

**Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН**

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

**Тезисы докладов**

**10-й Всероссийской конференции**

**23 – 25 марта 2015 года  
Санкт-Петербург**



**Санкт-Петербург  
2015**

## **Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН**

### **ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ**

П.С. Копьев, *председатель*

А.А. Федягин

А.Н. Туркин

В.В. Лундин

А.Е. Николаев

П.Ю. Боков

В.П. Чалый

Е.Е. Заварин

Г.В. Иткинсон

Д.А. Бауман

Н.И. Каргин

А.А. Мармалюк

А.Е. Балакирев

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

МГУ им. М.В.Ломоносова

МГУ им. М.В.Ломоносова

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

МГУ им. М.В.Ломоносова

Светлана - Рост

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

Тетис

Светлана - Оптоэлектроника

МИФИ

НИИ «Полюс»

Prochip

### **ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ**

П.С. Копьев, *председатель*

А.Э. Юнович, *ко-председатель*

А.В. Сахаров

К.С. Журавлев

С.В. Иванов

А.Е. Романов

С.Ю. Карпов

Л.М. Коган

Е.В. Луценко

В.В. Лундин

М.С. Шаталов

Д.А. Закгейм

В.Г. Сидоров

В.М. Устинов

С.Ю. Шаповал

В.Н. Данилин

А.Ф. Цацульников

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

МГУ им. М.В.Ломоносова

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

ИФП СО РАН

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

ООО «Софт-Импакт»

НПЦ «Оптэл»

ИФ НАН Беларуси

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

Sensor Electronic Technology

Светлана - Оптоэлектроника

СПбГПУ

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

ИПТМ РАН

НПП "Пульсар"

ФТИ им. А.Ф.Иоффе

При технической и финансовой поддержке:

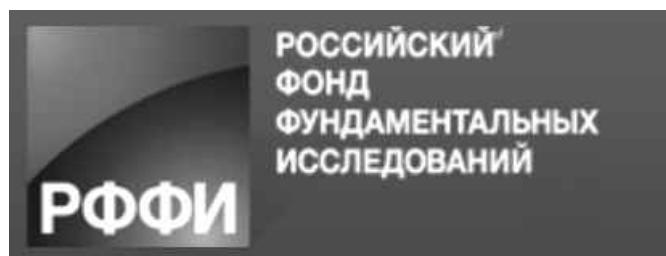
**Российского Фонда Фундаментальных Исследований**

**«ПРОЧИП»**

**«ГЗ «Пульсар»**

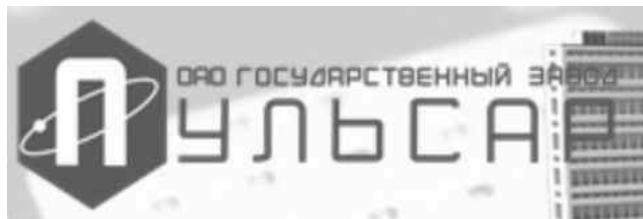
**НПП «Пульсар»**

**НТА «ИНТЕЛЛЕКТ»**



***ProChip***

POWERED BY ***PROSOFT***



<b><u>А.Э. Юнович</u></b>		
Нобелевская премия по физике 2014 года и проблемы исследований и разработок структур и приборов на основе нитридных полупроводников	11	
<b><u>К.А. Булашевич, А.В. Кулик, С.Ю. Карпов, А.Е. Черняков, А.В. Аладов,</u></b>		
<b><u>Н.А. Тальниших, А.Л. Закгейм</u></b>	12	
Оптимизация смешения цветов для перестраиваемых твёрдотельных источников белого света		
<b><u>А.С. Евсеенков, В.И. Зубков, Т.А. Орлова, А.В. Зубкова, С.А. Тарасов</u></b>		
Расчет вывода излучения из светодиодной структуры с текстурированными интерфейсами	14	
<b><u>А.В. Мазалов, Д.Р. Сабитов, В.А. Курешов, А.А. Падалица, А.А. Мармалюк, Р.Х. Акчурин</u></b>		
Использование профицированных сапфировых подложек для выращивания светодиодных гетероструктур InGaN/GaN	16	
<b><u>В.А. Большухин, Т.М. Борисова, Л.Н. Зорина, В.В. Приходько, В.Н. Личманова,</u></b>		
<b><u>Н.П. Сошин</u></b>	18	
Зеленые, зелено-желтые фотолюминофоры возбуждаемые нитридными гетероструктурами с высокой эффективностью		
<b><u>И.С. Романов, И.А. Прудаев, В.В. Коньев, А.А. Мармалюк, В.А. Курешов,</u></b>		
<b><u>Д.Р. Сабитов, А.В. Мазалов</u></b>	20	
Влияние толщины последнего барьераного слоя на внутреннюю и внешнюю квантовую эффективность светодиодных структур InGaN/GaN		
<b><u>А.В. Мазалов, М.М. Зверев, Н.А. Гамов, В.Б. Студенов, В.А. Курешов, Д.Р. Сабитов,</u></b>		
<b><u>А.А. Падалица, А.А. Мармалюк, В.И. Козловский</u></b>	21	
Расходимость излучения лазеров с электронно-лучевой и оптической накачками на основе квантоворазмерной структуры AlGaN/InGaN/GaN		
<b><u>П.А. Бохан, Д.Э. Закревский, Т.В. Малин, И.В. Осинных, К.С. Журавлев</u></b>		
<b><u>П.А. Бохан, Д.Э. Закревский, Т.В. Малин, И.В. Осинных, К.С. Журавлев</u></b>	23	
Сверхлюминесценция слоев AlGaN, сильно легированных кремнием		
<b><u>Л.П. Авакянц, А.Э. Асланян, К.Ю. Положенцев, П.Ю. Боков, А.В. Червяков</u></b>		
Оценка неоднородности встроенных электрических полей в активной области множественных квантовых ям светодиодной гетероструктуры InGaN/AlGaN/GaN методом спектроскопии электроотражения	25	
<b><u>В.А. Сергеев, И.В. Фролов, А.А. Широков</u></b>		
Исследование спада квантовой эффективности зеленых InGaN светодиодов на фиксированных длинах волн излучения	27	
<b><u>И.Н. Яковлев, В.И. Зубков, О.В. Кучерова, В.Н. Черкасова</u></b>		
Вольт-фарадные исследования гетероструктур InGaN/GaN: анализ встроенных электрических полей	29	
<b><u>Н.М. Шмидт, Е.А. Шабунина, А.С. Усиков, А.Л. Закгейм, А.П. Карташова,</u></b>		
<b><u>М.Е. Левинштейн, С.Ю. Курин, В.В. Ратников, А.Е. Черняков, Х. Хелава, Ю. Макаров</u></b>	31	
Особенности дефектообразования в InGaN/GaN и AlGaN/GaN светодиодах		
<b><u>Н.М. Шмидт, А.А. Гречишнов, М.М. Мездрагина, В.Г. Сидоров, Н.А. Тальниших,</u></b>		
<b><u>А.Е. Черняков, Е.И. Шабунина</u></b>	33	
Фрактальная природа светоизлучающих структур на основе III-N наноматериалов и связанные с ней явления		
<b><u>Н.А. Торхов, А.В. Новиков, Д.А. Бабанаков, Т.В. Зарецкая</u></b>		
Влияние фрактальной геометрии гетероэпитаксиальных AlGaN/GaN структур на размерные эффекты их электрофизических характеристик	35	

