (РД). Дополнительных линий излучения на РД и свежевведенных дислокаций с краевой компонентой не обнаружено. Подробное изучение ДИ выявило то, что в местах пересечения дислокаций друг с другом, образуются квази-одномерные источники света с энергией излучения 3.31 эВ (рис.1 А, пунктирная линия). На монохроматических КЛ картах отчетливо видно, что

данные точки образуются только в местах пересечения свежевведенных дислокаций, данные участки отмечены кругами на рис.1 В-D. О дополнительных структурных и оптических свойствах *а*винтовых дислокаций и их пересечений будет сообщено на конференции.



Рис.1 А) Катодолюминесцентные спектры, полученные при T = 70 К от бездислокационного участка кристалла, прямолинейных сегментов винтовых дислокаций и мест их пересечений, выделенных на Рис. 1B-1D кружками;

B-D) Катодолюминесцентные карты, полученные при монохроматической регистрации излучения при энергиях квантов, указанных на рисунках. Свежевведенные прямолинейные винтовые дислокации на рис. 1B/1D имеют темный/светлый контраст, яркие белые точки – артефакт от ямок на поверхности образца в местах выхода ростовых дислокаций.

- [1] N. A. Drozdov, A. A. Patrin, and V. D. Tkachev, "JETP Lett., vol. 23, pp. 651–653, 1976.
- [2] V. D. Negrii, et al, *Phys. Status Solidi*, vol. 126, no. 1, pp. 49–61, Jul. 1991.
- [3] A. Bondarenko, et. al. *Phys. B Condens. Matter*, vol. 404, no. 23–24, pp. 4608–4611, 2009.
- [4] О. С. Медведев, О. Ф. Вывенко, and А. С. Бондаренко, *ФТП*, vol. 49, no. 9, 2015.
- [5] O. S. Medvedev, O. F. Vyvenko, and A. S. Bondarenko, J. Phys. Conf. Ser, vol. 690.
- [6] M. Albrecht, L. Lymperakis, and O. Neugebauer, *Phys. Rev. B*, vol. 241201, no. 90, p. 1, 2014.
- [7] M. A. Reshchikov and H. Morkoç, J. Appl. Phys., vol. 97, no. 6, p. 61301, 2005.
- [8] J. Huang, et al. Nanoscale Res. Lett., vol. 9, no. 649, 2014.

# QUANTUM WIRES AND DOTS FORMED BY SCREW DISLOCATIONS AND THEIR INTERSECTIONS IN GaN

<u>Medvedev Oleg<sup>1, 2, a</sup></u>, Vyvenko Oleg<sup>1, b</sup>, Bondarenko Anton<sup>1, c</sup>

<sup>1</sup>V.A. Fok Institute of Physics, St. Petersburg State University, 198504 St. Petersburg, Russia <sup>2</sup> IRC Nanotechnology, St. Petersburg State University, 198504 St. Petersburg, Russia <sup>1, 2, a</sup> phone: +7 952 243 47 63, email: o.s.medvedev@spbu.ru <sup>1, b</sup> email: vyvenko@gmail.com <sup>1, c</sup> email: bond.anton@gmail.com

Recently it was found that freshly introduced a-screw dislocations in GaN exhibited a strong characteristic luminescence [4], [6]. The spectral position of the dislocation-related luminescent (DRL) line peak was reported to be near 3.3 eV in semi-insulated GaN [6], and to be 3.1-3.2 eV(fig.1A, D) in low-ohmic n-type material [4], [8].

Here we report new results of more detailed investigations of cathodoluminescence (CL) of dislocations introduced in low-ohmic n-GaN by indentation or scratching at room temperature. We found that strictly straight segments of a-screw dislocations radiated a set of the lines in 3.1-3.2 eV ranges (Fig.1A, solid line) while all another types of dislocations possessed property of non-radiative recombination centers. Besides, new spectral lines with the main peak at about 3.3eV (Fig.1A, dotted line, peak IRL) appeared at the a-screw dislocation intersections under electron beam exposure which looked like dots on CL maps (Fig.1C). The appearance of IRL at the dots was accompanied with the DRL vanish at these points. The intensity of DRL was fluctuating under e-beam irradiation whereas IRL intensity was very stable. The dependences of DRL and IRL on temperature, on excitation level and on strains revealed excitonic character of their optical transitions.

### ФОРМИРОВАНИЕ НИЗКОЙ ПЛОТНОСТИ Gan-Ain Квантовых точек при разложении смачивающего слоя

# <u>К.А.Конфедератова</u>\*, В.Г.Мансуров, Т.В.Малин, Ю.Г.Галицын, И.А.Александров, В.И.Вдовин, К.С.Журавлев

Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН, пр. Лаврентьева, 13, 630090,

Новосибирск

тел. +7(383)3304475, e-mail: kseniya.konfederatova@gmail.com;

Нитриды металлов третьей группы (GaN, AIN, InN) являются важными материалами для развития современной силовой и CBЧ электроники, а так же оптоэлектроники в видимом и ультрафиолетовом диапазоне. В частности, квантовые точки (КТ) низкой плотности (~10<sup>8</sup> см<sup>-2</sup>), созданные на основе А<sub>3</sub>-нитридов, позволяют создавать одноэлектронные приборы, излучатели одиночных или запутанных фотонов, работающие при комнатной температуре. Обычно КТ выращиваются методом Странского-Крастанова (СК) или капельной эпитаксией. В этих случаях сложно получать низкую плотность GaN КТ и при этом сочетать ее с необходимой формой и размерами островков. КТ, полученные методом капельной эпитаксии, имеют низкую кристалличность из-за неполной нитридизации капель Ga.

В данной работе представлен оригинальный метод создания GaN KT на поверхности (0001)AIN в процессе разложения смачивающего слоя GaN. Формирование КТ исследовалось in situ методом дифракции быстрых электронов на отражение, ех situ методами атомно-силовой микроскопии (АСМ), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с энергодисперсным анализом. сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и микрофотолюминесценцией (м-ФЛ). Сначала выращивался двумерный слой GaN: на поверхность AIN осаждался Ga (3-4 монослоя), затем поверхность выдерживалась в потоке аммиака (10 sccm). Температура нанесения Ga варьировалась от 540 до 750°C. На дифракционной картине (ДК) сначала наблюдались штрихи от поверхности двумерного (2D) AlN, затем ДК гасла при осаждении Ga, и при обработке поверхности аммиаком снова появлялись штрихи уже от смачивающего слоя GaN. Далее температура подложки резко повышалась от 540°С до 900°С и полученный смачивающий слой GaN разлагался. Формирование КТ подтверждалось появлением 3D рефлексов на ДК. Наличие вискеров у 3D рефлексов указывает на то, что КТ имеют ярко выраженные грани. Одновременно наблюдались штрихи от 2D AlN (рис. 1). Такое сосуществование штрихов от 2D поверхности AlN и 3D рефлексов от GaN КТ показывает, что в процессе отжига уменьшалось покрытие GaN поверхности AlN. Затем массив КТ GaN заращивался материалом матрицы AlN. Методом просвечивающей электронной микроскопии были получены изображения одиночных GaN КТ высотой ~3 нм и диаметром 10 нм (рис. 2 (а)). В спектрах гелиевой м-ФЛ обнаружены пики, соответствующие рекомбинации экситонов и биэкситонов в КТ, идентифицированные используя зависимость интенсивности пиков от мощности лазера (рис. 2 (b)). Анализ спектров м-ФЛ позволил оценить высоту  $\sim 3$  нм и плотность  $10^8$  см<sup>-2</sup> КТ.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 17-52-52025).



Рис. 1 Дифракционная картина наблюдаемая в точке перехода от гладкой поверхности к образованию трехмерных островков в процессе нагрева подложки от 540°C до 900°C в азимуте [11-20]



Рис.2. Изображение одиночной GaN KT, полученное с помощью просвечивающей электронной микроскопии. (а); Спектр микрофотолюминесценции образца с квантовыми точками, полученными разложением двумерного слоя GaN. (b)

# FORMATION OF LOW-DENSITY GaN-AIN QDs GOVERENED BY THE EVAPORATION OF WETTING LAYER

<u>K.A. Konfederatova</u>, V.G. Mansurov, T.V. Malin, Yu.G. Galitsyn, I.A. Aleksandrov, V.I. Vdovin, K.S. Zhuravlev

A.V.Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of Russian Academy of Siences, pr. Lavrentieva 13, 630090, Novosibirsk

phone. +7(383)3304475, e-mail: kseniya.konfederatova@gmail.com;

Formation of low-density GaN quantum dots (QDs) in AlGaN and AlN matrices is the key point for fabrication of single electron transistors, single and entangled photons sources operating at evaluated temperature. The GaN QDs formation on the (0001) AlN surface is usually implemented by using the Stranski-Krastanov growth mode, or by the droplet epitaxy technique. Normally, the density of QDs is quite high as 10<sup>10</sup> cm<sup>-2</sup>, because it is difficult to obtain low density QDs with the required shape and size using these methods. In the present work we propose an original method for formation of low-density GaN QDs using decomposition of the GaN wetting layer on the (0001) AlN surface, which does not involve the induction of strain or the crystallization of the Ga droplets.

### ЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И ИЗЛУЧАТЕЛЬНЫЕ ВРЕМЕНА ЖИЗНИ В КВАНТОВЫХ ТОЧКАХ InGaN/AIN

### <u>И.А. Александров</u>\*, К.С. Журавлев

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН. Пр. Лаврентьва, 13, 630090,

Новосибирск,

тел. +7(383)3304475, e-mail: aleksandrov@isp.nsc.ru

Квантовые точки на основе нитридов металлов третьей группы перспективны для источников одиночных фотонов, работающих при комнатной температуре. Недавно был продемонстрирован источник одиночных фотонов на квантовых точках GaN/AIN, работающий при комнатной температуре и излучающий в ультрафиолетовом диапазоне [1,2]. Использование квантовых точка  $In_xGa_{1-x}N$  в матрице AIN может позволить достичь видимого и инфракрасного диапазона излучения, включая длины волн 1.3 и 1.55 мкм для оптоволоконных телекоммуникаций. Добавление индия уменьшает ширину запрещенной зоны твердого раствора и увеличивает высоту барьера, что приводит к уменьшению вероятности безызлучательной рекомбинации и увеличению температурной стабильности. Квантовые точки InGaN/AIN относительно слабо изучены по сравнению с квантовыми точками GaN/AIN. Было показано, что квантовые точки InGaN/AIN могут быть выращены с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии [3] и металлоорганической газофазной эпитаксии [4].

В данной работе были рассчитаны уровни энергии и излучательные времена жизни для  $In_xGa_1$ . <sub>x</sub>N/AlN квантовых точек в 6-зонном **kp**-приближении для квантовых точек с варьируемой высотой и содержанием индия. Предполагалось, что квантовые точки имеют форму гексагональной усеченной пирамиды, расположенной на смачивающем слое. Отношение высоты квантовой точки к диаметру предполагалось равным 0.2, толщина смачивающего слоя - 0.8 нм.

Для квантовых точек InxGa1-xN/AIN с содержанием индия x=0.2 энергия фотона излучения уменьшается от 3.0 эВ до 0.2 эВ при увеличении высоты квантовой точки от 1.5 до 4.0 нм. Энергия фотона излучения для квантовых точек In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/AIN высотой 1.5 нм уменьшается от 3.8 до 0.9 эВ с увеличением содержания индия от 0 до 1. Излучательное время жизни увеличивается с увеличением высоты квантовой точки и содержанием индия. Согласно нашим расчетам, для излучения квантовых точек In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/AIN на длине волны 1.55 мкм содержание индия в них должно составлять 0.27, 0.43, и 0.66 для высот квантовой точки 3.0, 2.5, и 2.0 нм, соответственно.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты 16-32-00765, 17-52-04023 и 17-52-52025).

<sup>[1]</sup> M. J. Holmes, K. Choi, S. Kako, M. Arita, and Y. Arakawa, Nano Lett. 14, 982 (2014).

<sup>[2]</sup> S. Kako, C. Santori, K. Hoshino, S. Gotzinger, Y. Yamamoto, Y. Arakawa, Nature Mat. 5, 887 (2006).

<sup>[3]</sup> C.-H. Shen, H.-W. Lin, H.-M. Lee, C.-L. Wu, J.-T. Hsu, S. Gwo, Thin Solid Films 494, 79-83 (2006).

<sup>[4]</sup> L. S. Wang, S. J. Chua, K. Y. Zang, S. Tripathy, phys. stat. sol. (c) 0, 2082-2086 (2003).



Рис.1. Зависимость энергии фотона излучения от высоты квантовой точки в квантовых точках In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/AIN для различного содержания индия (а) и от содержания индия для различных высот квантовой точки (b).



Рис.2. Зависимость излучательного времени жизни от высоты квантовой точки в квантовых точках  $In_xGa_{1-x}N/AIN$  для различного содержания индия (a) и от содержания индия для различных высот квантовой точки (b).

### ENERGY STRUCTURE AND RADIATIVE LIFETIMES OF InGaN/AIN QUANTUM DOTS

# I.A. Aleksandrov\*, K.S. Zhuravlev

A.V. Rzhanov Institute of Semiconductor Physics. Pr Lavrentieva, 13, 630090, Novosibirsk, phone +7(383)3304475, e-mail: aleksandrov@isp.nsc.ru

Emission photon energies and radiative lifetimes of  $In_xGa_{1-x}N/AIN$  quantum dots have been calculated in 6-band **kp** approximation for varying quantum dot height and indium content. Emission energy and radiative lifetimes of  $In_xGa_{1-x}N/AIN$  quantum dots can be varied in wide ranges by varying quantum dot height and indium content. Dimensions and indium contents have been found for quantum dots emitting at telecommunication wavelengths.

# СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ВАКАНСИЙ ВБЛИЗИ ГРАНИЦЫ GaN/AIN

<u>К.С. Журавлев<sup>1</sup></u>\*, Т.В. Безъязычная<sup>2</sup>, Е.В. Лебедок<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова. Пр-т ак. Лаврентьева, 13, 630090,

Новосибирск.

e-mail: kzhuravlev@mail.ru;

<sup>2</sup> Институт физико-органической химии НАН Беларуси. Ул. Сурганова, 13, 220072, Минск,

Беларусь;

<sup>3</sup> ГНПО «Оптика, оптоэлектроника и лазерная техника». Независимости, 68, 220072, Минск, Беларусь

Исследованы структурные параметры вакансий атомов азота и алюминия вблизи гетерограницы GaN/AIN. Гетероструктуры GaN/AIN с множественными квантовыми ямами были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии с аммиаком в качестве источника активного азота на подложках сапфира (0001). Толщина слоев AIN и GaN во множественных квантовых ямах определялась с использованием фотолюминесцентной спектроскопии и просвечивающей электронной спектроскопии. Структура гетерограниц (длины связей) определялась на основе спектроскопии протяженной тонкой структуры рентгеновского поглощения (EXAFS). Для регистрации спектров использована флуореспентная методика измерений рентгеновских спектров поглощения, чувствительная при измерениях поверхностных слоев. В результате проведенных экспериментов были получены значения межатомных расстояний (длин связей), координационные числа и степень смешивания атомов на гетерогранице.

Наряду результатами экспериментальных исследований в докладе обсуждаются результаты теоретических расчетов структурных параметров вакансий. Структурные параметры вакансий были рассчитаны в кластерном приближении. Для расчетов использовались кластеры, содержащие 72 атома. Расчеты проведены двумя методами: метод самосогласованного поля в приближении молекулярных орбиталей линейной комбинацией атомных орбиталей (ССП МО ЛКАО, ab initio) и в рамках теории функционала плотности с гибридными функционалами B3LYP в сочетании с эффективными ядерными потенциалами Хэя-Вадта с соответствующим представлением атомных орбиталей. Методы расчетов реализованы в программном пакете FireFly [1].

Теоретические результаты расчетов длин связей Ga-Al вблизи вакансий атомов азота и алюминия вблизи гетерограницы были сопоставлены с экспериментальными данными, полученными с помощью EXAFS. Как следует из сравнения результатов длины связей, рассчитанные с использованием расчетов из первых принципов ССП МО ЛКАО вполне согласуются с экспериментальными данными. Результаты, полученные с использованием теории функционала плотности, в значительно меньшей степени соответствуют экспериментальным ланным.



Рис.1. Положение вакансии азота на гетерогранице GaN/AIN (а) и в первом слое атомов азота в части GaN (b)

Сопоставление расчетных и экспериментальных данных позволяет сделать заключение, что наиболее вероятным положением вакансии азота вблизи гетерограницы GaN/AIN являются положение непосредственно на гетерогранице и в первом слое атомов азота в части GaN по отношению к гетерогранице (см. Рис.1).

Работа частично поддержана РФФИ (проекты 17-52-04023, 16-32-00765)

[1] http://classic.chem.msu.su/gran/gamess/index.html.

### STRUCTURE PARAMETERS OF VACANCIES IN THE VICINITY OF GaN/AIN INTERFACE

K.S. Zhuravlev<sup>1</sup>\*, T.V. Bezyazychnaya<sup>2</sup>, Y.V. Lebiadok<sup>3</sup>

<sup>1</sup>A.V. Rzhanov Institute of Semiconductor Physics. Akademik LAvrent'ev Ave., 13, 630090, Novosibirsk, e-mail: kzhuravlev@mail.ru;

<sup>2</sup> Institute of Physical Organic chemistry of The National Academy of Sciences of Belarus. Surganov Str., 13, 220072, Minsk, Belarus;

<sup>3</sup> SSPA "Optics, Optoelectronics & Laser Technology". Niezaliezhnaci Ave., 68, 220072, Minsk, Belarus

The results of calculation of nitrogen vacancy geometry in GaN/AIN heterointerface and its comparison with experimental data are discussed. The methods of calculation of point defects geometry in the GaN/AIN interface within the frameworks of self-consistent field and density functional theory are compared. The comparison of calculated Ga-Al bond lengths was carried out with the experimental data obtained using EXAFS spectroscopy for GaN/AIN heterostructures.As follows from the comparison of calculated and experimental data the most probable locations of nitrogen vacancy in the vicinity of GaN/AIN interface are the location in the GaN/AIN interface and the location in the first N layer of GaN part in respect to the GaN/AIN interface (Fig.1).