<b><u>Е.И. Шабунина, М.Е. Левинштейн , М.М. Кулагина, С.Ю. Курин , А.Е. Черняков , В.Н. Петров, В.В. Ратников, И.Н. Смирнова, С.И. Трошков, Н.М. Шмидт, А.С. Усиков, Н. Нелава</u></b>	37
Взаимосвязь особенностей ВАХ светоизлучающих гетероструктур на основе AlGaN/GaN со степенью разупорядоченности наноматериала	
<b><u>А.С. Усиков , М.В.Пузык , С.Ю. Курин , Н.М. Шмидт , И.Н. Смирнова, С.И. Трошков, И.А Ермаков, Д. С. Ковалев , Б.П. Папченко, Х. Хелава , Ю.Н. Макаров,</u></b>	39
Применение слоев нитрида галлия для фотоэлектролиза воды	
<b><u>Н.В. Кузнецова, Д.В. Нечаев, Н.М. Шмидт, М.М. Кулагина, Д.Ю. Казанцев, Б.Я. Бер, Т.А. Комиссарова, Н.В. Ржеуцкий, Е.В. Луценко, Л.М. Балысный, А.Л. Дятлов, В.Е. Земляков, С.Ю. Карпов, С.В. Иванов, В.Н. Жмерик</u></b>	41
AlGaN УФ фотоприемники для солнечно слепого спектрального диапазона, изготовленные при помощи ПА МПЭ	
<b><u>С.А. Сергеев, О.С. Сенатов, Б.В. Сергеева</u></b>	43
Границчная частота усиления волн пространственного заряда в тонкопленочных полупроводниковых структурах на основе нитрида индия	
<b><u>А.Н. Размусуалов, С.Н. Гриняев</u></b>	45
Роль глубоких уровней в токе туннельных диодов W-AlGaN/GaN	
<b><u>А.И. Стогний, Д.В. Луцев, Н.Н. Новицкий, А.В. Беспалов, О.Л. Голикова, В.А. Кецко</u></b>	47
Гетероструктуры $Y_3Fe_5O_{12}$ / GaN: синтез, распространение спиновых волн и приборы свч диапазона на их основе	
<b><u>И.А. Александров, В.Г. Мансуров, К.С. Журавлев</u></b>	49
Модель температурного тушения фотолюминесценции структур с квантовыми точками GaN/AlN	
<b><u>Н.В. Ржеуцкий, Е.В. Луценко, В.Н. Павловский, Г.П. Яблонский, М. Aljohenii, А. Aljerwii, А. Alyamani, В.Н. Жмерик, Д.В. Нечаев, С.В. Иванов</u></b>	51
Фотолюминесценция гетероструктур с квантовыми ямами AlGaN в зависимости от режимов субмонослойной импульсной эпитаксии	
<b><u>В.В. Чалдышев , А.С. Большаков, Е.Е. Заварин, А.В. Сахаров, В.В. Лундин, А.Ф. Цацулыников, М.А. Ясовкина</u></b>	53
Оптические решетки экситонов на основе системы квантовых ям InGaN/GaN	
<b><u>И.В. Осинных, Т.В. Малин, К.С. Журавлев</u></b>	55
Подвижная полоса фотолюминесценции в AlGaN/GaN гетероструктурах	
<b><u>Ю.В Холопова, А.Ф. Цацулыников, Е.А. Полушкин, В.Е. Земляков, Н.Е. Антонова, С.Ю. Шаповал</u></b>	57
Оптические характеристики AlGaN/InGaN/GaN светодиодных структур с сетчатым р-электродом	
<b><u>С. Раевски, Ю.В. Жиляев, Л. Горчак, В. Ботнарюк, Д.Дука , М. Добромури, Д. Лука, Т. Потлог</u></b>	59
Фотоэлектронная спектроскопия слоев GaN, выращенных на кремни методом HVPE	
<b><u>В.С. Солдаткин, В.И. Туев, А.В. Иванов, А.Ю. Олисовец, Ю.В. Ряполова, А.П. Алексеев</u></b>	61
Исследование макетных образцов светодиодных ламп общего назначения, изготовленных на основе светодиодных линеек	
<b><u>С.Н. Маркова, И.С. Матешев, Ю.П. Тимонин, А.Н. Туркин, К.С. Федоренко</u></b>	63
Изменение параметров светодиодов белого свечения при длительной работе	
<b><u>В.Е. Удалцов, А.А. Титова, А.В Желанинов</u></b>	65
Ультрафиолетовый диод с керамическим основанием и пластмассовой линзой	

<b><u>E.C. Колодезный, М.А. Швалева, В.С. Серебрякова, В.Е. Бугров, А.Е. Романов</u></b>	<b>67</b>
Теплообмен в люминофорсодержащих слоях с различными матрицами в структуре мощных светодиодов	
<b><u>М.А. Швалева, Е. Шульга, И. Кинк, А.Е. Романов, К.Д. Мынбаев, В.Е. Бугров</u></b>	<b>69</b>
Исследование нового люминофорного материала на основе раствора жидкого стекла $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ для белых светодиодов	
<b><u>Е.В. Луценко, Н.В. Ржеуцкий, В.Н. Павловский, Г.П. Яблонский, М. Aljohenii, A. Aljerwii, A. Alyamani</u></b>	<b>71</b>
Кинетика перегрева активной области InGaN лазерного диода при импульсном возбуждении	
<b><u>А.Е. Черняков, А.Л. Закгейм, К.А. Булашевич, С.Ю. Карпов</u></b>	<b>73</b>
Сравнение растекания тока и тепла в мощных AlInGaN светодиодах ультрафиолетового (360 нм) и зеленого (530 нм) спектральных диапазонов	
<b><u>Н.В. Ржеуцкий, Е.В. Луценко, В.Н. Павловский, Г.П. Яблонский, М. Aljohenii, A. Aljerwii, A. Alyamani, C. Mauder, B. Reuters, H. Kalisch, M. Heuken,, A. Vescan</u></b>	<b>75</b>
Влияние хвостов зон локализованных состояний на поляризацию фото- и электролюминесценции гетероструктур с квантовыми ямами InGaN/GaN, выращенных в т-плоскости	
<b><u>А.В. Сахаров, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.Е. Николаев, А.Ф. Цацулыников, С.О. Усов, Н.А. Черкашин, М.Н. Корытов, Н.В. Ржеуцкий, Е.В. Луценко</u></b>	<b>77</b>
Особенности люминесценции слоев InGaN и сверхрешеток InGaN/GaN	
<b><u>В.А. Сергеев, И.В. Фролов, А.А. Широков</u></b>	<b>79</b>
Диагностика зеленых InGaN светодиодов по НЧ шуму	
<b><u>Л.М. Коган, Н.А. Гальчина, А.Л. Гофштейн-Гардт, Н.П. Сощин, А.Н. Туркин</u></b>	<b>81</b>
Мощный однокристальный белый светодиод	
<b><u>Л.М. Коган, А.Л. Гофштейн-Гардт, А.А. Колесников, А.Н. Туркин</u></b>	<b>83</b>
Светодиоды белого свечения с силой света до 5000 КД	
<b><u>О.С. Медведев, О.Ф. Вывенко, А.С. Бондаренко, В.В. Вороненков</u></b>	<b>85</b>
Люминесценция свежевведенных а-винтовых дислокаций в низкоомном нитриде галлия	
<b><u>М.В. Еременко, М.М. Мездргина, В.С. Левицкий, В.Н. Жмерик, А.Я. Виноградов, С.Н. Родин</u></b>	<b>87</b>
Влияние напряжений на гетеро-границе структур n-ZnO/p-GaN на вид спектров электролюминесценции	
<b><u>И.А. Александров, В.Г. Мансуров, К.С. Журавлев</u></b>	<b>89</b>
Исследование энергетической структуры глубоких центров в AlN методом фотолюминесценции	
<b><u>Е.Н. Вигдорович</u></b>	<b>91</b>
Комплексообразование при легировании нитрида галлия переходными металлами	
<b><u>Л.К. Марков, И.П. Смирнова, М.В. Кукушкин, А.С. Павлюченко, Д.А. Закгейм, С.И. Павлов</u></b>	<b>93</b>
Применение двухслойных пленок ITO в составе прозрачных и отражающих контактов светодиодов синего и ближнего ультрафиолетового диапазонов	
<b><u>Д.В. Панькин, М.Б. Смирнов</u></b>	<b>95</b>
Полярные оптические фононы в четырехслойной нитридной сверхрешетке $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}/\text{GaN}/\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}/\text{AlN}$	