# УЛЬТРАТОНКИЙ ПАССИВИРУЮЩИЙ СЛОЙ Sin на гетероструктуре Ain/Gan

<u>К. С.Журавлев<sup>1\*</sup></u>, Т.В.Малин<sup>1</sup>, В.Г.Мансуров<sup>1</sup>, Ю.Г.Галицын<sup>1</sup>, О.Е.Терещенко<sup>1</sup>, В.Е.Земляков<sup>2</sup>, В.И.Егоркин<sup>2</sup>, Я.М.Парнес<sup>3</sup>, И.П.Просвирин<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН. Пр. ак. Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск, тел: (383)330-44-75, эл. почта: zhur@isp.nsc.ru

<sup>2</sup> Национальный исследовательский университет «МИЭТ». Площадь Шокина, дом 1, 124498, Москва, Зеленоград

<sup>3</sup> ЗАО «Светлана-Электронприбор». Пр. Энгельса, д.27, 194156, Санкт-Петербург

<sup>4</sup> Институт Катализа им. Борескова СО РАН. Пр. ак. Лаврентьева, 5, 630090, Новосибирск

AlN/GaN транзисторы с высокой подвижностью и высокой концентрацией электронов в двумерном электронном газе (HEMTs) являются очень привлекательными для развития современной СВЧ и силовой электроники. Однако высокая чувствительность поверхности AlN к окислению и загрязнению приводит к таким проблемам, как коллапс тока и большие токи утечки. Для решения этих проблем часто используются пассивирующие слои (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, и др), которые, как правило, наносятся *ex situ* на поверхность гетероструктур AlGaN/GaN или AlN/GaN.

В настоящей работе пассивирующий слой нитрида кремния (SiN) осаждается *in situ* сразу после роста AlN/GaN гетероструктуры, что предотвращает прямой контакт поверхности AlN с атмосферой и неконтролируемое загрязнение поверхности. Целью нашей работы является исследовать воздействие *in situ* SiN слоя различной толщины на поверхность AlN/GaN гетероструктуры.

AlN/GaN гетероструктуры выращивались методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Образование и рост сверхтонкого (до 10 A) SiN слоя исследовались методами дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО) и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС).

На свежевыращенной поверхности (0001)AIN/GaN в потоке аммиака образуется реконструкция (2×2) (Puc.1a), подтверждающая металлическую полярность поверхности AIN. Было обнаружено, что энергетическое положение «потолка» валентной зоны (VBM) AIN на 1 эВ ниже энергии Ферми (Puc.2a). Закрепление уровня Ферми в таком положении, видимо, определяется донорными состояниями адсорбированного азота 2p<sub>x</sub>, 2p<sub>y</sub>, 2p<sub>z</sub>, которые возникают в запрещенной зоне AIN согласно расчетам из первых принципов [1].



Рис.1. Дифракционные картины поверхности AlN: (a) реконструкция ( $2\times2$ ); б) реконструкция ( $\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ )-R30° при субмонослойном покрытии поверхности SiN.

При росте слоя SiN толщиной до 1 монослоя на поверхности AIN возникает реконструкция ( $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ )-R30° (Рис.16). При этом в РФЭС наблюдается увеличение энергии связи атомных орбиталей (Al2p, N1s) и валентных электронов, и положение «потолка» валентной зоны AIN достигает значения 2.3 эВ ниже уровня Ферми (рис.2а). Последующий рост SiN приводит к образованию аморфной фазы, которая проявляется в исчезновении реконструкции ( $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ )-R30°, снижении интенсивности фундаментальных рефлексов и возрастании фоновой интенсивности. Согласно данным РФЭС полученный слой нитрида кремния с толщиной до 10 А обогащен кремние, т.к. отношение N1s/Si2p оказалось 1.28 вместо 1.33, характерного для объемного Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Образование аморфной фазы сопровождается дальнейшим сдвигом положения потолка валентной зоны AIN, как показано на Рис.26. Такое поведение может быть объяснено формированием зонной структуры аморфного Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и появлением, так называемых, К-центров в аморфном Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> [2]. К-центры это донорные ненасыщенные связи атомов кремния. Энергетический уровень К-центров находится в середине запрещенной зоны Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> [2], зонная диаграмма SiN/AIN/GaN показана на Рис.3а.



Рис.2. (a) Спектр VB AIN при увеличении толщины SiN; (б) зависимость VBM от толщины SiN

(**б**)



Рис.3. (a) Зонная диаграмма SiN/AlN/GaN; (б) импульсные BAX при напряжениях на затворе 0, 1, 2 и 3 В.

Продемонстрирована возможность изготовления нормально закрытого HEMT транзистора на базе SiN пассивированной AlN/GaN гетероструктуры с толщиной барьера 3 нм (параметры ДЭГ: n=1.3x10<sup>13</sup> см<sup>2</sup>;  $\mu$ =1200 см<sup>2</sup>/Вс). Поскольку в структуре слои AlN и SiN ультратонкие, травления барьерного слоя под затвором не требовалось. Для оценки захвата электронов из канала транзистора на поверхностные ловушки были измерены импульсные вольтамперные характеристики. Обнаружено, что коллапс тока незначителен (~2%). Следовательно, выращенное in situ сверхтонкое SiN покрытие хорошо предохраняет поверхность гетероструктуры от неконтролируемого окисления и загрязнения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (No 17-32-80019, 17-02-00900).

[1] J.E. Northrup, R. Di Felice, J. Neugebauer, Phys. Rev. B 55 (1997) 13878;

M.S. Miao, A. Janotti, C.G. Van de Walle, Phys. Rev. B 80 (2009) 155319.

[2] B. Bakeroot, S. You, T.-L. Wu, J. Hu, M. Van Hove, B. De Jaeger, K. Geens, S. Stoffels, and S. Decoutere, J. Appl. Phys. 116 (2014) 134506.

### IN-SITU PASSIVATION OF AIN/GaN HETEROSTRUCTURES BY ULTRAYHIN SIN LAYER

# <u>K. S. Zhuravlev<sup>1</sup></u>, T.V.Malin<sup>1</sup>, V.G.Mansurov<sup>1</sup>, Yu.G.Galitsyn<sup>1</sup>, O.E.Tereshchenko<sup>1</sup>, V.E.Zemlyakov<sup>2</sup>, V.I.Egorkin<sup>2</sup>, Ya.M.Parnes<sup>3</sup>, I.P.Prosvirin<sup>5</sup>

<sup>1</sup> A.V.Rzhanov Institute of Semiconductor Physics of SB RAS, 13, Lavrentiev avenue, 630090, Novosibirsk, +7(383)330-44-75, e-mail: zhur@isp.nsc.ru

<sup>2</sup> National Research University «MIET», Bld. 1, Shokin Square, 124498, Zelenograd, Moscow,

<sup>3</sup> CJSC "Svetlana-Electronpribor", 27, Engels avenue, 194156, Saint Petersburg

<sup>4</sup> Boreskov Institute of Catalisys of SB RAS, 5, Lavrentiev avenue, 630090, Novosibirsk,

The AlN/GaN heterostructures with high electron mobility and high concentration 2DEG are very attractive for modern high frequency power electronics. The purpose of the present work is to get more insight into mechanisms of in situ SiN passivation on the surface of (0001)AlN/GaN heterostructures. The AlN/GaN heterostructures were grown by ammonia molecular-beam epitaxy (MBE). The SiN layer formation were investigated by RHEED and XPS. An ( $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ )-R30° reconstruction was observed at initial stages of SiN deposition, that was replaced by amorphous SiN along with further deposition. Energy shift of the valence band maximum connected with rearrangement of surface donor states was found. Enhanced-mode operation is achieved for the HEMT device based on the SiN-passivated AlN/GaN heterostructure without recessed gate process. Low current collapse effect ( $\sim$ 2%) was observed.

### ОСОБЕННОСТИ ПАССИВАЦИИ GaN СВЕРХРТОНКИМИ СЛОЯМИ SiN

<u>А.В. Сахаров<sup>1</sup>\*</u>, В.В. Лундин<sup>1</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1</sup>, П.Н.Брунков<sup>1</sup>, С.О. Усов<sup>1,2</sup>, А.Ф. Цацульников<sup>1,2</sup>

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, ул. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург,

тел. +7(812)2973182, e-mail: val@beam.ioffe.ru

<sup>2</sup> НТЦ микроэлектроники РАН, Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург

Полевые транзисторы с высокой подвижностью носителей (HEMT) и диоды Шоттки на основе гетероструктур III-N активно исследуются последние 20 лет и уже перешли от стадии опытных образцов к промышленному производству. Высокие значения ширин запрещенной зоны, теплопроводности и других параметров материалов InAlGaN позволили создать приборы с параметрами, превосходящими достижимые в материальных системах III-As или Si.

Для обоих типов приборов, как НЕМТ, так и додов Шоттки, состояния на поверхности (обычно глубокие и достаточно медленные ловушки для электронов) являются причиной существенного ухудшения рабочих характеристик. Для транзисторов перезарядка ловушек может приводить к хорошо известному эффекту «коллапса» тока и росту сопротивления в открытом состоянии; для обоих типов прибров данные состояния могут служить каналами токов утечки.

Одним из вариантов снижения плотности ловушек на поверхности полупроводника является пассивация слоем диэлектрика. В отличие от кремния, где SiO<sub>2</sub> образуется очень легко и является «естественным диэлектриком», для сложных полупроводников используются «сторонние» диэлектрики, причем нанесение зачастую происходит ex-situ, после формирования эпитаксиальной структуры, что может создавать дополнительные проблемы. Для GaN наиболее «родными» соединениями являются Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и оба они могут быть нанесены *in-situ*. У SiN чуть больше ширина запрещенной зоны и его осаждение ислледовано лучше [1], при этом достигнуты очень хорошие результаты по снижению [2] токов утечки.

В данной работе исследовалась вольт-амперные характеристики структур GaN/SiN/Me (Me=Ni, Pt) в зависимости от толщины нанесенного диэлектрика (SiN наносился в установке непосредственно после роста структуры используя силан и аммиак). Для сравнения исследовалась структура без диэлектрика. Как видно из рисунка 1, при уменьшении толщины диэлектрика монотонно снижается напряжение отсечки диода, при этом минимальные значения напряжений отсечки существенно меньше чем для структуры без диэлектрика. Аналогичная зависимость наблюдается и для обратного напряжения (рис.2), при этом при толщинах SiN более 1 нм напряжение пробоя начинает превышать таковое для структуры без диэлектрика при сравнимом прямом напряжении, что открывает дополнительные возможности при создании силовых выпрямительных приборов. Надо отметить, что по данным просвечивающей (рис.3) и атомосиловой микроскопии слой SiN является аморфным (возможно за исключением первого монослоя) и сплошным для всех исследованых толщин, так что при изменении волт-амперных характеристик речь не может идти об утечках по локальным дефектам.

По полученным данным, можно сделать вывод, что сверхтонкие слои SiN существенно модифицируют свойства контакта Me-(SiN)-GaN. Для Ni и Pt контактов эффективная высота барьера существенно понижается при покрытиях порядка 2 монослоев и повышается при дальнейшем увеличении толщины Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Предположительно, природа данного эффекта близка к известному де-пиннингованию уровня Ферми на интерфейсе SiN / полупроводник [3].

Работа поддержана РФФИ (гранты 16-02-01013-а и 14-02-00488-а) и Программой фундаментальных исследований Президиума РАН №1.

- [1] E. Ogawa et al, Jap. Journ. Appl. Phys. 46(24), L590 (2007)
- [2] X. Lu, J. Ma, H. Jiang, C. Liu, K. Lau, Appl. Phys. Lett. 105, 102911 (2014)
- [3] A. Agrawal et al, Appl. Phys. Lett. **104**, 112101 (2014)



Рис.1. Параметры вольт-амперных характеристик структур  $Me/Si_3N_4/GaN / GaN (n^+)$  в зависимости от толщины  $Si_3N_4$  при прямом смещении (a - Ni, б - Pt)





Рис. 2. Параметры вольт-амперных характеристик Рис. 3. ПЭМ изображения поперечного сечения структур Ni/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/GaN / GaN (n<sup>+</sup>) в зависимости от структуры Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> / GaN толщины Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> при обратном смещении.

# PECULIARITIES OF GaN PASSIVATION BY ULTRATHIN SIN LAYERS

 <u>A.V. Sakharov</u><sup>1\*</sup>, W.V. Lundin<sup>1</sup>, E.E. Zavarin<sup>1</sup>, A.E. Nikolaev<sup>1</sup>, P.N. Brunkov<sup>1</sup>, S.O. Usov<sup>1,2</sup>, A.F. Tsatsulnikov<sup>1,2</sup>
 <sup>1</sup> Ioffe Institute. Politekhnicheskaya, 26, 194021, St Petersburg, phone. +7(812)2973182, e-mail: val@beam.ioffe.ru;
 <sup>2</sup> Submicron Heterostructures for Microelectronics Research and Engineering Center RAS, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, Russia;

In this paper, we report on studies of current-voltage characteristics of GaN/SiN/Me or HEMT/SiN/Me structures with in-situ Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, depending on SiN passivation layer thickness. It was found that turn-on voltage of Schottky diodes for both metals used (Me=Ni, Pt) gradually decrease with decreasing Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> thickness, and for some values this voltage is much lower than for unpassivated structures. The reverse breakdown voltage and leakege current also decrease with decreasing Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> thickness, but for the same turn-on voltage breakdown voltage is much higher for structures with SiN passivation. Possible explanation of such effect may be connected with Fermi level depinning.

# ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТРУКТУР AlGaN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> В ТЕРАГЕРЦОВОМ ДИАПАЗОНЕ ЧАСТОТ

# <u>М.Д. Молдавская<sup>1</sup></u>, В.А. Шалыгин<sup>1\*</sup>, Г.А. Мелентьев<sup>1</sup>, Д.А. Фирсов<sup>1</sup>, А.И. Галимов<sup>1</sup>, А.В. Сахаров<sup>2</sup>, E.E. Заварин<sup>2</sup>, Е.Ю. Лундина<sup>2</sup>, В.В. Лундин<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, ул. Политехническая, 29, 195251, Санкт-Петербург, тел. +7(812)5529671, \*e-mail: shalygin@rphf.spbstu.ru
 <sup>2</sup>Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, ул. Политехническая, 26, 194021, С.-Петербург

В последнее десятилетие широко ведутся исследования структур на основе нитрида галлия, нацеленные на создание приборов терагерцовой фотоники (см. [1, 2] и ссылки в этих работах). При разработке источников и детекторов терагерцового (ТГц) излучения на основе структур AlGaN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> необходимы данные об оптических свойствах этих структур в ТГц диапазоне частот. В данной работе мы ставили перед собой задачу исследовать отражение и пропускание одиночного гетероперехода AlGaN/GaN, выращенного на подложке из сапфира, а также эмиссию ТГц излучения из этой структуры в условиях разогрева двумерного электронного газа сильным электрическим полем.

Исследуемая структура была выращена методом МОС-гидридной эпитаксии на подложке из сапфира толщиной  $d_{\rm S} = 430$  мкм. Структура включала следующую последовательность слоев: нелегированный слой GaN (2.8 мкм), интерфейсный слой AlN (1 нм), барьерный слой Al<sub>3</sub>Ga<sub>1-3</sub>N (31.7 нм, x = 0.214) и покровный слой GaN (4.4 нм). В слое GaN на границе с AlN формируется треугольная квантовая яма. Как показали измерения электропроводности и коэффициента Холла, при комнатной температуре 2D-электроны в квантовой яме имеют концентрацию  $n_{\rm e} = 1 \cdot 10^{13}$  см<sup>-2</sup> и подвижность  $\mu_0 = 1500$  см<sup>2</sup>/B·c (в области слабых полей), при понижении температуры до 4.2 К слабополевая подвижность возрастает до 10000 см<sup>2</sup>/B·c.

Спектры оптического пропускания и отражения гетероструктур экспериментально исследованы в диапазоне энергий фотонов 8-47 мэВ (рис. 1). Для сравнения были измерены такие же спектры для сапфировой подложки. Исследования проводились при комнатной и криогенной температурах с помощью фурье-спектрометра, источником излучения служил глобар, в качестве фотоприемника использовался пироэлектрический детектор. При высоком спектральном разрешении (0.06 мэВ) на спектрах пропускания четко различимы осцилляции, обусловленные интерференцией излучения при многократных отражениях от внешних граней структуры. При понижении спектрального разрешения, когда длина когерентности излучения становится меньше толщины образца, интерференционные осцилляции пропадают, при этом спектры пропускания адекватно описываются формулой для некогерентного излучения. Анализ спектральной зависимости периода интерференционных осцилляций позволил определить дисперсию показателя преломления сапфира в актуальном диапазоне частот, что позволило в дальнейшем найти спектры поглощательной способности 2D электронов путем анализа спектров пропускания с низким разрешением. При комнатной температуре 2D электроны демонстрируют заметное поглощение при  $\hbar \omega < 30$  мэВ, при 77 К поглощательная способность 2D электронов падает и заметна лишь при  $\hbar \omega < 20$  мэВ. При  $T \le 77$  К поглощение сапфировой подложки пренебрежимо мало при  $\hbar \omega < 40$  мэВ.

Спектры отражения при комнатной температуре представляют собой немонотонные зависимости с минимумом. Увеличение коэффициента отражения при продвижении в низкочастотную область обусловлено растущим вкладом отражения от тыльной стороны образца по мере возрастания прозрачности подложки. При этом по сравнению с чистой подложкой, у гетероструктуры относительное увеличение коэффициента отражения больше, что свидетельствует о заметном вкладе 2D электронов в отражение в низкочастотной области.

Разработана технология формирования контактов к структуре, обеспечивающая минимальную величину контактного сопротивления. Экспериментально исследованы вольт-амперные характеристики в широком диапазоне электрических полей при комнатной и криогенных температурах. По методике, развитой в работе [1], определена зависимость эффективной температуры горячих 2D электронов от электрического поля. Показано, что в исследуемой структуре с помощью электрического поля можно разогреть 2D электроны от 4 до 400 К. Впервые проведены исследования спектров эмиссии ТГц излучения из гетероперехода AlGaN/GaN в условиях разогрева 2D электронов латеральным электрическим полем. Изучена также полевая зависимость интегральной интенсивности излучения в полосе чувствительности фотоприемника Ge:Ga (9–30 мэВ).



Рис.1. Спектры оптического пропускания структуры AlGaN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> для излучения с большой (тонкие линии) и малой (жирные линии) длиной когерентности. Температура образца: (*a*) 77 К и (*b*) 300 К.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований и Министерством образования и науки РФ.

[1] V.A. Shalygin, et al. Journ. Appl. Phys. 109, 073108 (2011).

[2] G.A. Melentev, et al. Journ. Appl. Phys. 119, 093104 (2016).

### OPTICAL PROPERTIES OF AIGaN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> STRUCTURES IN TERAHERTZ FREQUENCY RANGE

<u>M.D. Moldavskaya<sup>1</sup></u>, V.A. Shalygin<sup>1\*</sup>, G.A. Melentev<sup>1</sup>, D.A. Firsov<sup>1</sup>, A.I. Galimov<sup>1</sup>, A.V. Sakharov<sup>2</sup>, E.E. Zavarin<sup>2</sup>, E.Yu. Lundina<sup>2</sup>, W.V.Lundin<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, 29 Polytechnicheskaya str., 195251, St. Petersburg, Russia, <sup>\*</sup>e-mail: shalygin@rphf.spbstu.ru

<sup>2</sup>Ioffe Institute, 26 Polytechnicheskaya str., St. Petersburg 194021, Russia

Optical transmission and reflection for a single AlGaN/GaN heterojunction grown on sapphire have been investigated with high and low spectral resolution in the spectral range of 8–47 meV. For comparison, the same spectra have been measured for the sapphire substrate. Refractive index dispersion has been determined for sapphire and then 2D electron absorptivity spectra were obtained. 2D electron contribution to the reflectivity spectrum has been also revealed. Terahertz emission spectra under 2D electron heating by strong electric field have been investigated in the AlGaN/GaN heterojunction for the first time.

### УПРАВЛЕНИЕ ВЫСОТОЙ БАРЬЕРА ШОТТКИ НА КОНТАКТЕ ГРАФЕН/ШИРОКОЗОННЫЙ ПОЛУПРОВОДНИК

<u>М.А. Рожков<sup>1</sup></u>\*, Е.С. Колодезный<sup>1</sup>, А.М. Смирнов<sup>1</sup>, В.Е. Бугров<sup>1</sup>, А.Е. Романов<sup>1,2</sup>

Университет ИТМО, Кронверкский пр. 49, 197101, С.-Петербург;

<sup>2</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Политехническая ул. 26, 194021, С.-Петербург.

\*e-mail: MARozhkov@corp.ifmo.ru;

Широкозонные полупроводники, такие как нитрид галлия GaN или оксид галлия β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, представляют интерес для использования в силовых приборах электроники [1], в частности, в силовых диодах [2]. Для развития электронной компонентной базы на основе широкозонных полупроводников необходима оптимизация и изучение способов управления свойствами полупроводниковых диодов. Один из способов управления их рабочими характеристиками является изменение высоты барьера Шоттки на контакте проводник/широкозонный полупроводник.

В последнее время появились работы по разработке и изучению полупроводниковых приборов, использующих амбиполярный полевой эффект [3]: транзисторов на основе графена [4] и управляемых диодов Шоттки (ДШ) – барристоров [5]. Барристор состоит из стока (полупроводник), канала (графен) и электрода затвора. Контакт между полупроводником и графеном образует контакт Шоттки [6]. При изменении напряжения на затворе, положение уровня Ферми в графене смещается, что и является проявлением амбиполярного полевого эффекта [3]. Следовательно, после этого меняется высота барьера Шоттки, что приводит к изменению величины пропускаемого тока.

В настоящей работе выполнено сравнение свойств барристоров на базе широкозонных полупроводников. Был проведен аналитический расчет и компьютерное моделирование электрических характеристик как для обычного ДШ, так и для управляемого ДШ, использующих в качестве широкозонного полупроводника GaN,  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC или AlGaN. Аналитический расчет проводился с помощью термоэмиссионно-диффузионной теории, которая учитывает электронфононное взаимодействие, квантовомеханическое туннелирование носителей через барьер и уменьшение высоты барьера под влиянием сил изображения. Для компьютерного моделирования был использован метод конечных элементов в программном пакете COMSOL Multiphysics. Анализ проиллюстрирован энергетическими диаграммами и вольт-амперными характеристиками диодов Шоттки. Была найдена зависимость сдвига уровня Ферми, высоты барьера Шоттки и вольтамперных характеристик барристора от напряжения на затворе. Например, для случая барристора на основе GaN, при приложении напряжения на затвор величиной 5 В сдвиг уровня Ферми равен 0,4 эВ.

- [1] M. Higashiwaki, K. Sasaki, A. Kuramata, T. Masui, S. Yamakoshi. Physica Status Solidi A 211(1), 21 (2014).
- [2] Рожков М. А. и др. Materials Physics and Mechanics 24 194 (2015).
- [3] Novoselov, K. S., et al. Science 306(5696), 666 (2004).
- [4] Meric, I., et al. Nature nanotechnology 3(11), 654 (2008).
- [5] Yang, H., et al. Science **336**(6085), 1140 (2012).
- [6] Chen, C., et al. Nano letters 11(5), 1863 (2011).

### CONTROL OF SCHOTTKY BARRIER HEIGHT OF GRAPHENE/WIDE BANDGAP SEMICONDUCTOR CONTACT

<u>M.A. Rozhkov</u><sup>1\*</sup>, E.S. Kolodeznyi<sup>1</sup>, A.M. Smirnov<sup>1</sup>, V.E. Bougrov<sup>1</sup>, A.E. Romanov<sup>1,2</sup>
<sup>1</sup> ITMO University, Kronverkskiy 49, 197101, Saint Petersburg, Russia,
<sup>2</sup> Ioffe Physical Technical Institute, Polytechnicheskaya 26, 194021, Saint Petersburg, Russia \*e-mail: MARozhkov@corp.ifmo.ru;

Electrical characteristics of controlled Schottky diodes (SDs) were analyzed both analytically and with the use of finite element method. Comparative analysis of the properties of controlled SD with contact graphene/GaN and devices based on contacts with other wide bandgap semiconductors including 4H-SiC,  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and AlGaN has been performed.

### ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОНАМИ НИЗКИХ ЭНЕРГИЙ НА ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА СТРУКТУР НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ III-N

### Я.В. Кузнецова\*, М.В. Заморянская

ФТИ им. А.Ф. Иоффе. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, тел. +7(812)2927382, e-mail: yana@mail.ioffe.ru

Для исследования процессов старения и деградации оптоэлектронных приборов применяется длительное облучение электронным пучком высокой плотности в растровом электронном микроскопе (РЭМ). Несмотря на то, что энергия электронов в РЭМ составляет 1-50 кэВ, что на порядки меньше пороговой энергии образования точечных дефектов за счет столкновения электронов с атомами решетки, в системе III-N наблюдаются существенные изменения электрических и оптических свойств. Важно подчеркнуть, что такие явления наблюдаются как в объемных слоях, так и в структурах с квантовыми ямами под воздействием облучения электронами низких энергий (LEEBI).

В качестве причины изменения интенсивности и, во многих случаях, спектрального положения полос люминесценции в III-N под воздействием облучения электронами низких энергий (LEEBI) называется ряд причин. Первая группа авторов связывает это явление с точечными дефектами, такими как комплексы H-Mg [1,2] и, в первую очередь вакансиями галлия и их комплексами с водородом [3-5]. Облучение электронами приводит к десорбции водорода и увеличению дырочной концентрации. Однако также рассматриваются диффузия атомов Al [6] или десорбция поверхностного заряда [7]. Согласно существующим представлениям, изменение зарядового состояния точечных дефектов, их диффузия или десорбция приводят к релаксации напряжений [8], изменению поля спонтанной поляризации, уменьшению влияния квантово-размерного эффекта Штарка в активной области и увеличению интенсивности люминесценции, а также сдвигу спектрального положения в высокоэнергетическую область.

Вторая группа авторов связывает изменение интенсивности с влиянием дислокаций. Дислокации могут приводить не только к образованию центров безызлучательной рекомбинации, но и являться электрически активными дефектами [9-11], а плотность заряда на дислокациях может достигать 10<sup>17</sup>-10<sup>18</sup> см<sup>-3</sup>. Изменение зарядового состояния дислокаций [12] или стимулированное LEEBI скольжение дислокаций [13] может приводить к перераспределению внутренних электрических полей в облучаемой области, локальном уменьшении количества каналов безызлучательной рекомбинации и увеличению интенсивности люминесценции.

В ряде работ было показано, что оптические свойства структур восстанавливались при выдержке облученных образцов на воздухе [7]. Однако в некоторых случаях степень восстановления исходных люминесцентных свойств зависела от дозы облучения и полное восстановление изначальных характеристик не достигалось [14].

В связи с этим целью данного исследования является изучение процессов изменения люминесцентных свойств нитридов III-N под воздействием облучения электронами низких энергий.

Основным экспериментальным методом исследования в данной работе является метод локальной катодолюминесценции (КЛ). Изменение плотности электронного пучка на пять порядков позволяет как облучать исследуемые структуры с дозами ~100 Кл/см<sup>2</sup> и более, так и получать спектры КЛ исходных и облученных областей с минимальным вмешательством. Варьирование энергии электронного пучка позволяет получать сигнал с различной глубины – от десятков нанометров до нескольких микрон, что дает возможность изучать гетероструктуры различного дизайна.

Для измерения изменения люминесцентных свойств использовались два режима:

а) стационарный режим измерения спектра КЛ, при котором образец подвергается непрерывному облучению электронным пучком. В процессе регистрируется спектр излучения во всем диапазоне длин волн. Многократное измерение спектров КЛ позволяет проследить динамику изменения всех полос излучения. Временной шаг измерения варьируется за счет изменения скорости вращения и величины угла поворота дифракционной решетки и составляет десятки секунд и более.

б) исследование изменения интенсивности полос излучения от времени взаимодействия с электронным пучком. При этом происходит регистрация интенсивности КЛ от времени на выбранной длине волны. Такой режим позволяет проследить динамику с более высоким временным разрешением. В данной работе представлены результаты экспериментов по изучению эффекта зависимости интенсивности катодолюминесценции от времени при непрерывном облучении электронным пучком в слоях и структурах III-N (Puc.1).



Рис. 1. Влияние облучения электронным пучком на КЛ свойства гетероструктур AllnGaN: (а) сравнение спектров КЛ исходной и облученной областей; (b) изменение во времени интенсивности и спектрального положения полосы КЛ при непрерывном облучении электронным пучком.

- [1]. H. Amano et.al. Jpn. J. Appl. Phys. 28, L2112 (1989).
- [2]. C.H. Seager et.al. Appl. Phys. Lett. 80, 2693 (2002).
- [3]. S. Suihkonen et.al. Phys. Stat. Solidi A 210, 2, 383 (2013).
- [4]. E.M. Campo et.al. J. Appl. Phys. 119, 245108 (2016).
- [5]. H. Nykanen et al. Appl. Phys. Lett. 100, 122105 (2012).
- [6]. B. Sieber. Springer Proc. Phys. 120, 459 (2008).
- [7]. M. Thomsen et.al. J. Appl. Phys., 109, 123710 (2011).
- [8]. П.С. Вергелес и др. ФТП 49, 2, 149 (2015).
- [9]. D. Cherns, and C.G. Jiao. Phys. Rev. Lett. 87, 205504 (2001).
- [10]. J. Cai and F.A. Ponce. Phys. Stat. Solidi A 192A, 2, 407 (2002).
- [11]. S.E. Bennett. Mat. Sci. Tech. 26, 9, 1017, (2010).
- [12]. G. Pozina et.al. Appl. Phys. Lett. 107, 251106 (2015).
- [13]. E.B. Yakimov et.al. Jpn. J. Appl. Phys. 55, 05FM03 (2016).
- [14]. N.M. Shmidt et. al. Phys.Stat. Solidi C 8, 1265 (2011).

### LOW-ENERGY ELECTRON BEAM IRRADIATION IMPACT ON LUMINESCENT PROPERTIES OF III-N STRUCTURES

#### Ya.V.Kuznetsova\*, M.V.Zamoryanskaya

Ioffe Institute. Polytekhnicheskaya Str., 26, 194021, St.Petersburg, phone: +7(812)2927382, e-mail: yana@mail.ioffe.ru;

Low-energy electron beam irradiation (LEEBI) is widely used method in scanning electron microscope. In recent years it was shown that there are significant changes in luminescent properties in nitrides after LEEBI. Therefore, there is great interest in analysis of this effect in connection with strong degradation properties in III-N. Main aim of this work was investigation of cathodoluminescent properties during and after LEEBI in different regimes and using various parameters of electron beam.

# УПРУГИЕ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЁВ GaN

*Б.К. Кардашев<sup>1</sup>, <u>Л.И.Гузилова</u><sup>1</sup>\*, А.И. Печников<sup>2</sup>, В.И. Николаев<sup>1,2</sup>* <sup>1</sup>ФТИ им.А.Ф.Иоффе. Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург <sup>2</sup>ООО «Совершенные кристаллы». Политехническая ул., 28, 194064, Санкт-Петербург e-mail: luba-guzilova@yandex.ru

В данной работе предложен новый метод исследования упругих и микропластических свойств эпитаксиальных слоев.

Возможности метода демонстрируются на примере эпитаксиальных слоев GaN на сапфировой подложке. Эпитаксиальные слои GaN были выращены методом хлорид-гидридной эпитаксии на сапфировых подложках ориентации (0001), изготовленных в виде длинных брусков размером 50x2x1 мм<sup>3</sup>. Толщина исследуемых плёнок составляла 10 мкм. По данным рентгеновской дифракции кривая качания слоев имела полуширину 277 arcsec.





Рис. 1. Амплитудные зависимости модуля Юнга Е для образцов сапфира (1), объемного нитрида галлия (2) и того же образца сапфира после нанесения эпитаксиального слоя GaN (3); измерения выполнены при комнатной температуре; стрелки указывают направление изменения амплитуды.

Рис.2. Диаграммы микропластического деформирования образцов сапфира (1), объемного нитрида галлия (2) и сапфира после нанесения эпитаксиального слоя GaN (3).

Измерение упругих модулей проводилось акустическим методом. Контролировались изменения модуля упругости, для чего использовался резонансный метод составного пьезоэлектрического вибратора [1,2]. Суть данного метода состоит в том, что с помощью пьезоэлектрического кварцевого преобразователя в испытуемом образце, приклеенном к кварцу, возбуждается продольная стоячая ультразвуковая волна. Акустическая система (составной вибратор, состоящий из пьезокварца с исследуемым образцом) настраивается в резонанс на определенной частоте (~100 кГц) возбуждающего электрического напряжения. Зная резонансную частоту составного вибратора и резонансную частоту пьезокварца, можно определить резонансную частоту образца. Резонансная методика дает возможностьпри возбуждении акустических колебаний менять в широких пределах амплитуду деформации є (при этом напряжения в кристалле равно  $\sigma = E \cdot \varepsilon, где E - модуль Юнга). При некоторой амплитуде исследуемый материал выходит за пределы линейной упругости в область, где отмечаются микропластические деформации. Данные по микропластическим свойствам определялись по измерениям модуля упругости. Метод раннее многократно апробирован при изучении различных объемных кристаллов [2].$
В настоящем исследовании измерения проводились дифференциальным путем, т.е. сначала определись характеристики подложки, затем подложки со слоем. Для проверки справедливости такого подхода проводились измерения на объемных кристаллах GaN, также полученных в процессе хлорид–гидридной эпитаксии [3]. Необходимая для расчета модуля Юнга величина плотности была измерена методом гидростатического взвешивания и составляла для объемного материала 6,12 г/см<sup>3</sup>. Результаты экспериментов приведены на рисунках 1 и 2. Полученные данные важны для расчета термоупругих напряжений в эпитаксиальных слоях.

1. С.П.Никаноров, Б.К. Кардашев. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов (М., Наука, 1985), с. 254.

2. Б.К.Кардашев. Кристаллография, 54, 1074(2009).

3. М.Г.Мынбаева, А.И.Печников, А.А.Ситникова, Д.А.Кириленко, А.А.Лаврентьев, Е.В. Иванова, В.И.Николаев, ПисьмаЖТФ, **41**, 84 (2015).