<b><u>В.Ю. Давыдов, А.Н. Смирнов, Е.М. Рогинский, Ю.Э. Китаев, М.Б. Смирнов, Р.Н. Кюнн,</u></b> <b><u>М.А. Яговкина, М.М. Рожавская, Е.Е. Заварин, В.В. Лундин</u></b>	97
Экспериментальные и теоретические исследования фононного спектра короткопериодных сверхрешеток GaN/AlN	
<b><u>С.Ю. Давыдов, О.В. Посредник</u></b>	99
Спонтанная поляризация III-N соединений	
<b><u>И.С. Езубченко, И.О. Майборода, М.Л. Занавескин</u></b>	101
Рост и исследование гетероструктур с тонкими барьерными слоями AlN и $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ выращенных методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии	
<b><u>Д.М. Красовицкий, А.Л. Дудин, С.В. Кокин, Н.И. Кацацев, А.Г. Филаретов, В.П. Чалый</u></b>	103
Развитие стандартных технологий III-нитридов в ЗАО «Светлана-Рост»	
<b><u>Д.В. Нечаев, В.В. Ратников, Н.В. Кузнецова, С.В. Трошкив, П.Н. Брунков,</u></b> <b><u>А.А. Ситникова, П.С. Копьев, В.Н. Жмерик, С.В. Иванов</u></b>	105
Рост низкодефектных темплейтов AlN и GaN на подложках c-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 6H-SiC и Si(111) методом плазменно-активированной молекулярно-пучковой эпитаксии	
<b><u>Т.В. Малин, Д.С. Милахин, В.Г. Мансуров, Ю.Г. Галицин, А.С. Коижухов, В.В. Ратников,</u></b> <b><u>А.Н. Смирнов, В.Ю. Давыдов, К.С. Журавлев</u></b>	107
Влияние нитридизации сапфира и зарождения слоёв AlN на морфологию и структурное совершенство пленок AlN, выращенных методом аммиачной МЛЭ	
<b><u>В.Г. Мансуров, Т.В. Малин, Ю.Г. Галицин, К.С. Журавлев</u></b>	109
Получение графеноподобного AlN на поверхности (111)Si методом аммиачной МЛЭ	
<b><u>Ю.В. Грищенко, И.С. Езубченко, М.Л. Занавескин, И.О. Майборода</u></b>	111
Влияние морфологии зародышевых слоев AlN и AlGaN на токи утечек в HEMT структурах	
<b><u>B. Foltyński, A. Boyd, T. Korst, J. Lindner, M. Deufel, M. Heukens</u></b>	113
GaN наноструктуры созданные газофазной эпитаксией	
<b><u>В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, М.Г. Попов, А.В. Сахаров, А.Ф. Цацульников, Е.В. Яковлев,</u></b> <b><u>Д.С. Базаревский, Р.А. Талалаев</u></b>	115
МОС-гидридная эпитаксия III-N гетероструктур: как технология должна влиять на бизнес	
<b><u>А.А. Арнадаренко, И.Г. Ермошин, В.А. Орешкин, Ю.Н. Свешников, И.Н. Цыпленков</u></b>	117
Влияние чистоты технологических газов на рост и характеристики гетероэпитаксиальных структур AlGaN/GaN, получаемых МОС-гидридным методом	
<b><u>А.С. Сегаль, Е.В. Яковлев, С.Ю. Карпов, М.Э. Рудинский, А.В. Лобанова, Р.А. Талалаев</u></b>	119
Управление профилем состава и напряжений в приборных гетероструктурах на основе InGaN	
<b><u>В.Г. Дубровский</u></b>	121
Синтез нитевидных нанокристаллов нитрида галлия и гетероструктур: сравнение технологий MBE и MOCVD	
<b><u>М.М. Рожавская, В.В. Лундин, С.И. Трошкив, А.А. Васильев, В.Ю. Давыдов, С.О. Усов,</u></b> <b><u>Е.Ю. Лундина, Д.А. Кириленко, А.Ф. Цацульников, В.Г. Дубровский</u></b>	123
Синтез нитевидных микро- и нанокристаллов нитрида галлия с рекордной скоростью роста	
<b><u>М.Э. Рудинский, А.В. Лобанова, Е.В. Яковлев, М.С. Рамм, Р.А. Талалаев</u></b>	125
Контроль напряжений и плотности дислокаций в технологии GaN-on-Si	
<b><u>Ю.В. Федоров</u></b>	127
Нитридные HEMT против арсенидных: последняя битва?	

<u><b>А.Ф. Цацульников, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.В. Сахаров, Н.К. Травин, О.В. Венедиктов, В.П. Иванова, Я.М. Парнес, В.Е. Земляков, В.В. Волков, В.Н. Выюгинов, М.А. Яговкина, В.Р. Тихомиров, М.Н. Мизеров</b></u>	129
Рост HEMT гетероструктур AlGaN/GaN на подложках SiC отечественного производства	
<u><b>Л.Э. Великовский, П.Е. Сим, Ю.Н. Поливанова, Д.А. Шишкин, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.Ф. Цацульников</b></u>	131
Разработка мощных GaN транзисторов L-S-C диапазона	
<u><b>Ю.В. Грищенко, И.С. Езубченко, И.О. Майборода, Ю.В. Федоров, М.Л. Занавескин</b></u>	133
Исследования и разработки в области создания СВЧ МИС на базе нитридных гетероструктур в НИЦ «Курчатовский Институт»	
<u><b>А.Н. Алексеев, Д.М. Красовицкий, С.И. Петров, В.П. Чалый, В.В. Мамаев, В.Г. Сидоров</b></u>	134
Особенности использования аммиачной и плазменной МЛЭ для получения III-N HEMT гетероструктур	
<u><b>Н.А. Андрианов, Е.В. Вознюк, С.В. Кокин</b></u>	136
Воздействие N <sub>2</sub> плазмы на свойства HEMT на основе AlGaN/GaN	
<u><b>Ю.В. Федоров, Д.Л. Гнатюк, А.С. Бугаев, О.С. Матвеенко, Р.Р. Галиев, А.В. Зуев</b></u>	137
Разработка многофункциональных СВЧ МИС для ППМ Ка и V-диапазонов на гетероструктурах AlGaN/GaN и технологии их изготовления	
<u><b>М.Н. Кондаков,, С.В. Черных,, Н.Б. Гладышева, А.В. Черных,, А.А. Дорофеев, С.И. Диденко, К.Д. Щербачев</b></u>	139
Исследование омических контактов на основе системы Mo/Al/Mo/Au к AlGaN/GaN гетероструктурам	
<u><b>G. Atmaca, T. Malin, E. Kutlu, S. Ardali, P. Narin, B. Mansurov, B. Sarikavak-Lisesivdin, S. B. Lisesivdin, E. Tiras, К. Журавлев</b></u>	141
Эффект <i>in-situ</i> Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> пассивации на энергетическую релаксацию горячих электронов в AlGaN/GaN гетероструктурах	
<u><b>С.В. Михайлович, Р.Р. Галиев, Ю.В. Фёдоров, М.Ю. Щербакова</b></u>	143
Разработка технологии изготовления двухзатворных немт миллиметрового диапазона на нитридных гетероструктурах	
<u><b>Н.Б. Гладышева, М.Е. Гусев, Ю.В. Колковский, Ю.А. Концевой, А.Г. Мордовский, Е.Ф. Певцов</b></u>	145
Исследование желтой фотolumинесценции гетерослойёв AlGaN/GaN	
<u><b>С.В. Тарасов, А.Н. Цоцорин, В.И. Дикарев, В.А. Кожевников, Д.М. Красовицкий, С.В. Кокин, В.П. Чалый</b></u>	147
Исследование электрофизических параметров отечественных GaN кристаллов	
<u><b>Р.Н. Кюнн, Д.А. Иванов</b></u>	149
Дефектная структура epitаксиальных слоев III-нитридов на основе анализа формы дифракционных пиков	
<u><b>И.А. Белогородов, А.А. Донсков, Т.Г. Югова, Л.И. Белогородова</b></u>	151
Фононные моды в полупроводниковых пленках на основе GaN	
<u><b>Е. А. Шевченко, Д. В. Нечаев, В. Н. Жмерик, Т. В. Шубина, С. В. Иванов, S. Rouvimov, G. Rozina, J. P. Bergman, B. Monemar, A. A. Торопов</b></u>	153
Рекомбинационная динамика в гетероструктурах с квантовыми ямами на основе Al <sub>x</sub> Ga <sub>1-x</sub> N в диапазоне составов 0.6<X<0.8	
<u><b>М.Г. Попов, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.В. Сахаров, В.Ю. Давыдов, А.Н. Смирнов, И.П. Смирнова, М.М. Кулагина, А.Ф. Цацульников</b></u>	155
Селективная МОС-гидридная epitаксия n <sup>+</sup> GaN и AlGaN подконтактных областей	