## ELASTIC AND UNELASTIC PROPERTIES OF GaN EPITAXIAL LAYERS

 B.K. Kardashev<sup>1</sup>, <u>L.I. Guzilova<sup>1\*</sup></u>, A.I. Pechnikov<sup>2</sup>, V.I. Nikolaev<sup>1,2</sup>
<sup>1</sup>Ioffe Institute. Politekhnicheskaya, 26, 194021, St Petersburg
<sup>2</sup>Perfect Crystals LLC. Politekhnicheskaya, 28, 194021, St Petersburg e-mail: luba-guzilova@yandex.ru

In this work, a novel method to study elastic and microplastic properties of epitaxial layers has been proposed. The method was tested on 10  $\mu$ m-thickness GaN epitaxial layers grown on (0001)-oriented sapphire substrates by HVPE. Elastic modulus of a substrate and the same substrate with epitaxial layer were measured by resonance technique of a composite piezoelectric vibrator. Quasi- bulk HVPE crystal was used for method calibration.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СЛОЕВ GaN, ВЫРАЩЕННЫХ НА КРЕМНИИ МЕТОДОМ НУРЕ И ОТОЖЖЕННЫХ В ВАКУУМЕ ИЛИ АЗОТЕ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

С. Раевски<sup>1\*</sup>, <u>Ю.В.Жиляев</u><sup>2</sup>, Л.Горчак<sup>1</sup>, В.Ботнарюк<sup>1</sup>, А. Коваль<sup>1</sup>, П.Гашин<sup>1</sup>, Б.Чиник<sup>1</sup> <sup>1</sup>Молдавский госуниверситет, ул.Ал. Матеевича, 60, MD 2009, Кишинев, тел.(373-22)577587, e-mail: raevskis@mail.ru, Молдова <sup>2</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Политехническая ул., 26, 194021, С.-Петербург, Россия

В настоящее время слои нитрида галлия выращивают в основном на гетерогенных подложках методом транспортной газофазной эпитаксии. Из-за рассогласования по физическим параметрам с подложками, посредственной чистоты и состава применяемых прекурсоров, они являются напряженными, имеют высокую концентрацию дислокаций рассогласования, точечных собственных и примесных фоновых дефектов. У нелегированных слоев - всегда электронный тип проводимости. В зависимости от условий роста (типа подложки и буферных слоев, температуры роста, состава парогазовой фазы и др.) концентрация носителей в них может варьировать в широких пределах. Так, на сапфире методом HVPE не трудно выращивать слои с концентрацией электронов в пределах n  $\sim 10^{14} - 10^{19}$ , cm<sup>-3</sup>, в то время как при росте на кремнии концентрация носителей, как правило, всегда высокая. Для того чтобы изменить концентрацию дефектов, сместить состав Ga - N в сторону стехиометрии, максимум спектра излучательной рекомбинации - в область переходов с энергией близ фундаментальной полосы, слои нитрида галлия необходимо подвергать дополнительной термической обработке при повышенных температурах и в различных средах. Отжиг улучшает морфологию поверхности слоев, способствует увеличению интенсивности фотолюминесценции, изменяет концентрацию и подвижность носителей заряда.

В настоящей работе представлены результаты исследования влияния термического отжига в интервале температур  $800 - 900^{\circ}$ С в азоте или вакууме на спектральное распределение фотолюминесценции и электропроводности слоев нитрида галлия толщиной свыше 10 мкм, выращенных на кремнии методом HVPE (в системе H<sub>2</sub>-NH<sub>3</sub>-HCl-Ga-Al). Рост осуществляли с использованием промежуточных слоев из AlN , осажденного при 1100°С, и слоя AlGaN, осажденного при температуре роста самого слоя, в горизонтальном кварцевом реакторе при давлении, близком к атмосферному.



Рис.1.Спектры фотолюминесценции слоев GaN/.../Si(111) , не отожженных (1) и отожженных при 800 (2), 850 (3) и  $900^{0}$ С (4) в азоте.

В качестве транспортного газа использовался водород палладиевой очистки. В качестве прекурсоров – аммиак (5N), хлористый водород, Ga (99,999%) и Al (99,999%). Общий расход водорода составил 4,8 slpm, аммиака ~ lslpm, хлористого водорода ~ 1-20 smlpm. Во время роста слоев подложки вращались газовым потоком с угловой скоростью ~ 100 грт. Стационарный

термический профиль реактора обеспечивался многозонным электронагревателем. Температура алюминия и галлия поддерживалась при  $850^{\circ}$ С, а подложки - при  $950^{\circ}$ С. Слои наращивали на полированные подложки кремния кристаллографической ориентации (111). Термический отжиг проводили в потоке азота (5N) или в вакууме ( $10^{-4}$  Torr). Спектры фотолюминесценции ( $\Phi$ Л) снимали при 300K с использованием азотного лазера ( $\lambda$ = 337), монохроматора МДР-23, фотоумножителя  $\Phi$ ЭУ-51 методом синхронного детектирования. Электрические свойства исследованы методом Ван-дер-Пау.



Рис.2.Спектры фотолюминесценции слоев GaN/.../Si(111), не отожженных (1) и отожженных при

800 (2), 850 (3) и 900°С (4) в вакууме.

Спектры ФЛ всех изученных слоев имеют две полосы, характерные для нитрида галлия, с максимумами, расположенными при 370 (F) и 555 (Y) nm, однако с различной интенсивностью, в зависимости от среды и температуры отжига. Для слоев, обработанных в азоте (рис.1) в течение одного часа, интенсивность полосы F существенно увеличивается с ростом температуры отжига (в 3; 5 и 7 раз, соответственно, при 800, 850 и 900°C). При этом интенсивность полосы Y уменьшается несущественно. При термической обработке в вакууме интенсивность обеих полос уменьшается (рис.2). Отжиг при 800°C в течение одного часа приводит к уменьшению интенсивности полосы F в два раза, а полосы Y - в 2,7 раза. С дальнейшим повышением температуры отжига интенсивность полосы F полос

Исследованы электрические свойства слоев, отожженных в азоте и вакууме. Если электропроводность исходных образцов  $\sigma \sim 34$ , то при отжиге в течение одного часа при  $800^{\circ}$ С она уменьшилась до 16, а при  $900^{\circ}$ С до  $\sim 4 \Omega^{-1}$  сm<sup>-1</sup>. Для образцов, отожженных в вакууме при  $900^{\circ}$ С, с продолжительностью роста от одного часа до четырех,  $\sigma$  увеличивается от 1,4 до 42  $\Omega^{-1}$  сm<sup>-1</sup>.

# STUDY OF THE GaN LAYERS GROWN ON SILICON BY HVPE METHOD AND ANNEALED IN VACUUM OR NITROGEN AT HIGH TEMPERATURES

S. Raevschi<sup>1\*</sup>, <u>Yu.V.Zhilyaev<sup>2</sup></u>, L.Gorceac<sup>1</sup>, V. Botnariuc<sup>1</sup>, A. Koval<sup>1</sup>, P. Gashin<sup>1</sup>, B. Cinic<sup>1</sup>

1. Moldova State University, Mateevich St., 60, MD 2009, Chisinau,

ph. (373-22)577587, e-mail: raevskis@mail.ru, Moldova

2. FTI A. F. Ioffe of RAS, Politekhnicheskaya St., 26, 194021, St.-Petersburg, Russia.

The influence of high temperature annealing in nitrogen or vacuum of GaN layers deposited on silicon by (HVPE) method on their properties was studied. In the photoluminescence (PL) spectra at 300 K of the untreated layers two recombination radiation bands with the peaks at 370 nm and 555 nm were revealed. At the layers annealed in nitrogen the intensity of the radiation band at 370 nm increases when the intensity of the yellow band (555 nm) decreases not significantly. At the treatment in vacuum the intensity of both band decreases. It was shown that the electrical parameters could as well be controlled by using heat treatment in nitrogen or vacuum and this depends on the annealing duration.

## ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ СПЕКТР ДЕФЕКТОВ В GaN И ТУННЕЛЬНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПОТЕНЦИАЛЬНЫХ БАРЬЕРАХ

<u>Н.И. Бочкарева<sup>1</sup></u>, В.В. Вороненков<sup>1</sup>, Р.И. Горбунов<sup>1</sup>, А.С. Зубрилов<sup>1</sup>, Ф.Е. Латышев<sup>1</sup>, Ю.С. Леликов<sup>1</sup>, М.В. Вирко<sup>2</sup>, В.С. Коготков<sup>2</sup>, А.А. Леонидов<sup>2</sup>, Ю.Г. Шретер<sup>1</sup>\*

<sup>1</sup>Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН. Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург, +7(921)9606185, e-mail: y.<u>shreter@mail.ioffe.ru</u>;
<sup>2</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Политехническая ул., 29, 195251, Санкт-Петербург

Значительный прогресс в развитии электронных приборов на основе GaN достигнут в последнее десятилетие. На массовый рынок вышли мощные быстродействующие транзисторы на основе GaN, превосходящие кремниевые аналоги по рабочим частотам и плотности мощности [1]. Приборы на GaN еще далеки до своего теоретического предела, определяемого высокими значениями поля пробоя, подвижности и насыщенной дрейфовой скорости электронов в GaN, и реализация высокого потенциала GaN требует решения многих проблем.

В докладе рассмотрено влияние высокой плотности протяженных и точечных дефектов в GaN на подзонное оптическое поглощение в объемных кристаллах и тонких слоях *n*-GaN, на распределение электрического поля, время диэлектрической релаксации, транспорт носителей в барьерных структурах на основе GaN. Получены следующие основные результаты.

Исследование спектров подзонного оптического поглощения в объемных кристаллах GaN [2], выращенных методом HVPE, позволило сделать вывод, что спектры поглощения представляют собой суперпозицию полос поглощения, обусловленных внутрицентровыми переходами в тех же дефектных комплексах, что и полосы фотолюминесценции в GaN (рис.1,*a,b*, кривые *1*) [3]. Полосы поглощения имеют гауссову форму с шириной полосы на половине высоты FWHM≈450 мэВ и сдвинуты в коротковолновую область спектра относительно полос фотолюминесценции. Характерными чертами энергетического спектра локализованных состояний дефектов в запрещенной зоне *n*-GaN являются резкий экспоненциальный спад плотности состояний вблизи края зоны проводимости с урбаховской энергие  $E_{l}$ =50 мэВ и более плавный спад в области энергий 2.2 <*E* <2.6эВ, обусловленный центрами, ответственными за желтую фотолюминесценцию. Форма спектра оптического поглощения в тонких слоях *n*-GaN, выращенных методом MOCVD, связана с высокой плотностью дефектов, ответственных за желтую фотолюминесценцию (кривые *2*). Литературные данные по идентификации дефектов, ответственных за полосы фотолюминесценци в GaN [4], позволяют сделать выводы о природе дефектов в исследуемых кристаллах *и* тонких пленках GaN.

Анализ экспериментальных *I-V* и *C-V* характеристик контактов Шоттки, ключевого элемента силовых и СВЧ приборов на GaN, проведенный с учетом спектров оптического поглощения (рис. 1,*a*), позволил выяснить основные черты механизма влияния дефектов на туннельный транспорт через потенциальные барьеры в GaN и вид электрических характеристик.

Для объяснения больших токов утечки в барьерных структурах на GaN ранее привлекались различные модели туннелирования [5]. В докладе предложена модель прыжкового транспорта электронов через потенциальный барьер в GaN, учитывающая высокую плотность и широкое энергетическое распределение локализованных состояний дефектов в запрещенной зоне GaN. Предполагается, что электрон туннелирует сначала в ближайшую ловушку, а более удаленных от края области пространственного заряда (ОПЗ) ловушек достигает путем горизонтального по энергии прыжкового движения по ловушкам. При малых прямых смещениях это приводит к преимущественному захвату электронов на локализованные состояния. При больших прямых смещениях доминирует увеличение проводимости через область пространственного заряда.

Показано, что в такой модели транспорта зависимости тока от падения напряжения на области пространственного заряда  $V_{SCR}$  отражают энергетическое распределение плотности состояний глубокого хвоста в запрещенной зоне. Экспериментальные  $I-V_{SCR}$  - характеристики диодов Шоттки Au/n-GaN подтверждают этот вывод.

Показано, что уменьшение частоты перескоков при удалении от краев ОПЗ из-за уменьшения плотности состояний приводит к уменьшению локальной проводимости  $\sigma_{hop}$ , что кардинально влияет на распределение электрического поля. Приложенное прямое напряжение падает, в основном, в области с малой проводимостью  $\sigma_{hop}$ , а высота потенциального барьера меняется слабо и область с максимальной высотой барьера приближается к нейтральной области. Это увеличивает вероятность "прокола" потенциального барьера при больших прямых смещениях и объясняет трудности получения GaN-диодов Шоттки с высокой плотностью прямого тока.

Показано, что туннелирование с участием ловушек в потенциальном барьере приводит также к широкому распределению локальных времен диэлектрической релаксации, появлению прыжковой емкости и индуктивности при прямых смещениях на частотах 10 кГц-1 Мгц. Показано, что С-V-характеристики при прямых напряжениях отражают энергетическое распределение плотности состояний глубокого хвоста в запрещенной зоне.



Рис.1. Спектры оптической плотности  $\alpha d(hv)(a)$  и фотолюминесценции, возбуждаемой He-Cd лазером ( $\lambda$ =325 нм)(b), объемного кристалла *n*-GaN (1) и слоя *n*-GaN, выращенных методом HVPE (1) и MOCVD (2). Толщина *d*, мкм: 1 - 200, 2 - 1.5. Пунктирными линиями показаны огибающие спектра поглощения (2). Стрелками отмечены спектральные положения максимумов интенсивности полос желтой (YL), красной (RL), зеленой (GL) и полосы инфракрасной (IRL), ультрафиолетовой (UVL) и межзонной (NBE) фотолюминесценции в GaN.

[1] A. Lidow, J. Strydom, M. Rooij and D. Reusch. *GaN transistors for efficient power conversion* (Chichester, Wiley, 2015).

[2] V. Voronenkov, N. Bochkareva, R. Gorbunov, P. Latyshev, Y. Lelikov, Y. Rebane, A. Tsyuk, A. Zubrilov, and Y. Shreter. Jpn. J. Appl. Phys., **52**, 08JE14 (2013).

[3] Н.И. Бочкарева, И.А. Шеремет, Ю.Г. Шретер. ФТП, 50, 1387 (2016).

[4] M.A. Reshchikov and H. Morkoç. J. Appl. Phys., 97, 061301 (2005).

[5] В.Е. Кудряшов, А.Н. Туркин, А.Э. Юнович, А.Н. Ковалев, Ф.И. Маняхин. ФТП, 33, 445 (1999).

## ENERGY SPECTRUM OF DEFECTS IN GaN AND TUNNELING TRANSITIONS IN SCHOTTKY BARRIERS

N.I. Bochkareva<sup>1</sup>, V.V. Voronenkov<sup>1</sup>, R.I. Gorbunov<sup>1</sup>, A.S. Zubrilov<sup>1</sup>, P.E. Latishev<sup>1</sup>, Y.S. Lelikov<sup>1</sup>,

M.V. Virko<sup>2</sup>, V.S. Kogotkov<sup>2</sup>, A.A. Leonidov<sup>2</sup>, Y.G. Shreter<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Ioffe Institute, 194021, Polytechnicheskaya st., 26, 194021, St. Petersburg,

phone +7(921)9606185, e-mail: y.shreter@mail.ioffe.ru <sup>2</sup> Pater the C

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,

Polytechnicheskaya st., 29, 195251, St. Petersburg,

Analysis of point defects in GaN, particularly, their manifestation in photoluminescence, optical absorption in GaN and carrier transport in Au/GaN Schottky barrier diodes is presented. The results suggest that the wide tail of defect states in the forbidden gap of GaN facilitate the trap-assisted tunneling through the space-charge region (SCR) of the Schottky contact. This results in the wide distribution of the local hopping conductivities and the dielectric relaxation times in the SCR and dramatically changes I-V and C-Vcharacteristics of Schottky diodes which reflect the energy distribution of tail states in GaN.

# МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НИТРИДА ИНДИЯ

#### <u>С.С. Хлудков</u>, И.А.Прудаев, О.П.Толбанов Томский государственный университет, Ленина 36, 634050, Томск тел. +7(3822)413434, e-mail: Khludkov@pochta.ru

В последнее время изучению InN уделяется большое внимание. Это привело к получению значительных результатов, что подтверждается присуждением Нобелевской премии по физике за 2014 год за исследования по светодиодам на InGaN [1]. В настоящем сообщении будет представлен обзор литературы по получению и исследованию нитрида индия в качестве разбавленного магнитного полупроводника (DMS), легированного магнитными и не магнитными примесями, придающими ему ферромагнитные свойства; оцениваются перспективы использования InN в спинтронике.

Перспективам получения разбавленного магнитного полупроводника InN посвящен ряд теоретических работ, выполненных в основном *ab initio* [2-7], в которых показано, что InN в качестве DMS с температурой Кюри выше комнатной можно получить путем легирования примесями переходных металлов с не полностью заполненной 3*d*-оболочкой. По данным [4] из соединений  $A^{III}-B^V$  InN может быть наиболее высокотемпературным ферромагнетиком. В InN, легированном хромом, ферромагнетизм слабо зависит от расстояния между атомами Cr, локальный магнитный момент атомов Cr в InN составляет 2,3  $\mu_B$  ( $\mu_B$  – магнетон Бора) [5]. Исследованы магнитные свойства InN легированного Cr (состава  $In_{0.75}Cr_{0.25}N$ ) со структурой цинковой обманки (как правило выращивают и исследуют слои InN со

Проведены расчеты из первых принципов по приданию InN ферромагнитных свойств путем введения немагнитных легких элементов (Ве, В, С, О) в наноструктуры (нанополоски) InN [7]. Расчеты показали, что бериллий и углерод, введенные в нанополоски InN, индуцируют спинполяризованные состояния, которые генерируют локальные магнитные моменты в 1.0 µв на один атом примеси. Бор и кислород в нанополоска InN являются немагнитными.

Экспериментально пленки InN, легированные переходными металлами Mn и Cr получены авторами работ [8-15]. Пленки DMS In<sub>1-x</sub>Mn<sub>x</sub>N и In<sub>1-x</sub>Cr<sub>x</sub>N выращивали методом молекулярно– лучевой эпитаксии (МЛЭ) с плазменной активацией азота на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при низкой температуре выращивания (200–300 °C). Пленки обладали ферромагнитными свойствами с высокой температурой Кюри ( $T_{\rm C}$ ) – более 350 K. Концентрация Mn в In<sub>1-x</sub>Mn<sub>x</sub>N достигала 10%, Cr – до 4% [9]. Ферромагнетизм In<sub>1-x</sub>Mn<sub>x</sub>N, возможно, связан с наличием второй фазы, представляющей собой соединение Mn<sub>4</sub>N, которое имеет температуру Нееля около 740 К. Магнитные свойства пленок In<sub>1-x</sub>Cr<sub>x</sub>N существенно отличны от In<sub>1-x</sub>Mn<sub>x</sub>N: гомогенные пленки In<sub>0.98</sub>Cr<sub>0.02</sub>N выращенные при 300 °C проявляют ферромагнитые свойства с  $T_{\rm C}$  выше 350 K [8]. Насыщение намагничивания и остаточное намагничивание достигала 7 и 0.7 епи/ст<sup>3</sup>, соответственно для пленок с x = 0.025 и концентрацией электронов 9·10<sup>20</sup> см<sup>-3</sup> [10].

В работах [12,13] представлены детальные данные по получению и исследованию магнитных свойств пленок InN, легированных Cr и Mn, с использованием методик сверхпроводящей квантовой интерференционной магнетометрии и магнитного кругового дихроизма рентгеновских лучей. Пленки InN: Cr проявляют ферромагнитные свойства до 300 K в диапазоне концентраций легирования хромом от 2% до 8% без образования второй фазы. Пленки InN: Mn, напротив, характеризуются образованием второй фазы. При концентрации Cr, равной 3%, концентрация электронов составила  $1.5 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup>. Оптимальным режимом легирования пленок InN: Cr является 2–3% хрома, при котором средний магнитный момент на атом хрома максимален [12]. Отличительной особенностью пленок InN с концентрацией Cr 2.5% является слабая температурная зависимость остаточного намагничивания и коэрцетивной силы. InN: Cr проявляет некое метастабильное магнитное поведение [13]. По данным [14] при 300 K насыщение намагничивания  $M_s$  составляет около 40% от теоретически ожидаемого.

Нанокристаллы кубического InN легированного Mn, обладающие ферромагнитными свойствами при 50 K, приготовлены нитридизацией нанокристаллов In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Mn [15].

InGaN, легированный редкоземельным элементом иттербием, обладающий ферромагнитными свойствами при комнатной температуре, получен в [16]. Легирование иттербием осуществлялось в процессе выращивания наноструктур (наностержнией). Магнитные свойства наностержней InGaN:Уb характеризуются наличием петель гистерезиса намагничивания и зависимостью намагничивания от температуры в интервале 5 – 400 К.

Ферромагнетизм при комнатной температуре наблюдали также в нелегированных наноструктурах InN выращенных методом МЛЭ [17]. Насыщение намагничивания и остаточное намагничивание определяется размерами наноструктур [18]. Это является свидетельством того, что ферромагнетизм обусловлен поверхностными дефектами.

Нелегированные пленки InN, выращенные в [19] методом МЛЭ непосредственно на подложке Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (без буферного слоя) ориентации (0001), с дефицитом In являются ферромагнетиком с температурой Кюри 300 К, что обусловлено несогласованием постоянных решеток InN и подложки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, приводящим к образованию большего количества собственных дефектов. Ферромагнетизм обусловлен, видимо, вакансиями In.

Аномальные магнитные свойства пленок InN, легированных Mn и Mg, обнаружены в [20,21]. Пленки InN, выращенные методом MOCVD, легированы Mn в процессе имплантации. InN легированный Mn одновременно проявляет ферромагнетизм и сверхпроводимость. Сверхпроводимость наблюдается при температуре менее 2.4 К, о чем свидетельствует эффект Мейснера и полевая зависимость намагничивания. Сверхпроводящий объем составлял около 36% при 2.2 К. Магнитный гистерезис наблюдается до 300 К. Намагниченность возрастает по мере уменьшения температуры.

Ферромагнетизм и сверхпроводимость одновременно наблюдали также в InN, легированном Mg [20]. Сверхпроводящий переход по данным эффекта Мейснера происходил при 5 К. Магнитное упорядочение имело место при температуре менее 50 К. Магнитное упорядочение в пленках InN обусловлено, видимо, такими дефектами как вакансии: V<sub>N</sub>, V<sub>In</sub> и O<sub>N</sub>.

- [1] http://www.nobelprize.org/nobel.prizes/physics/laureates/2014/.
- [2] T. Dietl, H. Ohno, F. Matsukura et al. Science, 287, 1019 (2000).
- [3] T. Dietl, H. Ohno, F. Matsukura. Phys. Rev., 63, 195205 (2001).
- [4] H. Katayama-Yoshidaa, K. Satoa. Physica B, 327, 337 (2003).
- [5] A. Belabbes, A. Zaoui, M. Ferhat. Appl. Phys. Lett., 97, 242509 (2010).
- [6] B. Amin, S. Arif, I. Ahmad et al. J. Electron. Mater., 40, 1428 (2011).
- [7] M. Ren, M. Li, C. Zhang et al. Physica E, 67, 1 (2015).
- [8] P.P. Chen, H. Makino, T. Yao. Solid State Commun., 130, 25 (2004).
- [9] P.P. Chen, H. Makino, T. Yao. J. of Crystal Growth., 269, 66 (2004).
- [10] P.A. Anderson, R.J. Kinsey, S.M. Durbin. J. Appl. Phys., 98, 043903 (2005).
- [11] S. Kimura, S. Emura, K. Tokuda et al. Phys. Stat. Solidi. (C)., 5, P.1532 (2008).
- [12] R. Rajaram, A. Ney, R.F.C. Farrow et al. J. Vac. Sci. Technol. B, 24, 1644 (2006).
- [13] A. Ney, R. Rajaram, S. S. P. Parkin et al. Phys. Rev. B, 76, 035205 (2007).
- [14] Z. Zhou, H. Wang, S. Niu et al. Mater. Science in Semicond. Proc., 31, 147 (2015).
- [15] X. Meng, Z. Chen, Xia Q et al. RSC Advances, 82, 43582 (2014).
- [16] K. Dasari, J. Wang, M. J.-F. Guine et al. J. Appl. Phys., 118, 125707 (2015).
- [17] B. Song, K. Zhu, J. Liu et al. J. Mater. Chem., 20, 9935 (2010).
- [18] B. Roul, M. Kumar, T.N. Bhat et al. J. of Nanosci. and Nanotechn., 15, 4426 (2015).
- [19] Q.Y. Xie, M.Q. Gu, L. Huang et al. AIP Advances, 2, 012185 (2012).
- [20] P.H. Chang, W.T. Hong, J.W. Lin et al. AIP Advances, 6, 025118 (2016).
- [21] P.H. Chang, H.C. Chen, J.W. Lin. Thin Solid Films., doi:10.1016/j.tsf.2016.02.050.

#### MAGNETIC PROPERTIES OF INDIUM NITRIDE

S.S. Khludkov, I.A. Prudaev, O.P. Tolbanov

Tomsk State University, Lenin Avenue 36, 634050, Tomsk tel: (3822)413434, e-mail: Khludkov@pochta.ru

Indium nitride is potential semiconductor material for spintronics. The literature review of recent results on magnetic properties study of indium nitride doped by transition metals (Mn, Cr), rare earth element (Yb) and structural defects will be presented in this report. Doping of indium nitride with magnetic impurities is realized in process of epitaxial growth of films and by ion implantation. Indium nitride with structural defects or doped by impurities often has room temperature ferromagnetism.

## ОПИМАЛЬНЫЕ УСЛОВИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И УСИЛЕНИЕ ИЗЛУЧЕНИЯ ЗЕЛЕНОГО СПЕКТРАЛЬНОГО ДИАПАЗОНА В СИЛЬНО ЛЕГИРОВАННЫХ СЛОЯХ AIGan

<u>И.В. Осинных<sup>1</sup></u>\*, Т.В.Малин<sup>1</sup>, К.С. Журавлев<sup>1</sup>, П.А.Бохан<sup>1</sup>, Д.Э.Закревский<sup>1</sup>, Н.В. Фатеев<sup>1</sup>, В.Ф. Плюснин<sup>2</sup>, Б. Я. Бер<sup>3</sup>, Д.Ю. Казанцев<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН. Пр. Лаврентьева, 13, 633090,

Новосибирск,

тел. +7(951)3781675, e-mail: igor-osinnykh@isp.nsc.ru;

<sup>2</sup>Институт химической кинетики и горения им. В.В. Воеводского СО РАН. Институтская, 3, 633090, Новосибирск;

<sup>3</sup>Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН. Политехническая, 26, 194021, Санкт-

Петербург;

Полупроводниковые лазеры сине-зеленого и ближнего УФ диапазонов спектра активно используются во многих областях науки и техники. Перспективной лазерной средой является твердый раствор  $Al_xGa_{1-x}N$  с регулируемой шириной запрещённой зоны в диапазоне 3.4 - 6.2 эВ. Недавно была обнаружена широкополосная сверхлюминесценция в диапазоне 1.72 - 2.7 eV при возбуждении низкоэнергетическими электронными пучками, обусловленная оптическими переходами через уровни дефектов в слоях Al<sub>2</sub>Ga<sub>12</sub>N, сильно дегированных донорами [1]. Также было получено сверхизлучение при оптических переходах через уровни дефектов – признаками сверхизлучения были нелинейный рост интенсивности излучения при росте мощности выше порогового значения и модовая структура при воздействии возбуждающего пучка полоской. Это делает перспективным создание источников света от сине-зеленого до ближнего инфракрасного диапазона спектра (практически весь видимый диапазон) и лазеров с уникальными параметрами – с перестраиваемой длиной волны в широком диапазоне длин волн и частот (до 500ТГц). Более того, широкий спектр излучения дефектов в Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N дает основание для получения сверхбыстрых лазеров с длительностью световых импульсов порядка фемтосекунд. Были получены предварительные результаты по исследованию энергетической структуры центров, ответственных за сверхлюминесценцию в слоях Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N с содержанием алюминия 0.6 - 0.7 и концентрацией атомов кремния  $5 \times 10^{19}$  см<sup>-3</sup> [2]. В данной работе представлены результаты дальнейших исследований слоев  $Al_xGa_{1-x}N$  с более широкими диапазонами содержания алюминия и концентрации кремния методом фотолюминесцентной (ФЛ) спектроскопии, а также исследований спектральных и поляризационных характеристик сверхизлучения и измерений коэффициента усиления активной среды Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N.

В работе исследовались серии слоев Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N толщиной 1.2 мкм, выращенные методом молекулярно-лучевой эпитаксии из аммиака на (0001) ориентированных сапфировых подложках толщиной 400 мкм с буферным слоем AIN толщиной 320 нм. Содержание алюминия (x<sub>Al</sub>) в слоях задавалось соотношением потоков Al/Ga в процессе роста. Легирование осуществлялось газовым источником с 0,7% силаном (SiH<sub>4</sub>), разбавленным в азоте (N<sub>2</sub>). Были выращены две серии исследуемых слоев  $Al_xGa_{1-x}N$ : первая – с содержанием алюминия  $0 \le x_{Al} \le 1$  при постоянном потоке силана  $F_{SiH4} = 3.0$  sccm; вторая – с  $x_{AI}=0.67$  при  $0 \le F_{SiH4} \le 6.0$ . Концентрация атомов кремния в слоях измерена методом вторичной ионной масс спектрометрии (ВИМС) с использованием первичных ионов Cs<sup>+</sup> при нейтрализации зарядки образцов облучением их пучком электронов и с использованием высокого массового разрешения. Концентрация электронов оценивалась с помощью измерения эффекта Холла в геометрии Ван-дер-Пау в магнитном поле 0.5 Тл при комнатной температуре. ФЛ в диапазоне температур 5-1200 К возбуждалась Не-Сd лазером (энергия фотонов hv=3.81 эВ) и 4-ой гармоникой импульсного Nd:YLF лазера (hv=4.71 эВ, длительность импульсов 5 нс, частота повторений 1 кГц). Измерения спектров возбуждения ФЛ проводились с использованием спектрофлюориметра FLS920 с 450-ваттной ксеноновой лампой в качестве источника возбуждающего излучения при комнатной температуре.

В слоях  $Al_xGa_{1,x}N$  серии с постоянным уровнем легирования значение концентрации электронов достигало  $1\times10^{20}$  см<sup>-3</sup> для GaN и уменьшалось с ростом молярной доли Al. Концентрация атомов кремния в данной серии слоев была около  $(1.5-2.0)\times10^{20}$  см<sup>-3</sup>. В спектрах ФЛ сильно легированного GaN доминирует полоса краевой ФЛ с максимумом при 3.6 эВ, при этом стандартная для GaN желтая полоса при ~2.2 эВ отсутствует. Рост содержания алюминия приводит к синему смещению и падению интенсивности краевой ФЛ, при этом при x>0.46 появлялась интенсивная широкополосная ФЛ, энергетическое положение которой менялось от 2.0 эВ при  $x_{Al}$ =0.5 до 3.1 эВ при  $x_{Al}$ =1, покрывая весь видимый диапазон. В спектрах ФЛ второй серии с  $x_{Al}$ =0.67 энергетическое

положение полосы ФЛ было 2.4 эВ, рост потока силана до  $F_{SiH4} = 4.5$  sccm приводил к увеличению интенсивности ФЛ, при большем потоке сила интенсивность ФЛ снижалась, концентрация электронов уменьшалась при  $F_{SiH4} > 1.5$  sccm. Таким образом были установлены оптимальные параметры  $F_{SiH4}$  и  $x_{A1}$  для получения излучения в зеленом спектральном диапазоне. Мощностная зависимость энергетического положения полосы ФЛ и неэкспоненциальный закон кривых затухания свидетельствуют о донорно-акцепторном механизме рекомбинации. Анализ температурной зависимости интенсивности ФЛ и энергетического положения боло фЛ и неэкспоненциальный закон кривых затухания свидетельствуют о донорно-акцепторном механизме рекомбинации. Анализ температурной зависимости интенсивности ФЛ и энергетического положения полос возбуждения ФЛ с учетом модели конфигурационных координат для центров рекомбинации с сильным электронфононным взаимодействием позволил оценить глубину залегания акцепторной зоны, которая является кремний на месте катиона (Si<sub>III</sub>). Предположительно акцептором является трехкратно заряженная катионная вакансия (V<sub>III</sub><sup>3-</sup>), которая также отвечает за компенсацию донора Si<sub>II</sub>.

Исследование спектральных и поляризационных характеристик излучения слоя  $Al_{0.5}Ga_{0.5}N$  продемонстрировало расщепление широкой полосы излучения на равноудаленные друг относительно друга компоненты с приблизительно одинаковым интервалом волновых чисел. Это явление характерно для сверхсветимости в планарном волноводе при распространении света под углом, близким к углу полного внутреннего отражения. Для излучения с энергией фотонов 2.35 эВ определен коэффициент усиления активной среды, который оказался равен 70 см<sup>-1</sup>. Из полученного значения была оценена концентрация доноров N<sub>d</sub> ~ 9×10<sup>19</sup> см<sup>-3</sup>, что по порядку величины близко к концентрации атомов Si, определенной из данных ВИМС. Совокупность полученных результатов свидетельствует о стимулированном характере излучения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 16-32-00773, 16-32-00765, 16-02-00018 и 17-52-04112).

- P. A. Bokhan, P. P. Gugin, Dm. E. Zakrevsky, K. S. Zhuravlev, T. V. Malin, I. V. Osinnykh, V. I. Solomonov and A. V. Spirina. J. Appl. Phys., 116, 113103 (2014).
- [2] I.V. Osinnykh, T. V. Malin, V. F. Plyusnin, A. S. Suranov, A. M. Gilinski and K. S. Zhuravlev. Jpn. J. Appl. Phys., 55, 05FG09 (2016).

# OPTIMAL CONDITIONS AND GAIN OF GREEN RADIANCE IN HEAVILY SI-DOPED AIGaN

<u>I. V. Osinnykh<sup>1</sup>\*</u>, T. V. Malin<sup>1</sup>, K. S. Zhuravlev<sup>1</sup>, P. A. Bokhan<sup>1</sup>, Dm. E. Zakrevsky<sup>1</sup>, N.V. Fateev<sup>1</sup>, V.F.Plyusnin<sup>2</sup>, B Ya Ber<sup>3</sup> and D. Yu. Kazantsev<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Rzhanov Institute of Semiconductor Physics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences.

Lavrentieva av. 13, 630090, Novosibirsk,

phone. +7(951)3781675, e-mail: igor-osinnykh@isp.nsc.ru;

<sup>2</sup>Voevodsky Institute of Chemical Kinetics and Combustion of the Siberian Branch of the Russian

Academy of Sciences, Institutskaya 3, 630090, Novosibirsk;

<sup>4</sup>Ioffe Institute, Polytekhnicheskaya 26, 194021, St. Petersburg;

We report spontaneous and stimulated luminescence investigations of heavily silicon doped  $Al_xGa_{1,x}N$  layers grown by molecular beam epitaxy on sapphire substrates. The wide intensive defect-related band dominates in the photoluminescence spectra of  $Al_xGa_{1,x}N$ :Si films with the Al content higher than 0.46 covering the whole visible spectral range. Optimal values of Al content and silane flux for green luminescence were obtained. This band is attributed to donor-acceptor transitions. The acceptor ionization energy of about 1.87 eV for heavily doped AlN:Si was obtained, decrease of Al content leads to decrease of the acceptor ionization energy. The donor was assigned to the silicon  $Si_{III}$ ; the acceptor might be the cation vacancy  $V_{III}^{3}$ . In the spontaneous radiation the band has a smooth spectral intensity distribution over wavelengths, whereas the induced radiation has its sharp peaks corresponding to the mode structure of the planar waveguide. The measured gain of active-medium is equal to  $g \approx 70 \text{ cm}^{-1}$  for  $Al_0.5Ga_0.5N$ .

#### ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ В РЭМ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ ELOG ПЛЕНОК GaN

## <u>П. С. Вергелес\*</u>, Е. Б. Якимов

Учреждение РАН Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, 142432, г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, д. 6, vergelesp@gmail.com;

В последнее время диодные и лазерные структуры на основе твердых растворов GaN все шире используются в микроэлектронике. Однако, такие структуры до сих пор содержат большую плотность дислокаций (до  $10^{8}$ - $10^{10}$  cm<sup>2</sup>), которые могут влиять на эффективность используемых приборов. При этом, такая высокая плотность дислокаций не приводит к быстрой деградации светоизлучающих структур, аналогично тому, что обычно наблюдается на структурах на основе GaAs, в которых при больших токах инжекции наблюдается быстрое размножение дислокаций за счет рекомбинационно-ускоренного их скольжения (REDG). Такие же процессы наблюдаются и при облучении структур интенсивным электронным или световым пучками, что позволяет исследовать процессов в GaN и структурах на его основе, в частности, отсутствие эффекта REDG в GaN.