<b><u>Е.Е. Заварин, В.В. Лундин, М.Г. Попов, А.В. Сахаров, П.Н. Брунков, М.А. Яговкина , А.Ф. Цацульников</u></b> Конверсионные AlGaN/AlN сверхрешетки	157
<b><u>А.В.Лютцау, Э.М.Темпер, К.Л.Енишерлова</u></b> Однокристальная рентгеновская дифрактометрия в технологии AlGaN/GaN HEMT - транзисторов	159
<b><u>П.С. Вергелес, Е.Б. Якимов</u></b> Стимулированное электронным пучком РЭМ движение дислокаций в GaN	161
<b><u>Ю.В. Федоров, С.В. Михайлович</u></b> Анализ конструктивно-технологических требований к разработке усилителей мощности на нитридных гетероструктурах	163
<b><u>К.С. Журавлев, Н.Н. Новикова, Е.А. Виноградов, В.А. Яковлев, Т.В. Малин, В.Г. Мансуров</u></b> Спектроскопия поверхностных поляртонов нитридованных подложек сапфира и тонких пленок нитрида алюминия на них	165
<b><u>В.А. Шалыгин, Г.А. Мелентьев, М.Д. Молдавская, Л.Е. Воробьёв</u></b> Поверхностные плазмон-поляртоны в нитриде галлия	167
<b><u>А. В. Буташин, А. Э. Муслимов, П. А. Пресеков, А. М. Исаилов, Е. А. Вовк, В. М. Каневский</u></b> Влияние нитридизации поверхности (0001) сапфира на рост кристаллических пленок ZnO	169
<b><u>В.Г. Мансуров, Т.В.Малин, Ю.Г. Галицын, К.С. Журавлев</u></b> Кинетика нитридизации поверхности (111)Si в потоке аммиака	171
<b><u>Д.Л. Гнатюк, О.С. Матвеенко</u></b> Исследование малосигнальных S-параметров пассивных тестовых элементов на гетероструктурах AlGaN/GaN в диапазоне частот до 110 ГГц	173
<b><u>Ю.В. Федоров, Д.Л. Гнатюк, Р.Р. Галиев, М.Ю. Щербакова, А.Ю. Павлов, С.В. Михайлович</u></b> Монолитные интегральные схемы усилителей мощности W-диапазона на основе AlGaN/AlN/GaN/SiC HEMT	175
<b><u>А.В. Саченко, А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, П.Н. Брунков, А.И. Гудыменко, В.Н. Жмерик, С.В. Иванов, В.П. Кладько, Р.В. Конакова, П.Н. Романец, П.О. Сай, Н.В. Сафрюк, В.В. Шинкаренко</u></b> Омические контакты к сильнолегированным пленкам n <sup>+</sup> -InN	177
<b><u>Е.В. Ерофеев, В.А. Кагадей, А.И. Казимиров, И.В. Федин</u></b> Разработка силовых нормально-закрытых транзисторов на основе эпитаксиальных гетероструктур нитрида галлия для создания энергоэффективной преобразовательной техники	179
<b><u>С.С. Хлудков, И.А. Прудаев, О.П. Толбанов</u></b> Магнитные свойства III-нитридов	181
<b><u>П.А. Аверичкин, А.А. Донсков, М.П. Духновский, В.С. Ежлов, С.Н. Князев, Ю.П. Козлова, Т.Г. Югова</u></b> Использование буферных карбидкремнийоксидных слоев на полупроводниковых и диэлектрических подложках для эпитаксии слоёв нитрида галлия	183
<b><u>Ш.М. Рамазанов, Д.С. Даляева, Г.М. Рамзанов, Р.М. Эмиров, Н.М. Алиханов</u></b> Гибридные подложки карбида кремния на кремнии для эпитаксии нитридов III-группы	185

<b>В.Н. Бессолов, Ю.В. Жиляев, А.Е. Калмыков, Е.В. Коненкова, С.А. Кукушкин, А.В. Мясоедов, Л.М. Сорокин, С.Н. Родин, М.П. Щеглов</b>	187
Полуполярный GaN на Si(100): роль SiC и AlN буферных слоев	
<b>А.М. Исмаилов, С.М. Гаматаев, Л.Л. Эмирасланова, А.И. Алиев, М.Р. Рабаданов</b>	189
Эпитаксиальная структура ZnO/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : синтез, структура, морфология	
<b>К.Л. Енишерлова, Т.Ф. Русак, В. И. Корнеев</b>	191
Влияние качества подложек SiC на структурное совершенство и некоторые электрические параметры пленок AlGaN/GaN	
<b>Е. В. Луценко, Н. В. Ржецкий, В. Н. Павловский, Г. П. Яблонский, М. Aljohenii, A. Aljerwii, A. Alyamani, C. Mauder, B. Reuters, H. Kalisch, M. Heukens, A. Vescan</b>	193
Оптические и структурные свойства эпитаксиальных слоев GaN на подложках LiAlO <sub>2</sub> и их связь с плотностью дефектов упаковки базовой плоскости	
<b>В.Г. Горячев, К.Л. Енишерлова, С.А. Капилин</b>	195
Влияние гамма облучения на параметры гетероструктур AlGaN/GaN	
<b>В.И. Олешко, С.Г. Горина</b>	197
Морфология разрушений, образующихся в гетероструктурах InGaN/GaN под действием сильноточного электронного пучка	
<b>А.В. Градобоеv, Д.Д. Каримбаев, И.А. Асанов</b>	199
Влияние материалов конструкции на стойкость светодиодов InGaN к облучению гамма-квантами	
<b>А.А. Лебедев, С.В. Белов, М.Г. Мынбаева, А.М. Стрельчук, Е.В. Богданова, Ю.Н. Макаров, А.С. Усиков, С.Ю. Курип, И.С. Бараши, А.Д. Роенков, В.В. Козловский</b>	201
Радиационная стойкость HVPE-GaN диодов шоттки	
<b>Н.А. Торхов, В.Г. Божков, А.В. Градобоеv</b>	203
Влияние гамма-облучения на статические характеристики Ni-GaN контактов с барьером шоттки	
<b>П.С. Вергелес, Е.Б. Якимов</b>	205
Влияние облучения электронами низкой энергии на оптические свойства InGaN/GaN структур: релаксация напряжений в квантовых ямах?	

**НОБЕЛЕВСКАЯ ПРЕМИЯ ПО ФИЗИКЕ 2014 ГОДА  
И ПРОБЛЕМЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И РАЗРАБОТОК СТРУКТУР И ПРИБОРОВ  
НА ОСНОВЕ НИТРИДНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ  
(ВВОДНАЯ РЕЧЬ К 10-Й КОНФЕРЕНЦИИ)**

**A.Э. Юнович**

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

Нобелевская премия по физике 2014 года была присуждена японским ученым И.Акасаки, Х.Амано и Ш.Накамуре за изобретение ярких синих светодиодов, которые обеспечили создание светодиодов белого свечения для освещения (рис. 1) [1]. Это международное общественное признание важности фундаментальных исследований и практически важных разработок структур и приборов на основе GaN, InN, AlN показало, что время (начиная с 1997 г.), организация и тематика наших Всероссийских Совещаний и Конференций были выбраны правильно. Работы, доложенные и обсуждавшиеся на Конференциях и Светодиодных Форумах за прошедшие два десятилетия (рис. 2), внесли существенный вклад в общий поток исследований и разработок, которые определили создание светодиодной промышленности и развитие светодиодного освещения в мире. Решения Конференций направлялись с предложениями о развитии светодиодной промышленности и нитридных технологий в Правительство РФ.

Всё это накладывает на участников Конференции большую ответственность за дальнейшее развитие работ по структурам и приборам на основе нитридов. Особенно важно проводить эти работы в тесной связи с отечественными промышленными организациями. Программа 10-й Конференции включает доклады по всем важным направлениям этой тематики.

[1] А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. Природа, 2015, №1, с. 75-81.



Рис. 1. Нобелевские лауреаты (слева направо) И.Акасаки, Х.Амано, Ш.Накамура на церемонии вручения премий в Стокгольме.

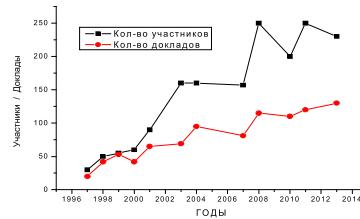


Рис. 2. Количество участников и докладов на Всероссийских Нитридных конференциях.