Для получения дополнительной информации влияния облучения электронного пучка на дислокации в GaN были облучены латерально-зарощенные пленки GaN. В этих пленках щели в маске из SiO2 были ориентированы вдоль направления [1-100]. Как показано в [1], в таких структурах в области латерального роста значительная доля дислокаций лежит в базисной плоскости. Толщина пленки составляла 6 мкм, т.е. при энергии пучка 35 кэВ, при которой проводилось облучение и исследование, электроны пронизывали практически всю пленку. Измерения проводились в РЭМ JSM-820 (Jeol) при комнатной температуре. Дислокации выявлялись методом наведенного тока (HT), поэтому на образцах предварительно формировались диоды Шоттки путем напыления тонких слоев Au.

Эти исследования показали, что, в отличие от работ [2, 3], облучение даже низкоэнергетичным электронным пучком может стимулировать скольжение дислокаций, лежащих в базисной плоскости. На Рис.1 показана серия изображений ELOG пленки GaN в режиме HT, на которых видно движение дислокаций в динамике при малых токах облучения (1 нА). Было обнаружено, что сегменты дислокаций смещаются в среднем на несколько микрон и, видимо, закрепляются на различных стопорах (например, точечные дефекты или другие дислокации). Кроме того, малые токи облучения позволили оценить скорость скольжения дислокаций. Наши оценки дали следующие результаты: 20 нм/с при токе облучения 1 нА и 9 нм/с при токе облучения 0,1 нА. Эти значения близки к величине 5 нм/с, полученной в [2].



Рис.1. ЕВІС изображения фрагмента структуры до и после облучения током 1 нА (доза ~ 1.7 · 10<sup>-4</sup> Кл/см<sup>2</sup>/сек). Ширина изображений 6 мкм

В последнее время появились данные о том, что плотность дислокаций не так сильно влияет на величину диффузионной длины в GaN, как считалось ранее. Однако, дислокации в GaN могут быть каналами утечек и соответственно ухудшать параметры приборов на его основе. Таким образом, является важным вопросом, могут ли дислокации скользить в призматических плоскостях, так как движение дислокаций в этих плоскостях должно приводить к их размножению и, следовательно, ухудшению свойств материала.

В планарной геометрии измерений, которая использовалась в данной работе, часто затруднительно обнаружить скольжение сегментов дислокаций в призматических плоскостях. Однако, движение дислокаций в этих плоскостях должно приводить к изменению их глубины и, следовательно, величине их контраста на изображении ELOG пленки GaN в режиме HT. В ходе измерений было установлено, что относительный контраст некоторых дислокаций, вычисленным по формуле C=1-(I<sub>cd</sub>/I<sub>c0</sub>), где I<sub>cd</sub> и I<sub>c0</sub> – величина HT вблизи и вдали от дислокации соответственно, изменяется, в то время как контраст остальных сегментов дислокаций, лежащих в базисной плоскости, не изменялся (Рис.2). В работах [4, 5] приведена зависимость контраста дислокации, параллельной поверхности структуры, от расстояния до поверхности. Сравнивая экспериментальное значение контраста с расчетным, можно сделать вывод о том, что при облучении низкоэнергетичным электронным пучком скольжение сегментов дислокаций, лежащих в базисной плоскости, в призматических плоскостях также происходит.



Рис.2. Изображения в режиме HT одного и того же фрагмента ELOG пленки GaN до (a) и после облучения электронным пучком с энергией 35 кэВ и током пучка 10 нА до дозы облучения 1.6 Кл/см<sup>2</sup> (b)

- [1] Z. Lilieotal-Weber, David Cherns, J. Aool. Phys. 89,12, 7833, (2001).
- [2] K. Maeda, K. Suzuki, M. Ichihara, S. Nishiguchi, K. Ono, Y. Mera and S. Takeuchi. Physica B, 273–274, 134 (1999).
- [3] S. Tomiva, Shu Goto, M. Takeva, M. Ikeda. Phys. Stat. Sol. A. 200.139 (2003)
- [4] C. Donolato, Semicond. Sci. Technol. 7, 37 (1992).
- [5] E. B. Yakimov, J. Phys.: Condens. Matter 14, 13069 (2002).

# INFLUENCE OF LOW-ENERGY ELECTRN BEAM IRRADIATION IN SEM ON DISLOCATION STRUCTURE OF ELOG GaN FILMS

#### P.S. Vergeles\*, E.B. Yakimov

Institute of Microelectronics Technology RAS, Ac. Osipian str, 6, 142432, Chernogolovka phone. +7(49652)44182, e-mail: vergelesp@gmail.com;

Results of EBIC study of recombination enhanced dislocation glide in GaN ELOG film are presented. The film is irradiated in the SEM with beam energy of 35 keV and beam current varying from  $10^{-9}$  to  $5 \cdot 10^{-8}$  A. It is shown that some basal dislocation segments start to move even at beam current as low as  $10^{-9}$  A. It was found that the dislocation can glide both the basal plane and prismatic plane. It was also evaluated the velocity of dislocation glide for several values of e-beam current.

## ТЕРМОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЙ ОТКЛИК И ДОЗИМЕТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБЛУЧЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ

## И.А. Вайнштейн, Д.М. Спиридонов, А.С. Вохминцев

НОЦ НАНОТЕХ, Уральский федеральный университет, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 тел. +7(343)375 93 74, e-mail: i.a.weinstein@urfu.ru

Различные структурные модификации AIN могут демонстрировать термолюминесцентную чувствительность к ионизирующему излучению, которая не уступает известным дозиметрических материалам – LiF:Mg,Ti; LiF:Mg,Cu,P; α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и др. Несмотря на активные исследования оптических свойств сред на основе нитрида алюминия различной размерности и примесного состава остаются недостаточно изученными спектрально-кинетические закономерности процессов ОСЛ и ТЛ соответственно. Такая оптически и термостимулированной люминесценции, информация играет существенную роль в понимании, а значит и решении различных фундаментальных задач твердотельной дозиметрии, включая создание обоснованных зонных моделей для описания механизмов поведения метастабильных уровней захвата и рекомбинации носителей заряда в процессах излучательной релаксации облученных материалов. В этой связи изучение процессов стимулированного свечения и характера запасания полученной дозы в специально нелегированных широкозонных кристаллах нитрида алюминия представляет большой интерес с точки зрения разработки новых ТЛ детекторов ионизирующих излучений с улучшенными показателями. В настоящей работе на основе исследования ТЛ свойств проанализирована возможность применения монокристаллического нитрида алюминия для люминесцентной дозиметрии β-излучения.

Образцы объемных монокристаллов AlN для исследований были предоставлены ООО «Нитридные кристаллы». По данным масс-спектроскопии содержание примеси кислорода составляло <10<sup>18</sup> см<sup>-3</sup>, диаметр образцов – 15 мм, толщина – 0.25-0.50 мм, качество поверхности – ері-ready. Все измерения проводились на оригинальном спектрометрическом комплексе с высокотемпературной приставкой, которая обеспечивает возможность ТЛ измерений в диапазоне RT – 900 К. Облучение образцов осуществлялось при компатной температуре с использованием  $\beta$ -источника <sup>90</sup>Sr/<sup>90</sup>Y. Необходимую дозу от 10 мкГр до 10 Гр варьировали за счет изменения времени облучения. Регистрация ТЛ-сигнала проводилась в диапазоне 300 – 600 нм в ходе линейного нагрева образца от комнатной температуры до 670 К со скоростью г = 2 К/с. Для оценки фединга время хранения облученных образцов в темноте варьировалось от 5 мин до 3 суток.

Показано, что уже при комнатной температуре сразу после облучения в образцах наблюдается интенсивное послесвечение. При линейном нагреве регистрируются ТЛ кривые, которые представляют собой одиночный широкий бесструктурный пик с  $T_{max} = 477 - 527$  К в зависимости от дозы. Для полученных пиков выполнена оценка геометрических параметров. С использованием формальной кинетики общего порядка экспериментальные данные были количественно описаны в предположении одноловушечной модели с энергией активации 0.5 ± 0.1 эВ. Одним из механизмов наблюдаемой люминесценция в монокристаллах AIN является термостимулированное опустошение глубоких донорных уровней, сформированных азотными вакансиями, и дальнейшая рекомбинация свободных электронов с участием ионизированных при облучении ( $V_{A1} - O_N$ )<sup>2-</sup>-центров. Проанализированы зависимости максимальной интенсивности свечения и светосуммы от дозы облучения. Показано, что для исследуемых образцов характерны высокая чувствительность к  $\beta$ -излучению и широкий диапазон доз 10<sup>-5</sup> ÷ 4 Гр, в котором указанные зависимости являются линейными. Некоторые полученные в работе люминесцентные и дозиметрические зависимости представлены на рис. 1 и 2.

Установлено, что значения суточного фединга более 50 % ограничивают использование AlN в качестве накопительной матрицы в пассивных термолюминесцентных дозиметрах. Тем не менее, высокая чувствительность и широкий динамический диапазон позволяют рассматривать объемные монокристаллы нитрида алюминия как перспективные функциональные среды для систем и приборов on-line мониторинга радиационной обстановки и экспресс-анализа поглощенной дозы.





Рис. 1. ТЛ-отклик монокристаллов AlN при различных дозах β-облучения (значения дозы приведены на рисунке; сплошная линия – пример аппроксимации)

Рис. 2. Дозовые зависимости параметров ТЛотклика монокристаллов AlN при β-облучении

 Weinstein I.A., Vokhmintsev A.S., Spiridonov D.M. Diamond & Related Materials. 2012. Vol. 25. P. 59–62.

[2] Vokhmintsev A.S., Spiridonov D.M., Weinstein I.A. J. Luminescence. 2012. Vol. 132. P. 2109–2113.

[3] Vokhmintsev A.S., Weinstein I.A., Spiridonov D.M. Physica Status Solidi C. 2013. Vol. 210, № 3. P. 457–460.

[4] Вохминцев А.С., Вайнштейн И.А., Спиридонов Д.М. Патент RU 2517773 С1, опубл. 27.05.2014.

#### THERMOLUMINESCENCE RESPONSE AND DOSIMETRIC CHARACTERISTICS OF IRRADIATED ALUMINIUM NITRIDE SINGLE CRYSTALS

I.A. Weinstein, D.M. Spiridonov, A.S. Vokhmintsev

NANOTECH Centre, Ural Federal University, Mira Street, 19, Yekaterinburg, 620002 phone: +7(343) 375 93 74, e-mail: i.a.weinstein@urfu.ru;

The thermoluminescence regularities in bulk single crystals of aluminium nitride after exposure to ionising radiation were investigated within wide ranges of  $10^{-5}$ –10 Gy doses and RT–700 K temperatures. The experimental data were quantitatively analysed in the framework of the general kinetic formalism under assumption of single trap model with an activation energy of 0.5 eV. The mechanisms of the observed luminescence with participation of oxygen-related centres and thermally activated emptying of deep donor levels in the band gap were discussed. It was shown that AIN single crystals were promising functional matter for systems and instruments of on-line monitoring the radiation situation and express analysis of absorbed dose.

# ИЗМЕРЕНИЕ ДИФФУЗИОННОЙ ДЛИНЫ В GaN МЕТОДОМ ЕВІС

<u>Е.Б. Якимов</u>

Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, ул. Академика Осипьяна, 6, 142432, Черноголовка;

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Ленинский проспект, 4,

119991, Москва

тел. +7(49652)44182, e-mail: yakimov@iptm.ru;

Диффузионная длина неравновесных носителей заряда является важным параметром, определяющим эффективность опто- и фото-электронных приборов, а также целого ряда других электронных структур. В современной микроэлектронике измерения диффузионной длины широко применяются также для характеризации качества полупроводниковых материалов. Из множества методов измерения диффузионной длины метод наведенного тока в растровом электронном микроскопе (EBIC) считается наиболее удобным и воспроизводимым методом, особенно в случае малых значений диффузионной длины. В GaN и структурах на его основе для измерения диффузионной длины в большинстве случаев используется так называемая планарная геометрия, в которой измеряется зависимость индуцированного тока от расстояния пучка до края барьера Шоттки или p-n перехода, плоскость которых перпендикулярна электронному пучку. Другим широко используемым методом для GaN является измерение спада контраста дислокации с расстоянием в режиме катодолюминесценции (КЛ). Анализ литературных данных показывает [1,2], что значения диффузионной длины, измеренной первым методом, как правило, достигают значений порядка мкм, в то время как второй метод дает значения, не превышающие 100 нм. В связи с этим и возникает вопрос о корректности измерений диффузионной длины в GaN и об ее реальных значениях. Необходимость такого анализа определяется тем, что методы измерения диффузионной длины в РЭМ разрабатывались для полупроводниковых материалов, в которых ее значения были на несколько порядков выше, чем в GaN.





Рис.1. Зависимости нормированного HT от энергии пучка для GaN с разной диффузионной длиной. Расчет проводился для барьера Шоттки с концентрацией доноров  $N_d = 10^{17}$ см<sup>-3</sup> и толщиной Ni 50 нм.

Рис. 2. Зависимости диффузионной длины от плотности дислокаций в GaN, рассчитанные для нескольких ее значений в областях между дислокациями.

Как показано в [1], из спада КЛ контраста дислокации диффузионная длина вообще не может быть измерена. Для ее измерения необходимо моделировать полный профиль контраста и сравнивать его с измеренным. Измерения же НТ в планарной геометрии, как правило, дают завышенные значения диффузионной длины при больших энергиях пучка, поскольку при этом нарушаются условия применимости этого метода. Т.е. применение этого метода требует аккуратного выбора параметров пучка. Наиболее надежные значения получаются из измерений зависимости НТ от энергии пучка. При этом, как показывают расчеты, наиболее эффективен этот метод при субмикронных значениях диффузионной длины (Рис. 1). Как видно из рисунка, при диффузионных длинах, превышающих 10 мкм, его чувствительность понижается вследствие ограниченной энергии пучка, но при меньших значениях он хорошо работает. Измерения, проведенные на ряде пленок, показали, что, если при значениях диффузионной длины порядка нескольких сот нм близкие значения можно получить несколькими методами, то при ее значениях меньше 100 нм, надежные значения получаются только этим методом.

Проведенные измерения на пленках из разных источников показали, что в n-GaN современного качества диффузионная длина не превышает 1 мкм. Естественно возникает вопрос о дефектах, определяющих такое низкое ее значение. Как показали расчеты с использованием экспериментально измеренной рекомбинационной активности дислокаций (Рис. 2), дислокации, несмотря на их высокую плотность, оказывают слабое влияние на диффузионную длину в GaN. Моделирование профиля контраста дислокация в HT также показало [3], что значения диффузионной длины между дислокациями близки к ее средним значениям. Как недавно показано в [4,5] диффузионная длина в GaN может определяться дефектами с уровнем E<sub>c</sub> – 0.56 эВ.

В светоизлучающих структурах с множественными квантовыми ямами InGaN/GaN влияние дислокаций на рекомбинацию неравновесных носителей заряда, по-видимому, также невелико. Тем не менее, полностью исключать их влияние на параметры светоизлучающих структур на основе GaN не следует. Во-первых, дислокации могут влиять на процессы деградации и на локализацию носителей заряда. Кроме того, как показано в [6], они могут повышать вероятность туннелирования носителей из квантовых ям.

[1] E.B. Yakimov. J. Alloys Compd, 627, 344 (2015).

[2] E.B. Yakimov. Jpn. J. Appl. Phys. 55, 05FH04 (2016).

[3] E.B. Yakimov. J. Phys.: Condens. Matter, 14, 13069 (2002).

[4] A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, E.B. Yakimov et al. J. Alloys Compd, 686 1044 (2016).

[5] In-Hwan Lee, A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov et al. J. Appl. Phys., 119, 205109 (2016).

[6] С.А.Бельник, П.С.Вергелес, Н.М.Шмидт, Е.Б.Якимов. Поверхность, № 7, 34 (2007).

## EBIC MEASUREMENTS OF DIFFUSION LENGTH IN GaN

## <u>E.B. Yakimov</u>

Institute of Microelectronics Technology RAS, Academician Osip'yan Street, 6, 142432, Chernogolovka National University of Science and Technology MISiS, Leninskiy pr. 4, 119049, Moscow phone. +7(49652)44182, e-mail: yakimov@iptm.ru

It is shown that the most reliable diffusion length values in GaN can be obtained from measurements of collected current dependence on electron beam energy in the EBIC mode and fitting this dependence by simulated one. It is shown that in the state-of-the-art n-GaN the diffusion length does not exceed 1000 nm. It is shown that the dislocation density is too low to explain the small diffusion lengths measured in n-GaN and other defects should be considered as the traps determining the non-radiative lifetime. The possible dislocation related effects in the GaN-based light emitting structures are discussed.

# BN, AIN, GaN, InN: УРОВЕНЬ ЗАРЯДОВОЙ НЕЙТРАЛЬНОСТИ, ПОВЕРХНОСТЬ, ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА, ЛЕГИРОВАНИЕ

# <u>В.Н. Брудный</u>.

Национальный исследовательский Томский государственный университет. Пр. Ленина 36634050, Томск, тел. +7(382)2423493, e-mail: brudnyi@mail.tsu.ru;

На основе концепции зарядовой нейтральности проведен анализ экспериментальных данных по исследованию дефектообразования, электронных параметров границ раздела, поверхностной работы выхода и эффективности легирования примесями с высокой растворимостью в нитридах группы wz-III-N (BN, AlN, GaN, InN).