**NOBEL PRIZE IN PHYSICS 2014 AND PROBLEMS OF RESEARCH AND DEVELOPMENT OF STRUCTURES AND DEVICES BASED ON NITRIDE SEMICONDUCTORS (INTRODUCTION TO THE 10<sup>TH</sup> CONFERENCE)**

**A.E. Yunovich**

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

Nobel Prize in physics 2014 was awarded to Japanese scientists I.Akasaki, H.Amano and S.Nakamura for the invention of efficient blue LEDs and white light sources for illumination. This international recognition of importance the Nitrides based structures and devices proves that our Conferences were organized aright beginning in 1997. The papers reported and discussed on the Conferences during two decades made a contribution to the general scientific information flow leaded to creation of the LED's industry and solid-state lighting. Conference participants have a great responsibility for further progress of the Nitrides based structures and devices.

## ОПТИМИЗАЦИЯ СМЕШЕНИЯ ЦВЕТОВ ДЛЯ ПЕРЕСТРАИВАЕМЫХ ТВЁРДОТЕЛЬНЫХ ИСТОЧНИКОВ БЕЛОГО СВЕТА

**К.А. Булашевич<sup>1</sup>\*, А.В. Куллик<sup>1</sup>, С.Ю. Карпов<sup>1</sup>, А.Е. Черняков<sup>2</sup>, А.В. Аладов<sup>2</sup>, Н.А. Тальнишиных<sup>2</sup>,  
А.Л. Закгейм<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> ООО «Софт-Импакт», а/я 83, пр. Энгельса 27, 194156, С.-Петербург,  
тел. +7(812)5544570, e-mail: kirill.bulashevich@str-soft.com;

<sup>2</sup> НТИ микроэлектроники РАН, ул. Политехническая 26, 194021, С.-Петербург;

В настоящее время твёрдотельное освещение на основе нитридных и фосфидных светодиодов (СД) постепенно занимает всё более прочные позиции в мире, открывая при этом новые области применения, основанные на более широких возможностях, предоставляемых СД. Одной из таких возможностей является создание источников белого света с перестраиваемой коррелированной цветовой температурой (КЦТ). Анализ рынка осветительных систем показывает, что такие источники весьма перспективны для домашнего, офисного и уличного освещения, освещения магазинов, архитектурных сооружений и произведений искусства, а также для использования в медицине [1].

С другой стороны, разработка источников перестраиваемого белого света требует решения ряда проблем, связанных с различием характеристик отдельных СД, таких, например, как их эффективность и её зависимость от рабочего тока и температуры, а также с особенностями поглощения/рассеяния и конверсии света люминофорами, часто используемыми в подобного рода источниках. До сих пор дискутируется выбор оптимального числа и параметров индивидуальных СД, входящих в источник белого света, и зависимость этого выбора от конкретных приложений [2].

В данной работе приведены результаты теоретического и экспериментального сравнения двух концепций смешения цветов в источнике перестраиваемого белого света. Первая, традиционная, концепция предполагает смешение света, излучаемого трёх или более СД, изготовленными на основе нитридных и фосфидных полупроводников. Другая, альтернативная, концепция основана на дополнительном использовании излучения белого СД, более широкий спектр которого должен способствовать увеличению эффективности светоотдачи и улучшению цветопередачи источника белого света. В частном случае сочетания белого (синий СД + люминофор) и красного СД последняя концепция оказывается близкой к концепции Brilliant Mix, обнародованной компанией Osram OS в 2011 г.

В рамках каждой концепции предварительно проводилась оптимизация смешения цветов. В качестве параметров оптимизации выступали число, пиковые длины волн излучения и мощностные доли индивидуальных СД в общем спектре излучения. Критерием оптимизации служило достижение максимума световой отдачи (СО) белого света и общего ( $R_a$ ) индекса цветопередачи (ИЦП) при заданных значениях КЦТ. При оптимизации учитывались зависящие от длины волны излучения ширина спектра излучения каждого СД и его асимметрия, которые определялись экспериментально. Спектр излучения белого СД считался фиксированным и также находился из эксперимента. Задача многопараметрической оптимизации решалась методом нерегулярного симплекса Нелдера-Мида, обеспечивающего повышенную стабильность поиска оптимума относительно итеративных флуктуаций целевой функции.

Оптимизация смешения цветов в источнике, содержащем только «монохромные» светодиоды, показала, что максимум СО и ИЦП может быть достигнут при использовании трёх – синего, зелёного и красного – СД. Увеличение число независимых СД до четырёх приводит росту ИЦП за счёт резкого понижения СО. Причиной этого является тот факт, что оптимизированные длины волн излучения двух из четырёх СД попадают в так называемую «зелёную долину» (~500-600 нм), где эффективности излучения как нитридных зелёных, так и фосфидных красных/оранжевых СД резко падает. Тем самым, именно проблема «зелёной долины» и является фактором, лимитирующим максимальное значение СО источника белого света, использующего «монохромные» СД. С другой стороны, было найдено, что оптимальные длины волн индивидуальных СД достаточно слабо зависят от выбранного значения КЦТ. Это позволяет разработать источник белого света на основе трёх СД, в котором возможна перестройка КЦТ за счёт выбора интенсивностей их излучения. В докладе обсуждаются результаты расчётов, предсказывающие относительно слабое изменение СО и ИЦП при варьировании КЦТ в широком интервале от ~3000 K до 8000 K.

Использование частичной конверсии света люминофором, излучающим в жёлто-зелёной области спектра и обычно возбуждаемым синим нитридным СД, позволяет заметно, в среднем на ~15%, увеличить СО источника белого света вследствие повышения общей эффективности излучения в «зелёной долине». Поэтому концепция смешения цветов, основанная на использовании

люминофоров, представляется более перспективной, по крайней мере до тех пор, пока проблема «зелёной долины» всё ещё не решена. Оптимизация смешения цветов в случае использования люминофора и минимального числа (2-3) индивидуальных СД показала, что оптимальные пиковые длины волн излучения СД уже заметно зависят от выбранного значения КЦТ. В результате оптимальные решения для смешения цветов оказываются разными для тёплого (КЦТ ~2700-3000 К) и нейтрального (КЦТ~4000 К) белого света. В первом из этих случаев решение оказывается близким к реализованному на практике в рамках концепции Brilliant Mix.

Полученная зависимость оптимальных длин волн излучения СД от КЦТ не позволяет получить в таком источнике белого света перестройку её величины путём простого варьирования интенсивностей излучения индивидуальных СД при их минимальном (2-3) числе. Чтобы добиться эффективной перестройки КЦТ, необходимо увеличить число таких СД. В данной работе подробно исследована комбинация излучения красного (630 нм), синего (470 нм) и зелёного (525 нм) СД с излучением белого, имеющего в своём составе люминофор и второй синий СД со сдвинутой (450 нм) относительно первого пиковой длины волны излучения. В исследованиях использовались два разных белых СД, отличающихся смесью люминофоров и обеспечивающих белый свет с КЦТ ~2900 К или ~6100 К. Для проведения экспериментов СД монтировались на общую плату-носитель из нитридной керамики с токоразводкой, обеспечивающей независимое питание отдельных СД. Смешение излучения индивидуальных СД достигалось с помощью вторичной оптики. Спектр излучения источника белого света и его цветовые характеристики (КЦТ, общий  $R_a$  и частные  $R_{1-R_{14}}$  ИЦП), а также полный световой поток и СО измерялись в интегрирующей сфере, входящей в комплекс «OL 770-LED High-speed LED Test and Measurement System» [3]. Перестройка КЦТ в сформированном таким образом источнике белого света осуществлялась за счёт изменения интенсивности излучения красного, синего и зелёного СД при постоянной интенсивности излучения белого. В результате хроматические координаты, соответствующие белому свету, отклонялись от локуса излучения чёрного тела в пределах допустимых значений, а соответствующая им КЦТ перестраивалась от 2700 К до 15000 К. В докладе подробно обсуждаются зависимости полученных экспериментально СО, а также общего и парциальных ИЦП, включая  $R_a$ , от выбранной КЦТ. Показано, что предложенная схема смешения цветов обеспечивает высокий и стабильный ИЦП при умеренной вариации СО во всём исследованном интервале изменения КЦТ. Полученные экспериментальные данные сравниваются с результатами моделирования цветовых характеристик источника белого света. На основе проведённого исследования обсуждаются перспективы дальнейшего улучшения характеристик таких перестраиваемых источников.

Работы выполнена при поддержке Минобрнауки РФ (соглашение о субсидии № 14.607.21.0010 от 05.06.2014, уникальный идентификатор: RFMEFI60714X0010).

- [1] А. Л. Закгейм. Светотехника, №6, 12 (2012).
- [2] A. Zukauskas, R. Vaicekauskas and M. Shur. J. Phys. D: Appl. Phys. **43**, 354006 (2010).
- [3] А. Л. Закгейм, А. Е. Черняков. Светотехника, №4, 51 (2013).

## COLOR MIXING OPTIMIZATION FOR TUNABLE SOLID-STATE WHITE LIGHT SOURCES

*K.A. Bulashevich<sup>1</sup>, A.V. Kulik<sup>1</sup>, S.Yu. Karpov<sup>1</sup>, A.E. Chernyakov<sup>2</sup>, A.V. Aladov<sup>2</sup>, N.A. Tal'nishnih<sup>2</sup> and A.L. Zakgeim<sup>2</sup>*

<sup>1</sup> Soft-Impact, Ltd., P.O.Box 83, 27 Engels ave., 194156, St.Petersburg,  
phone: +7(812)5544570, e-mail: kirill.bulashevich@str-soft.com;

<sup>2</sup> Submicron Heterostructures for Microelectronics Research & Engineering Center, RAS, 26  
Politekhnicheskaya str., 194121, St.Petersburg;

Two alternative design concepts of light sources producing white light with tunable correlated color temperature (CCT) are compared both theoretically and experimentally. One implies mixing of light emitted by three (blue, green, and red) or more light-emitting diodes (LEDs), whereas another utilizes additionally emission of a white-light LED to improve efficacy and color rendition. Optimal emission wavelength and power fractions of individual LEDs in the total emission spectrum are found by special optimization procedure, accounting for the actual spectrum shapes of nitride and phosphide emitters. Variation of the light source efficacy and overall and partial color rendering indexes as a function of desirable CCE is estimated for both design concepts. Detailed study of a light source combining emission of blue, green, and red LEDs with that producing white light is reported.

## РАСЧЕТ ВЫВОДА ИЗЛУЧЕНИЯ ИЗ СВЕТОДИОДНОЙ СТРУКТУРЫ С ТЕКСТУРИРОВАННЫМИ ИНТЕРФЕЙСАМИ

*А.С. Евсеенков\*, В.И. Зубков, Т.А. Орлова, А.В. Зубкова, С.А. Тарасов*

Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ». Ул. Проф. Попова, д. 5, 197376, г. Санкт-Петербург, тел. +7(812)2343116, e-mail: as.evseenkov@gmail.com

Светоизлучающие диоды (СД) являются одним из самых перспективных направлений современной полупроводниковой наноиндустрии. Повышение требований по энергоэффективности светодиодных гетероструктур требует дальнейшего совершенствования их активной области, получения и практического освоения новых знаний об энергетической структуре и протекающих в них квантово-механических процессах. Среди основных проблем светодиодов на основе нитрида галлия являются проблема гетероподложки и связанное с этим не достаточно высокое качество эпитаксиальных гетероструктур, эффект самонагрева и проблема вывода света из структуры. В результате этих факторов внешний квантовый выход пока в среднем достигает только 50% [1].

Эффективным способом увеличения вывода света является создание поверхностей, рассеивающих свет. На сегодняшний день используется текстурирование как подложек [2], так и эпитаксиальных слоев нитрида галлия [3]. При этом применяются как технологии случайного текстурирования, так и отформованной сапфировой подложки. Актуальной задачей для исследователей является разработка адекватных математических моделей и соответствующих программных алгоритмов для прогнозирования эффективности вывода излучения в зависимости от размеров и геометрии слоев светодиодной гетероструктуры и текстуры ее интерфейсов.

Целью данного исследования было создание математической модели, описывающей вывод света из типичной флип-чип светодиодной структуры InGaN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, предназначеннной для излучения в синем диапазоне, и структуры ультрафиолетового (УФ) СД на AlGaN, а также сравнительная оценка различных вариантов подготовки поверхностей для оптимизации конструкции и технологии изготовления светодиодов.

При проведении аналитических и численных расчетов за основу в данной работе было принято приближение геометрической оптики. Среды считались однородными и изотропными, интерференционные и поляризационные эффекты не учитывались. В расчетах характеристик излучения при прохождении границ раздела сред с различными показателями преломления  $n$ , использовались закон отражения и закон преломления (закон Снеллиуса). Расчеты проводились для структур с плоскими интерфейсами, а также с введенными текстурами в виде пирамид. В численном расчете варьировались форма и размер шероховатостей.

Аналитическое рассмотрение заключалось в построении хода лучей через исследуемую структуру и расчете доли лучей, распространяющихся в телесном угле, соответствующему критическому углу полного внутреннего отражения на границах GaN-сапфир и сапфир-воздух. Численный расчет проводился методом корпускулярного Монте-Карло с использованием технологии параллельных вычислений. В нем, в отличие от аналитического рассмотрения, учитывалось поглощение света в толще слоев, рассчитанное по закону Бугера-Ламберта-Бера.

Сравнение результатов двух подходов показывает, что аналитический расчет, несмотря на неучет ряда факторов (многократное отражение, поглощение, влияние торцов), дает адекватные результаты, сопоставимые с более детальными и точными результатами, полученными методом Монте-Карло.

При использовании численного подхода к решению поставленной задачи имеется большое количество задаваемых параметров, что дает большие возможности по настройке условий моделирования структуры. Так, одним из таких параметров является количество взаимодействий фотона с границами раздела (переотражений). Вариация данного параметра показала, что для получения корректных результатов следует учитывать 20 и более переотражений, учет в расчетах малого числа (< 14) взаимодействий занижает долю вышедшего света, рис. 1, а.

Для синих светодиодов, излучающих на длине волны 445 нм, максимальный коэффициент оптического вывода излучения достигает около 70 %, для УФ СД (длина волны 365 нм) – 7 %. Это связано с большим показателем поглощения на ультрафиолетовых частотах, чем на синих, что значительно уменьшает вероятность выхода фотона из структуры.

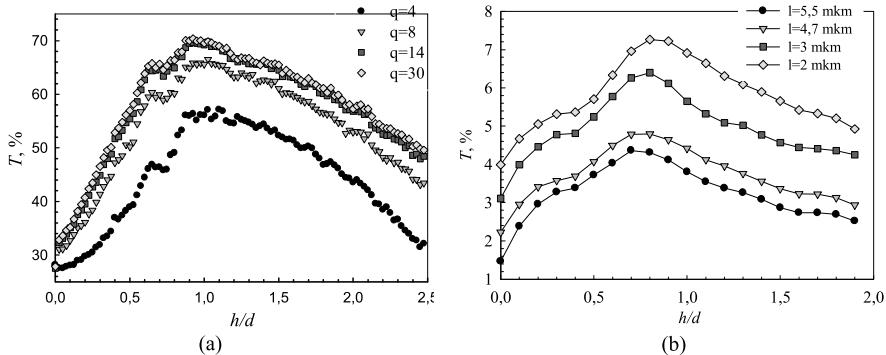


Рис.1. Зависимость коэффициента пропускания ( $T$ ) от аспектного отношения шероховатостей ( $h/d$ ): (а) для разного числа взаимодействий фотона с границей раздела,  $q$ ; (б) для разных толщин полупроводникового слоя,  $l$

Расчет коэффициента вывода света для структур с различными толщинами слоев GaN и сапфира показывает, что утонение слоев GaN и сапфира ведет к некоторому увеличению коэффициента пропускания света, т.к. потери на поглощение становятся меньше, рис. 1, б.

Определяющим фактором является различие коэффициентов преломления материалов на границе раздела полупроводник–сапфир. Для достижения максимального увеличения вывода света из флип-чип светодиодной структуры нужно текстурировать как границу GaN/сапфир, так и сапфир/воздух. Вследствие различия показателей преломления размеры текстур на интерфейсах GaN/сапфир и сапфир/воздух должны быть различны. При выборе параметров шероховатостей на интерфейсах необходимо учитывать, что их аспектные отношения должны стремиться к котангенсам критических углов для границ раздела соответствующих сред. Расчет коэффициентов прохождения для структур с различными размерами шероховатостей показал, что размеры оснований шероховатостей не оказывают кардинального влияния на величину прошедшего излучения. Для размеров шероховатостей от 2 до 16 мкм коэффициент оптического вывода света определяется в основном аспектным отношением  $h/d$ .