Полупроводниковые соединения группы III-N (BN, AlN, GaN, InN) используются как базовые материалы при производстве оптических излучателей и фотоприемников, НЕМТ-транзисторов, высокотемпературных приборов и радиационно-стойких детекторов. Успешная работа таких стройств определяется электронным состоянием поверхности, энергетическими диаграммами межфазных границ, дефектностью исходного материала и его реакцией на воздействие высокоэнергетической радиации или пластической деформации, а также возможностью легирования полупроводника химическими примесями. Во всем этом важную роль выполняет локальный электронный химпотенциал полупроводника, по другому, собственный уровень зарядовой нейтральности (intrinsic charge neutrality level, ICNL). Это обусловлено тем, что нейтральность на границах раздела и в объеме дефектного материала определяются из условия локальной (диэлектрической) нейтральности, в то время как вдали от границ раздела она определяется из условия глобальной нейтральности, которая обеспечивается свободными носителями заряда. При этом уровень ICNL рассчитывается как точка в энергетическом спектре идеального кристалла, вблизи которой щелевые состояния донорного типа валентной зоны переходят в щелевые состояния акцепторного типа зоны проводимости [1-3]. Экспериментально этот уровень проявляется как предельный уровень Ферми полупроводника при насыщении материала собственными дефектами решетки в процессе высокоэнергетического радиационного воздействия или пластической деформации. При этом уровень ICNL выступает как фундаментальный параметр кристалла единый во всех полупроводниках с родственным типом химических связей, что открывает возможности численной оценки электронных свойств материала насыщенного собственными дефектами при высокоэнергетическом радиационном воздействии или при пластической деформации, высоты барьера Шоттки и разрыва энергетических зон в полупроводниковых гетеропарах, поверхностной работы выхода полупроводника, а также предельных уровней равновесного легирования материала химическими примесями с высокой растворимостью.

В предлагаемой работе формулируются некоторые выводы, основанные на использовании концепции зарядовой нейтральности, относительно общего характера электронных свойств дефектных соединений группы III-N, особенностей их границ раздела, электронного состояния свободной поверхности, а также возможности легирования данных соединений примесями с высокой растворимостью.

Результаты численных расчетов собственного уровня зарядовой нейтральности ICNL в соединениях wz-III-N (BN, AlN, GaN, InN), представлены в Таблице.

ТАБЛИЦА. Ширина запрещенной зоны E<sub>g</sub>, значения ICNL<sub>i</sub> рассчитанные в разных моделях, среднее значение ICNL, электронное сродство EA и первый потенциал ионизации IP в соединениях *wz*-III-N. (Численные данные, кроме EA приведены относительно потолка валентной зоны кристалла при этом энергия ICNL<sup>abs</sup> отсчитывается относительно уровня вакуума, эВ) [4].

п-ик	Eg	ICNL <sub>1</sub>	ICNL <sub>2</sub>	ICNL <sub>3</sub>	ICNL <sub>4</sub>	ICNL	<b>ICNL</b> <sup>abs</sup>	EA	IP
BN	7.23	3.35	4.01	3.85	3.73	3.73	4.70	1.2	8,4
AlN	6.94	3.33	3.73	3.51	3.33	3.48	4.46	1.9	8.0
GaN	3.53	2.73	2.80	2.64	2.47	2.66	4.83	4.1	7.5
InN	0.78	1.65	1.63	2.84	1.91	1.76	4.82	5.8	6.6

Здесь ICNL<sub>1</sub> и ICNL<sub>2</sub> - амфотерный модельный уровень и наиболее глубокое щелевое состояния кристалла соответственно, ICNL<sub>3</sub> и ICNL<sub>4</sub>- среднещелевые уровни, рассчитанные с использованием спецточек общего вида, а также точек Г, А, К Н спектра кристалла [5].

Из представленных в таблице данных следует, что особенностью нитридов BN, AIN и GaN является глубокое положение уровня ICNL в верхней половине запрещенной зоны и соответственно его положение глубоко в области разрешенных энергий зоны проводимости InN. В частности с особенностями положения ICNL в InN связана высокая плотность свободных электронов в ростовом нелегированном материале. Следует при этом отметить, что величина ICNL<sup>abs</sup> достаточно близка для соединений группы III-N и составляет около  $4.7\pm0.1$  эВ. Эти данные показывают, что в результате накопления собственных дефектов в кристаллической решетке GaN [6], а также предположительно BN и AIN, переходят в высокоомное состояние, тогда как дефектный InN приобретает  $n^+$ -тип проводимости [7].

В случае свободной поверхности в слаболегированном материале приповерхностный уровень Ферми совпадает с уровнем ICNL. В соответствии с данными таблицы это означает наличие высокого электросопротивления приповерхностных слоев в соединениях BN, AlN, GaN и образование вырожденного слоя n<sup>+</sup>- типа проводимости в InN, что подтверждается экспериментальными исследованиями нитрида галлия и нитрида индия. Поскольку поверхностное положение уровня Ферми определяет работу выхода полупроводника, то в соответствии с расчетными данными таблицы поверхностная работа выхода нитридов может быть оценена как величина ICNL<sup>abs</sup>=(IP – ICNL)= ( $E_g$  – ICNL + EA). Так, для нитрида галлия согласно оценкам первого потенциала ионизации 7.5 эВ и величины электронного сродства 4.1 эВ поверхностная работа выхода оценивается как 4.8 эВ, что близко расчетному значению ICNL<sup>abs</sup>=4.7±0.1 эВ в этом материале.

Поскольку электронно-дырочное равновесие на границе раздела определяются из условий локальной нейтральности, то стабилизация поверхностного уровня Ферми вблизи ICNL обеспечивает возможность создания выпрямляющих барьеров Шоттки с металлом для электронов и дырок в соединениях BN, AlN и GaN. Одновременно это является существенной проблемой при разработке омических контактов для данных полупроводников и прежде всего для материала р-типа проводимости из-за высоких энергетических барьеров для дырок. Анализ результатов экспериментальных исследований энергетических барьеров нитридов с металлом в рамках концепции нейтральности показал, например, для нитрида галлия хорошее соответствие эксперимента с оценочными данными высоты барьера для электронов [8] на основе использования соотношений [9]

 $\Phi_{bS}^{n} = (E_g - ICNL) + S(\Phi_m - ICNL^{abs}), \Phi_{bS}^{p} = E_g - \Phi_{bS}^{n} = ICNL - S(\Phi_m - ICNL^{abs}).$  (1) Здесь  $\Phi_{bS}^{n}(\Phi_{bS}^{p})$  - высота барьера для электронов (дырок),  $\Phi_m$  - работа выхода металла,  $S = \partial \Phi_{bS} / \partial \Phi_m$  – параметр определяемый выражением  $S = 1/[1 + 0.1(\epsilon_{\infty}^{eff} - 1)^2]$ , где  $\epsilon_{\infty}^{eff} = (\epsilon_{\infty \perp} \epsilon_{\infty})^{1/2}$  [10]. При этом для структур M/p-GaN(Mg) экспериментальная высота энергетических барьеров для дырок оценивается на уровне 2.5±0.3 эВ из измерений XPS и частично CV для Ni, Au, Ti, Al, Sb, Pd, G, ITO, что в разы превышает соответствующие данные из измерений вольт-амперных характеристик и обусловлено вкладом полевых и туннельных процессов зарядопереноса в таких структурах.

Соответственно при оценке разрывов энергетических зон на гетерогранице двух полупроводников используются выражения

 $\dot{\Phi}_{hp}{}^{n} = (EA_a - EA_b) - (ICNL_a^{abs} - ICNL_b^{abs}) + S(ICNL_a^{abs} - ICNL_b^{abs}), \Phi_{hp}{}^{n} = (E_g - E_{gb}) - \Phi_{hp}{}^{n}$ . (2) Здесь  $\Phi_{hp}{}^{n}(\Phi_{hp}{}^{p}) - разрывы зон проводимости (валентных),$ *a*и*b*обозначают соответствующиеполупроводники, параметр*S*в выражении (2) рассчитывается для более широкозонного материала.Следует при этом отметить, что поскольку большинство полупроводников имеют близкие значенияICNL<sup>abs</sup>, то выражение (2) фактически переходит в известное «правило электронного сродства». Так,например, экспериментальные XPS - измерения разрывов валентных зон дают для гетеробарьеров(0001)InN/GaN=1.05±0.25 эВ, (0001)InN/AIN=1.81 эВ [11], что соответствует расчетным оценкам1.02 эВ и 1.82 эВ согласно данным таблицы в предполжении сшивания уровней ICNL этихполупроводников. При этом для барьера (0001)GaN/InN соответствующий разрыв составляет0.70±0.24 эВ как последствия индуцированного пьезоэлектрического эффекта. Это связывают с тем,что нижележащий слой как более толстый релаксирует и имеет постоянные решетки близкие кнатуральным, в то время как тонкий верхний эпитаксиальный слой упруго напряжен из-за разностипостоянных решеток GaN/AIN ~2.5% и InN/GaN(AIN) ~11%.

Известно, что ограничения по уровню легирования полупроводников обусловлены процессами самокомпенсации материала, которая качественно описывается в рамках амфотерной дефектной модели [12] при этом эффективность легирования полупроводников донорными или акцепторными примесями определяется положением уровня ICNL относительно краев запрещенной зоны кристалла [13,14]. Близкое положение ICNL дну зоны проводимости (потолку валентной зоны) определяет высокую эффективность легирования полупроводника примесями донорного (акцепторного) типа соответственно. В связи со значительной долей ионной связи и особенностями положения уровня ICNL в энергетическом спектре соединений III-N имеют место ограничения по эффективности легирования BN и AlN как донорными, так и акцепторными примесями, и соответственно для соединений GaN и InN ограничения по легированию акцепторными примесями, и то в целом подтверждается экспериментальными исследованиями. Так эксперименты по легированию GaN примесь Se дают величину  $n_{\rm im} = 6 \times 10^{19}$  см<sup>-3</sup> при 300K [15], что соответствует предельному положению уровня Ферми  $F_{\rm pin}^n \approx ICNL+(1.2-1.3)$  эВ, в то время как легирование GaN германием дает  $n = 4 \times 10^{20}$  см<sup>-3</sup> [16]. Полученные максимальные концентрации магния в нитриде индия достигают значений  $3 \times 10^{20}$  см<sup>-3</sup> [17, 18]. При этом в качестве приближенной оценки пределов уровня легирования для полупроводников группы III-V может быть использована величина  $F_{\rm pin}^n(F_{\rm pin}^3) = ICNL \pm 1.5$  эВ [19].

- [1] J.Tersoff J. Phys. Rev. B.-V.30, P.4874 (1984).
- [2] V.N.Brudnyi, S.N. Grinyaev, V.E.Stepanov Physica B. V.212. P.429 (1995).
- [3] V.N.Brudnyi, S.N. Grinyaev, N.G. Kolin Physica B. V. 348, P. 213 (2004).
- [4] V.N. Brudnyi, A.V.Kosobutsky, N.G.Kolin N.G. Semiconductors. V.4, P.1312 (2009).
- [5] V.N. Brudnyi., A.V. Kosobutsky., N.G. Kolin. Rus. Phys. J. V. 51, P.1270 (2008).
- [6] S.J. Pearton and A.Y.Polyakov. Int. J. Mater. Struct. Intergrity. V. 2. P. 93 (2008).
- [7] W. Walukiewicz., S. X. Li, J. Wu, et al. J. Cryst. Growth. V.269, P.119 (2004).
- [8] В.Н. Брудный. Известия вузов Физика. Т.58.-.С.121 (2015).
- [9] J. Robertson and B. J. Falabretti. Appl. Physics. V. 100, P. 014111 (2006).
- [10] W.Monch Phys. Rev. Lett. V.58, P. 1260 (1987).
- [11] G. Martin., A. Botchkarev., A. Rockett., H. Morcoc. Appl. Phys. Lett. V.68, P.2541 (1996).
- [12] W. Walukiewicz. Physica B. V.302-303, P.123 (2001).
- [33] E. Tokumitsu. Jap. J. Appl. Phys. V.29, P. L698 (1990).
- [14] Н.В.Агринская, Т.В. Машовец. Физика Техника Полупроводников. Т.28, С.1505 (1994).
- [15] Gyi-Chul Yi, B.W. Wessels. Appl. Phys. Lett. V.69, P.3028 (1996).
- [16] X.Wang, A.Yoshikawa. Progress in Crystal Growth and Charact. of Materials. V.48-49, P.42 (2004).
- [17] M.F. Maer, S. Choi, O. Bierwayen, H.M. Smith, E.E. Haller, J.S. Speck, W. Walukiewicz. J. Appl.Phys. V.110, P.123707 (2011).
- [18] S. Schoche, T. Hofmann, V.Darakchieva, N.B.Sedrin, X.Wang, A.Yoshikawa, M.Schubert. Abstr. Int. Wurkshop Nitrise Semicond. October 14-19, 2012, Sapporo, Japan IWN.- P. 478.
- [19] C. G.Van de Walle, J. Neugebauer. Nature. V. 423, P. 626 (2003).

# BN, AIN, GaN, InN:CHARGE NUETRALITY LEVEL, SURFACE, INTERFACES, DOPING

# V.N. Brudnyi

National research Tomsk State University. Lenin av. 36, 634050, Tomsk, phone. +7(382)2423493, e-mail: <u>brudnyi@mail.tsu</u>. ru;

On the basis of the charge neutrality concept the review of the experimental studying of the defects formation during high energy particles irradiation, the electronic parameters of the interfaces metal/III-N semiconductors and heteropairs based on these nitrides, surface work function and efficiency of the impurities with a high solubility doping in the group of wz-III-N (BN, AlN, GaN, InN) semiconductors are presented. The numerical evaluation of an intrinsic charge neutrality levels in these compounds are presented.

<i>A.E. Yunovich</i> Problems of research and development of structures and devices based on nitride semiconductors	11
<b>S.A. Kukushkin, .V. Luk'yanov, A.V. Osipov</b> Nanoscaled silicon carbide on silicon: new substrates for epitaxy of polar and semipolar of heterostructures compounds III-N	12
V.N.Bessolov, A.E.Kalmykov, E.V.Konenkova, S.D.Konenkov, S.A.Kukushkin, A.V.Myasoedov, V.N.Panteleev, M.P. Scheglov Nucleation and growth of semipolar AlN on SiC/Si(100) template	14
<i>Sh.Sh. Sharofidinov, V.I. Nikolaev</i> Thick epitaxial AlN layers on (111) Si substrates	16
<i>V.I.Nikolaev, A.I.Pechnikov, S.I.Stepanov</i> Chloride epitaxy of III-group nitrides and oxides	18
<i>A.V. Kremleva, D.A. Kirilenko, M.A. Odnoblyudov, V.I. Nikolaev, V.E. Bougrov,</i> <i>A.E. Romanov</i> Investigation of structural features of bulk β-Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> and epitaxial GaN grown on bulk Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	20
crystals <i>R.I. Gorbunov, Ph.E. Latyshev, E.V.Borisov, N.I. Bochkareva, V.V. Voronenkov,</i> <i>M.V. Virko, A.S. Zubrilov, V.S. Kogotkov, Yu.S. Lelikov, A.A. Leonidov,</i> <i>V.A. Tarala, V.F. Agekyan, Yu.G. Shreter</i> Carbon layers for gallium nitride film separation	22
W.V. Lundin, E.E. Zavarin, A.V. Sakharov, V.Yu.Davydov, A.N.Smirnov, E.Yu.Lundina, I.P.Smirnova, D.A.Zakheim, L.K.Markov, A. F. Tsatsulnikov Single process OVPE / MOVPE of III-N / graphene LED structures on sapphire and their defoliation	24
A.E. Romanov, A.M. Smirnov, J.S. Speck Misfit stress relaxation in semipolar III-nitride heterostructers	26
O.R. Abdullaev, A.V. Aluev, Y.L. Akhmerov, M.V. Zakusov, N.V. Kourova, M.V. Mezhennyi, A.A. Chelny n-type and p-type GaN films grown on R-plane sapphire substrates for optoelectronic applications	28
W.V. Lundin, E.E. Zavarin, A.V. Sakharov, D.Yu.Kazantsev, B.Ya.Ber, P.N.Brunkov, M.A.Yagovkina, A. F. Tsatsulnikov A comprehensive study of GaN doping with carbon from propane at MOVPE	30
<b>D.S.</b> Milakhin, T.V. Malin, V.G. Mansurov, Y.G. Galitsyn, K.S. Zhuravlev Determination of correct time of sapphire nitridation under the influence of electron beam	32
<i>M.O. Nikiforov, D.A. Dronova , A.M. Kozmin , A.V. Goryachev</i> Research of influence technological parameters on the initial stage growth of GaN layer	34
<i>S.I. Petrov, A.N. Alexeev, V.V. Mamaev, V.G. Sidorov</i> High temperature ammonia MBE growth of AlN buffer layers with using Ga as surfactant for nitride heterostructures	36
D.M. Krasovitsky, N.A. Andrianov, A.L. Dudin, S.V. Kokin, N.I. Katsavets, A.G. Filaretov, V.P. Chaly Progress in III-nitride technologies development in "SVETLANA-ROST", JSC	38
<i>R.V. Ryzhuk, T.V. Malin, V.G. Mansurov, D.S. Milakhin, K.S. Zhuravlev, N.I. Kargin</i> Temperature range of two dimentional GaN growth by ammonia MBE	40
<i>D.V. Nechaev, V.V. Ratnikov, S.V. Troshkov, P.N. Brunkov, A.A. Sitnikova, P.S. Kop'ev,</i> <i>S.V. Ivanov, V.N. Jmerik</i> Stress generation and relaxation in (Al,Ga)N layers grown on 6H-SIC, Si(111) and c-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> substrates by plasma-assisted molecular beam epitaxy	42