[1] Yamada M., Mitani T., Narukawa Y. et al. Jpn. J. Appl. Phys., **41**, 1431 (2002).

[2] Ko D., Yoon J., Seo J. LEDs Magazine, **11**, (2014).

[3] Wong W.S., Sands T., Cheung N.W. et al. Appl. Phys. Lett, **75**, 1360 (1999).

## MODELING OF LIGHT EXTRACTION FOR LED STRUCTURE WITH TEXTURED INTERFACES

*A. Evseenkov\*, V. Zubkov, T. Orlova, A. Zubkova, S. Tarasov*

Saint-Petersburg Electrotechnical University "LETI". Prof. Popova Str., 5. 197376, Saint-Petersburg,  
phone. +7(904)5124416, e-mail: as.evseenkov@gmail.com

Light extraction from light-emitting diode (LED) was modeled using an analytical approach and numerical simulations on the base of corpuscular Monte-Carlo method. The light transmission coefficient was calculated for flip-chip LED structures of various geometries. The effect of GaN/sapphire and sapphire/air interfaces texturing was investigated using the originally created simulation software. It was shown that the light extraction efficiency strongly depends on the aspect ratio of the macroscale textures. Recommendations for optimization of GaN light-emitting flip-chip structures have been given according to the performed analysis.

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ САПФИРОВЫХ ПОДЛОЖЕК ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ СВЕТОДИОДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР InGaN/GaN

**A.B. Мазалов<sup>1\*</sup>, 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: AleksandrMzl@yandex.ru.

<sup>2</sup> ОАО «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.

В последнее время светодиоды на основе нитридов III-группы находят все более широкое применение в осветительных приборах в первую очередь благодаря долговечности, компактности и низкому энергопотреблению.

При создании светодиодов важным является достижение эффективного вывода света из кристалла. Высокое значение величины коэффициента преломления GaN (2,45) ограничивает вывод света из кристалла в определенном интервале углов. Использование профилированных сапфировых подложек улучшает рассеяние, благодаря тому, что свет, отражается под разными углами.[1,2].

В данной работе исследован рост светодиодных гетероструктур InGaN/GaN синего диапазона на профилированных сапфировых подложках, ростовая поверхность которых представляет множество полусфер высотой 0,5 мкм и диаметром 1,2 мкм. Гетероструктуры InGaN/GaN получены методом МОС-гидридной epitаксии. Источником галлия и азота являлись trimетилгаллий Ga(CH<sub>3</sub>)<sub>3</sub> и аммиак NH<sub>3</sub>. При росте квантовых ям источниками галлия и индия являлись триэтилгаллий Ga(C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>)<sub>3</sub> и trimетилицинний In(CH<sub>3</sub>)<sub>3</sub>. Для получения материала p-типа проводимости использовался бис-цикlopентодиенил магния Mg(C<sub>5</sub>H<sub>5</sub>)<sub>2</sub>, а для получения материала n-типа проводимости – моносилан SiH<sub>4</sub>.

Исследованы структуры с различной толщиной буферного слоя GaN: 3,5 мкм и 6 мкм. Структуры выращивались на профилированных и на обычных сапфировых подложках. У полученных структур были измерены рентгеновские кривые качания и определена ширина пика на половине высоты FWHM. Данная величина характеризует структурное совершенство слоев GaN. Результаты измерений представлены в таблице 1.

Таблица 1. Результаты измерений FWHM рентгеновских кривых качания образцов GaN.

	FWHM слоя GaN толщиной 3,5 мкм, угл. сек.	FWHM слоя GaN толщиной 6 мкм, угл. сек.
Профилированная подложка	350	280
Обычная подложка	270	270

По данным измерений видно, что при толщинах буферного слоя GaN равных 6 мкм, значение FWHM для профилированной подложки приближается к значению FWHM для обычной подложки. Таким образом, при создании светодиодных структур на профилированных сапфировых подложках, с упомянутыми выше параметрами, для обеспечения приемлемого качества активной области минимальная толщина буферного слоя GaN должна составлять 5-6 мкм. На этих образцах были выращены светодиодные структуры InGaN/GaN. Интенсивность сигнала фотолюминесценции этих структур на профилированной подложке оказалась в 1,6 раза выше. Из полученных структур были изготовлены чипы размером 0,36x0,36 мм и измерены их характеристики. Значение силы света на чипах с профилированной подложкой было в 1,4 раза выше, чем на чипах с обычной подложкой.

[1] Yu-Sheng Lin, J. Andrew Yeh. Applied Physics Express. 2011. v. 4. P. 092103.

[2] И.С. Романов, И.А. Прудав, В.Н. Брудный, В.В. Копьев, В.А. Новиков, А.А. Мармалюк, В.А. Курешов, Д.Р. Сабитов, А.В. Мазалов Известия Высших Учебных Заведений: Физика. 2014. т. 57. №11. С. 134.

## PATTERNEDE SAPPHIRE SUBSTRATES FOR GROWING InGaN/GaN LED HETEROSTRUCTURES

**A.V. Mazalov<sup>1\*</sup>, 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.

GaN-based light emitting diodes (LED) are the most promising light sources for lighting because of its long life time, small sizes and low power supply. In GaN-based LED it is important to get high light extraction efficiency. The high refractive index of GaN (2,45) constrains light within a critical angle. By using patterned sapphire substrates it is possible to get high light extraction efficiency [1,2]. In this work the growth of LED structures on patterned sapphire substrates have been investigated. LED structures were grown by MOCVD. For getting the good crystalline quality on patterned sapphire substrates the GaN buffer layer has to be at least 5 or 6 microns. Photoluminescence intensity of LED structures grown on patterned sapphire substrate was at 1,6 times higher then of LED structures grown on the conventional substrate. The 0,36x0,36 mm size LED chips were made. The luminous intensity of LED chips on patterned sapphire substrate was at 1,4 times higher then on the conventional substrate.

## ЗЕЛЕНЫЕ, ЗЕЛЕНО-ЖЕЛТЫЕ ФОТОЛЮМИНОФОРЫ ВОЗБУЖДАЕМЫЕ НИТРИДНЫМИ ГЕТЕРОСТРУКТУРАМИ С ВЫСОКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТЬЮ

**В.А. Большухин, Т.М. Борисова, Л.Н. Зорина, В.В. Приходько, В.Н. Личманова, Н.П. Сощин \***  
ОАО "НИИ Платан" с заводом при НИИ", 141190, г.Фрязино Моск. обл., e-mail: soschin@mail.ru

Рассмотрена новая концепция построения ярких белых светодиодов (БСД), цветовая коррелированная температура (ЦКТ) которых находится в интервале от  $T=3500$  К до  $T=5000$  К и определяет излучение в тепло-белых, нейтрально белых и дневных белых оттенках. Для использования в переизлучающих конверторах подобных БСД предлагается создание бинарной смесевой композиции однородных по дисперсности фотолюминофоров (Фл), различающихся положением спектральных экстремумов с  $\lambda_{\text{цел.}}=535-545$  нанометров и  $\lambda_{\text{изл.}}=565-575$  нанометров.

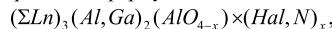
Эти два Фл будут иметь предельные величины световых выходов, определяющихся по уравнению значение полного светового потока

$$F(\text{лм}) = (U \times I) \times \eta_{\text{внутр.}} \times \eta_{\text{внешн.}} \times \left( \frac{\lambda_{\text{возб.}}}{\lambda_{\text{изл.}}} \right) \times \eta_{\text{люм.}} \times Q_L \times K_{\text{темп.}},$$

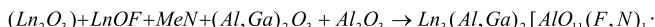
где  $U, I$  - напряжение и ток прибора,  $\eta_{\text{внутр.}}$ ,  $\eta_{\text{внешн.}}$  - внутренний и внешний выходы электролюминесценции,  $K_{\text{темп.}}$  – коэффициент температурного тушения.  $(\lambda_{\text{возб.}}/\lambda_{\text{изл.}})$  – приведенный коэффициент стоксовых потерь,  $\eta_{\text{люм.}}$ ,  $Q$  - квантовый выход Фл и спектральный люмен-эквивалент излучения.