<i>E. V. Lutsenko, M. V. Rzheutski, A. G. Vainilovich, I. E. Svitsiankou,</i> <i>S. I. Petrov, A. N. Alexeev</i> Epitaxial growth of Al <sub>x</sub> Ga <sub>1-x</sub> N layers and HEMT structures using STE3N ammonia molecular beam epitaxy setup and their characterization	44
K. S. Zhuravlev, A.M.Gilinsky, T.V.Malin, I.A.Milekhin, S.V.Trubina, S.B.Erenburg, B.Ya.Ber, V.Yu.Davydov, I.A.Eliseev, D.Yu.Kazantsev, V.V.Ratnikov, A.N.Smirnov Structure and strain in AlGaN layers grown on sapphire by ammonia MBE	46
K. S. Zhuravlev, T.V.Malin, V.G.Mansurov, Yu.G.Galitsyn, D.Yu.Protasov, B.Ya. Ber, V.Yu. Davydov, D.Yu. Kazancev, V.V.Ratnikov, A.N. Smirnov, I.A. Eliseev Mg-doped GaN grown by ammonia MBE	48
V.N. Jmerik, D.V. Nechaev, N.V. Kuznetsova, T.V.Shubina, D.A.Kirilenko, A.V. Nashekin, V.Yu. Davydov, A.N.Smirnov, I.A. Eliseev, S.V. Ivanov Selective growth of nanorods with quantum wells InGaN/GaN on patterned sapphire substrates by plasma-assisted MBE	50
O.R. Abdullaev, A.V. Aluev, Y.L. Akhmerov, D.M. Zhigunov, M.V. Zakusov, N.V. Kourova, M.V. Mezhennyi, A.A. Chelny Epitaxial growth of BN lavers on Al-O3 and SiC substrates by MOCVD	52
<i>E.E. Zavarin</i> , <i>W.V. Lundin</i> , <i>A.V. Sakharov</i> , <i>P.N.Brunkov</i> , <i>A. F. Tsatsulnikov</i> Study of Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> deposition in III-N MOVPE reactor	54
A.I. Stognij, N.N. Novitski, E.V. Lutsenko, V.A. Ketsko Synthesis of ferrite-garnet films on GaN surface	56
<b>O.N. Kondrat'eva, A.I. Stognii, N.N. Novitskii, A.V. Bespalov, O.L. Golikova,</b> <b>G.E. Nikiforova, M.N. Smirnova, V.A. Ketsko</b> Synthesis specifics of Mg(Fe <sub>0.8</sub> Ga <sub>0.2</sub> ) <sub>2</sub> O <sub>4</sub> films on GaN	58
<i>A. Merkulov, I. Fedik</i> Characterization of nitrides based heterostructures using low impact energy dynamic SIMS	60
<i>T.J.Prosa, A.D. Giddings, A. Merkulov, F.A. Stevic, H.G. Francois-Saint-Cyr, N.G. Yound, J.S. Speck, P.H. Clifton, D.J. Larson</i> Improved SIMS and APT characterization of III-V semiconductors through self-quantifying implants	62
<i>V.I. Tuev, V.V. Golubev</i> LED filament lamp with convection gas cooling radiators and spherical light distribution adapted to traditional technologies lamps mass production	64
V.S. Soldatkin, Y.V. Ryapolova, V. S. Kamenkova, K.N. Afonin, V.I. Tuev, A.A. Vilisov LED lamps for local lighting to the power supply 36 V	68
<b>S.N. Markova, I.S. Mateshev, Y.P. Timonin, A.N. Turkin</b> Experimental study of white LEDs degradation and shifts of their characteristics in dependence with the ambient temperature	70
<i>A.V. Zhelannov, D.G.Fedorov</i> The use of technology of etching in the formation of device structures based on gallium nitride	72
<i>E.V. Tishchenko, A.N. Turkin,E.A. Ivashin, S.S. Shirokov</i> Development of standard light-emitting diodes and characterization of their optical characteristics	74
<b>S.V. Nikanenka, V.A. Dlugunovich, E.V. Lutsenko, O.B. Tarasova</b> Assurance of uniformity of measurements of the energy characteristics of radiation in the spectral range from 200 to 400 nm in Belarus	76
N.P.Soschin, V.A.Bolshukhin, V.N.Lichmanova, L.N.Zorina, V.V.Prichodko Industrial phosphors of series SDL for LED lighting	78

A.F.Tsatsulnikov, W.V.Lundin, A.V.Sakharov, E.E.Zavarin, S.O.Usov, A.E. Nikolaev, N.A. Cherkashin , S.Yu.Karpov Monolithic white LEDs	80
A.V. Mazalov, D.R. Sabitov, V.A. Kureshov, A.A. Padalitsa , A.A. Marmalyuk, R.Kh. Akchurin The growing of UV-LED heterostructures on sapphire substrates	82
V.V. Kopyev, I.S. Romanov, I.A. Prudaev, A.A. Marmalyuk, A.A. Padalitsa, A.V. Mazalov, V.F. Kureshov, D.R. Sabitov Application of short-period superlattices in InGaN/GaN light-emitting diodes	84
W.V.Lundin, S.N.Rodin, A.V.Sakharov, E.Yu.Lundina, S.O.Usov, Yu.M.Zadiranov, S.I.Troshkov, A.F.Tsatsulnikov InGaN/GaN microwires LED	86
L.P.Avakyants, A.E.Aslanyan, P.Yu.Bokov, V.V.Volkov, L.M.Kogan, I.S.Mateshev, A.N.Turkin, A.V.Chervyakov, A.E.Yunovich Details of electroluminescence spectra of light-emitting diodes in short wavelength region	88
L.P.Avakyants, A.E.Aslanyan, P.Yu.Bokov, V.V.Volkov, L.M.Kogan, I.S.Mateshev, A.N.Turkin, A.V.Chervyakov, A.E.Yunovich Electroreflection spectra of light-emitting diode InGaN/GaN heteostructures in blue spectral region	90
V.A. Sergeev, I.V. Frolov, A.A. Shirokov, O.A. Radaev Diagnostics of green InGaN LEDs on the parameters of the photocurrent and photovoltage	92
A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, H. S. Cho, K. B. Bae, J. H. Baek, Tae-Hoon Chung, I H. Lee, I.V. Shchemerov, R.A. Zinovyev, E.S. Kondratyev Deep traps in green GaN/InGaN light emitting diodes with and without nanopillar sublayer embedded with SiO <sub>2</sub>	94
<i>V.A. Sergeev, A.M. Hodakov, I.V. Frolov</i> Simulation of reduction InGaN / GaN light emitting diode optical power, induced diffusion of impurity atoms in the active region	96
<i>N.M. Shmidt, A.L. Zakgeim, N.A. Tal'nishnih, A.E. Chernyakov, E.I. Shabunina,</i> <i>A.Ya. Polyakov, N.B. Smirnov, In-Hwan Lee</i> Diversity and similarity of properties of LEDs emimitting in the 368-530 nm spectral range	98
A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, N.M. Shmidt, E.I. Shabunina, Hansu Cho, Sung-Min Hwang, I H. Lee, I.V. Shchemerov, R.A. Zinovyev, E.S. Kondratyev Deep traps and low frequency noise in MQW GaN/InGaN UV LEDs	100
<i>E. N. Vigdorovich, I. V. Ryzhikov</i> Effect of irradiation on the properties of the AlInGaN heterostructures	102
<i>L.M.Kogan, A.A.Kolesnikov, A.N.Turkin</i> New power ultraviolet and violet diodes	104
A.V. Aladov, A.L. Zakgeim, A.E. Chernyakov, I.A Kalashnikov Experimental study of electroluminescence and temperature distribution in high-power AlGaInN LEDs & LED matrixes	106
<i>M.L. Zanaveskin, A.A. Andreev, Yu.V. Grishchenko, I.S. Ezubchenko, I.O. Mayboroda,</i> <i>I.A. Chernykh, Yu.V. Fedorov, R.R. Galiev, A.Yu. Pavlov</i> Development of new technological solutions in fabrication of GaN-based monolithic integrated circuits for 100 GHz and beyond operation in NRC "KURCHATOV INSTITUTE"	108
<i>I.O. Mayboroda, Yu.V. Grishchenko, I.S. Ezubchenko, M.L. Zanaveskin</i> The formation of the heterostructures for mm-wave GaN HEMT in NRC «KURCHATOV INSTITUTE»	110

<i>N.A. Torkhov, L.I. Babac</i> Noise parameters of L- and S- band AlGaN/GaN HEMTs	112
<i>L.E. Velikovskiy, P.E. Sim, O.I. Demchenko, N.Y. Kurbanova, W.V. Lundin, E.E. Zavarin,</i> <i>A.F. Tsatsulnikov</i> Development of high power L, S and X-band GaN transistors	114
<i>A.V. Deryabkin, M.P. Duhnovsky, E.N. Kulikov, A.K. Smirnova, Yu.Yu. Fedorov</i> Heat distributing element (HDE) of polycrystalline diamond design for cooling GaN transistor chips	116
<i>A. Dorofeev, N. Gladysheva, E. Kondratiev, N. Alkeev, S. Averin</i> GaN HEMT temperature resistance measurments based on temperature dependence of its I-V curves	118
<i>Yu.V. Fedorov, D.L. Gnatyuk E.N. Enushkina, A.S. Bugaev, A.Yu. Pavlov</i> Development of flip-chip mounting technology of millimeter wave AlGaN/GaN MMICs on Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> and SiC substrates	120
V.S. Volchek, V.R. Stempitsky Suppression of the self-heating effect in AlGaN/GaN HEMT by graphene heat-spreading elements	122
<i>M.P. Duhnovsky, A.K. Smirnova, Yu.Yu. Fedorov</i> Discrete optimized heat sink of metalized polycrystalline diamond for GaN semiconductor devices with increased specific power	124
<i>A.N. Aleshin, O.A. Ruban, N. V. Zenchenko, N. A. Yuzeeva</i> The investigation of the polarization in the barrier layers of GaN – HEMTS by the capacity – voltage characteristics measurement	126
<i>K.L. Enisherlova, V.G. Goryachev, V.V. Saraikin, S.A. Kapilin</i> Diagnostics of AlGaN/GaN heterostructures and HEMT-transistors on their base by metod of the curent-voltage characteristics analysis	128
N.B. Smirnov, A.Y. Polyakov, I.V. Shchemerov, A.B.A.V. Turutin, Y.A. Turusova, A.A. Dorofeev, N.B. Gladysheva, E.S. Kondratyev, S.J. Pearton <sup>3</sup> , F. Ren Studies of deep traps responsible for current collapse in AlGaN/GaN HEMTs	130
V. Yu. Pavlov, A. Yu. Pavlov, D. N. Slapovskiy, K. N. Tomosh, Yu. V. Fedorov Nonalloyed ohmic contacts formation to AlGaN/GaN heterostructures	132
<b>D.N. Slapovskiy, A.U. Pavlov, V.U. Pavlov, A.V. Klekovkin</b> Comparison of Ti/Al- and Si/Al-based alloyed ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures	134
<i>E.V. Sleptsov, A.V. Chernykh</i> , <i>S.V. Chernykh</i> , <i>E.S. Kondratiev</i> , <i>S.I. Didenko</i> , <i>A.A. Dorofeev</i> , <i>N.B. Gladysheva</i> Effect of thermal annealing on the electrophysical parameters of Ni/Au, Mo/Au and Re/Au schottky barriers on AlGaN/GaN heterostructures	136
M.N. Kondakov, S.V. Chernykh, A.V. Chernykh, N.Yu. Tabachkova, K.D. Shcherbachev, D.A. Podgorny, N.B. Gladysheva, A.A. Dorofeev, D.B. Kaprov, S.I. Didenko Investigation of formation mechanism of Mo/Al/Mo/Au ohmic contact to AlGaN/GaN heterostructures	138
E.I. Shabunina, N.M. Shmidt, V.V. Emcev, E.E. Zavarin, M.F. Kudoyarov, W.V. Lundin, G.A. Oganesyan, V.N. Petrov, A.V. Sakharov, D.S.Poloskin, V.N. V'yuginov, A.A. Zybin, A.E. Cherniakov, V.V. Kozlovskii Reliability and radiation stability issues in AlGaN/GaN HEMT structures	140
<i>V.G. Goryachev, K.L. Enisherlova, Yu.V. Kolkovsky</i> Influence of $\gamma$ -irradiation on the capacitance parameters of AlGaN/GaN heterostructures and microwave transistors on their basis	142

<i>A.V. Zhelannov, D.G.Fedorov</i> The use of technology of etching in the formation of device structures based on gallium nitride	144
D.S. Korolev, A.A. Nikolskaya, A.I. Belov, S.I. Surodin, D.E. Nikolitchev, A.V. Nezhdanov, A.S. Markelov, A.N. Shushunov, Yu.V. Usov, D.A. Pavlov, A.N. Mikhaylov, D.I. Tetelbaum Formation of gallium nitride nanoinclusions using gallium and nitrogen implantation into silicon-compatible dielectric films	146
A.S. Usikov, H.Helava, M.V. Puzyk, B.P. Papchenko, A. Ya. Polyakov, In-Hwan Lee, A. A. Antipov, I. S. Barash, S. Yu. Kurin, A. D. Roenkov, Yu.N. Makarov III-N structures for water photoelectrolysis to produce hydrogen	148
M.M. Zverev, N.A. Gamov, N.I. Gladyshev, D.E. Loktionov, V.B. Studionov, V.A. Kureshov, A.B. Mazalov, D.R. Sabitov, A.A. Padalitsa, A.A. Marmalyuk, V.I. Kozlovsky, V.B. Mituhliaev Gradual change of parameters of optically and electron-beam pumped lasers based on AlGaN/InGaN/GaN QW structures	150
A.N. Razzhuvalov <sup>1</sup> , S.N. Grinyaev	152
<i>V.I. Osinsky</i> , <i>N.M. Lyahova</i> , <i>I.V. Masol</i> , <i>A.V. Diagilev</i> , <i>N.O. Sukhovii</i> Some aspects to develop the processor of white light energy accumulation	154
<i>N.P. Tarasiuk,E.V. Lutsenko, A.A. Gladyshchuk</i> Influence of waveguide thickness of AlGaN heterostructures with single QW on optical confinement factor and distribution of nonequilibrium charge carriers concentration	156
I.A. Prudaev, V.V. Kopyev, I.S. Romanov, V.L. Oleynik, A.D. Lozinskaya, A.V. Shemeryankina, D.I. Zasukhin, A.A. Marmalyuk, A.A. Padalitsa, A.V. Mazalov, V.A. Kureshov, D.R. Sabitov Quantum-confined effects of carrier transport in InGaN/GaN superlattices and multiple quantum wells	158
V.V. Chaldyshev, A.S. Bolshakov, A.V. Sakharov, W.V. Lundin, E.E. Zavarin, S.O. Usov, M.A. Yagovkina, A.F. Tsatsulnikov InGaN/GaN and GaN/AlGaN multi quantum wells resonance Bragg structures	160
<b>O.S.Medvedev</b> , <b>O.F.Vyvenko</b> , <b>A.S.Bondarenko</b> Quantum wires and dots formed by screw dislocations and their intersections in GaN	162
K.A. Konfederatova, V.G. Mansurov, T.V. Malin, Yu.G. Galitsyn, I.A. Aleksandrov, V.I. Vdovin, K.S. Zhuravlev Formation of low-density GaN-AIN QDs goverened by the evaporation of wetting layer	164
<i>I.A. Aleksandrov, K.S. Zhuravlev</i> Energy structure and radiative lifetimes of InGaN/AIN quantum dots	166
K.S. Zhuravlev, T.V. Bezyazychnaya, Y.V. Lebiadok Structure parameters of vacancies in the vicinity of GaN/AIN interface	168
K. S. Zhuravlev, T.V.Malin, V.G.Mansurov, Yu.G.Galitsyn, O.E. Tereshchenko, V.E.Zemlyakov, V.I.Egorkin, Ya.M.Parnes <sup>3</sup> , I.P.Prosvirin In-situ passivation of AlN/GaN heterostructures by ultrayhin SIN layer	170
A.V. Sakharov, W.V. Lundin, E.E. Zavarin, A.E. Nikolaev, P.N. Brunkov, S.O. Usov, A.F. Tsatsulnikov Peculiarities of GaN passivation by ultrathin SiN layers	172
M.D. Moldavskaya, V.A. Shalygin, G.A. Melentev, D.A. Firsov, A.I. Galimov, A.V. Sakharov, E.E. Zavarin, E.Yu. Lundina, W.V.Lundin Optical properties of AlGaN/GaN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> structures in terahertz frequency range	174
M.A. Rozhkov, E.S. Kolodeznyi, A.M. Smirnov, V.E. Bougrov, A.E. Romanov Control of schottky barrier height of graphene/wide bandgap semiconductor contact	176

Ya.V.Kuznetsova, M.V.Zamoryanskaya Low-energy electron beam irradiation impact on luminescent properties of III-N structures	178
<b>B.K. Kardashev, L.I. Guzilova, A.I. Pechnikov, V.I. Nikolaev</b> Elastic and unelastic properties of GaN epitaxial layers	180
<i>S. Raevschi, Yu.V.Zhilyaev, L.Gorceac, V. Botnariuc, A. Koval, P. Gashin, B. Cinic</i> Study of the GaN layers grown on silicon by HVPE method and annealed in vacuum or nitrogen at high temperatures	182
N.I. Bochkareva, V.V. Voronenkov, R.I. Gorbunov, A.S. Zubrilov, P.E. Latishev, Y.S. Lelikov, M.V. Virko, V.S. Kogotkov, A.A. Leonidov, Y.G. Shreter Energy spectrum of defects in GaN and tunneling transitions in schottky barriers	184
S.S. Khludkov, I.A. Prudaev, O.P. Tolbanov Magnetic properties of indium nitride	186
I. V. Osinnykh, T. V. Malin, K. S. Zhuravlev, P. A. Bokhan, Dm. E. Zakrevsky, N.V. Fateev, V.F.Plyusnin, B Ya Ber, D. Yu. Kazantsev Optimal conditions and gain of green radiance in heavily Si-doped AlGaN	188
<b>P.S. Vergeles, E.B. Yakimov</b> Influence of low-energy electrn beam irradiation in SEM on dislocation structure of ELOG GaN films	190
<i>I.A. Weinstein, D.M. Spiridonov, A.S. Vokhmintsev</i> Thermoluminescence response and dosimetric characteristics of irradiated aluminium nitride single crystals	192
<i>E.B. Yakimov</i> EBIC measurements of diffusion length in GaN	194
<i>V.N. Brudnyi</i> BN, AlN, GaN, InN: charge nuetrality level, surface, interfaces, doping	196