Вторым условием предлагаемой концепции является создание Фл с управляемой полушириной и минимальными излучательными потерями в глубокой красной области, где низка чувствительность глаза наблюдателя.

В качестве экспериментальных Фл было предложено использовать традиционные алюмо-галлиевые матрицы со стехиометрической формулой:



где  $\Sigma Ln = Y, Gd, Ln, Tb, Ce, Yb$ ,  $Hal = F^{l-}, Cl^l Br^{l-}$ , ионы галогенидов совместно с ионом азота  $N^{3-}$  частично замещающие ионы кислорода  $O^{2-}$  в тетраэдрах  $[MeO_4]$ , где  $Me = Al$  или  $Ga$ , при гранатной кристаллической структуре матрицы Фл. Материалы производились по предложенной схеме расплавного синтеза из нанооксидных прекурсоров в соответствии с уравнением процесса



в восстановительной атмосфере при  $T > 1500^\circ\text{C}$  в течение 12 часов. Положение спектрального максимума излучения определяется соотношением  $Y/Ln/Gd/Ce$  в катионной подрешетке, а полуширина излучения (обычно  $\Delta_{0,5} = 110$  нанометров) концентрацией галогенидных ионов, замещающих кислород.

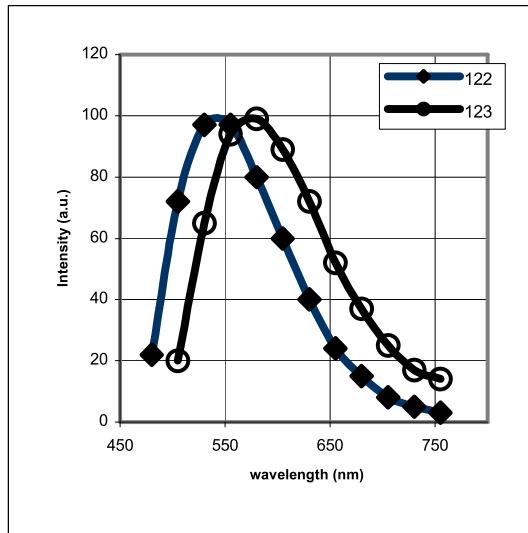
Спектральное распределение излучения для рабочей пары Фл показано на рисунке.

Для Фл (№122) состава  $Y_{2,7}Lu_{0,2}Ce_{0,06}Tb_{0,02}Yb_{0,02}Al_{1,6}Ga_{0,4}Al_3O_{11,4}(F, N)_{0,6}$  определено положение  $\lambda_{\text{изл.}}=539$  нм при  $\Delta_{0,5} = 110$  нм, с люмен-эквивалентом  $Q_L=428$  лм/Вт при квантовом выходе  $\eta_{\text{люм.}} = 0,96$ . Для парного длинноволнового Фл (№123) состава  $Gd_{2,5}Lu_{0,3}Ce_{0,06}TbYb_2$  – значение  $\Delta_{0,5} = 120$  нм с  $\eta = 0,91$  и эквивалента  $Q_L = 378$  лм/Вт. Так для коротковолнового Фл величина потока для  $W=1$  Ватт составляет при  $\eta_{\text{внешн.}} = 0,98$ ,  $\eta_{\text{внутр.}} = 0,6$ , стоксовые потери = 0,837, значение  $F = 207,8$  люмен. Для длинноволнового Фл при потерях = 0,807 значение  $F = 176$  люмен. Уравнение интегрального белого излучения

$$W_{\text{шпп.}} = kW_{kp} + (1-k)W_{\partial\sigma}.$$

Тогда для  $T=4000\text{K}$ ,  $5000\text{K}$ ,  $3500\text{K}$   $k = 0,6; 0,7; 0,45$  соответственно. БСД позволяют достигнуть световой отдачи  $\eta = 194,7$  лм/Вт, тогда как для области нейтрально белых оттенков значение  $\eta = 192$  лм/Вт, световая отдача тепло-белых СД составит  $\eta = 180,5$  лм/Вт. При общей полуширине спектра бинарной люминофорной смеси  $\Delta_{0,5} = 138-140$  нм величина коэффициента цветовоспроизведения составит  $R_a > 72$  единиц.

Оба Фл представляют также самостоятельный интерес для зеленых и оранжевых СД. На коротковолновом Фл с  $\lambda = 530$  нм получены СД с координатами цветности  $x = 0,33$   $y = 0,62$  и световой отдачей  $\eta = 180-195$  лм/Вт. На длинноволновом излучателе желтого свечения координаты цветности  $x = 0,46-0,48$   $y = 0,50-0,52$  со световой отдачей  $\eta = 155-160$  лм/Вт.



Спектры излучения зеленого и желтого люминофоров

## GREEN AND YELLOW FOTOLUMINOPHORES FOR NITRIDE LED WITH HIGH EFFICIENCY

*V.A. Bolshuhin, T.M. Borisova, L.N. Zorina, V.V. Prichodiko, V.N. Lichmanova, N.P. Soschin \**  
RDI PLATAN, Fryazino Mos reg.141190, e-mail: soschin@mail.ru

The design of the light converter is offered for lighting led of the white colour of the phosphorescence. The converter consists of two phospors, radiating in green and orange-red area of the spectrum.

It is considered new concept of the building bright white LED, color correlated temperature (CCT) which is found in interval from  $T= 3500$  to  $T= 5000$  K.

## **ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ПОСЛЕДНЕГО БАРЬЕРНОГО СЛОЯ НА ВНУТРЕННЮЮ И ВНЕШНЮЮ КВАНТОВУЮ ЭФФЕКТИНОСТЬ СВЕТОДИОДНЫХ СТРУКТУР InGaN/GaN**

**I.S. Romanov<sup>L\*</sup>, I.A. Prudaev<sup>1</sup>, V.V. Kopyev<sup>1</sup>, A.A. Marmalyuk<sup>2</sup>, V.A. Kureshov<sup>2</sup>,**  
**D.R. Sabitov<sup>2</sup>, A.V. Mazalov<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Томский государственный университет. Пр. Ленина, 36, 634050, Томск  
тел. +7(923)4123563, e-mail: [rff.romis@gmail.com](mailto:rff.romis@gmail.com);

<sup>2</sup>ООО «СигмПлюс», Ул. Введенского, 3, 117342, Москва

В настоящей работе проводились исследования фото- и электролюминесценции светодиодных структур синего диапазона длин волн с множественными квантовыми ямами InGaN/GaN. Структуры выращены методом газофазной epitаксии из металлогорганических соединений на планарных и профилированных сапфировых подложках. Исследованы светодиодные структуры с различной толщиной последнего барьера слоя GaN (5–15 нм), располагающегося между активной областью и *p*-GaN. В качестве возбуждающего оптического источника использовался импульсный YAG лазер с мощностью 35 мВт (частота следования импульсов 1 кГц, длительность импульса – 10 нс, длина волны излучения – 355 нм). Для определения внутреннего квантового выхода (IQE) проводились измерения интегральной интенсивности фотолюминесценции в зависимости от интенсивности возбуждающего излучения при низкой (10 К) и комнатной (300 К) температуре, подробнее в [1, 2]. Значение внешнего квантового выхода (EQE) оценивалось при комнатной температуре при токе около 1 А/см<sup>2</sup>.

Значения IQE светодиодных структур с одинаковой толщиной последнего барьера слоя, выращенных в одном процессе на планарных и профилированных сапфировых подложках, совпадают в пределах погрешности методики измерения. Это свидетельствует о близком кристаллическом совершенстве светодиодных структур для обоих типов подложек. При этом интенсивность фото- и электролюминесценции и EQE светодиодных структур, выращенных на профилированных подложках выше, чем для светодиодных структур на планарных подложках. Это связано с увеличением коэффициента вывода излучения для светодиодных структур, выращенных на профилированных подложках, относительно светодиодных структур на планарных подложках [3].

При уменьшении толщины последнего барьера слоя от 15 до 5 нм происходит постепенное увеличение EQE. Подобный результат наблюдался ранее в работе [4], что связывалось с увеличением эффективности инъекции дырок в активную область при уменьшении толщины барьера слоя. В противоположность EQE, значения IQE повышаются при уменьшении толщины последнего барьера слоя GaN от 15 до 5 нм. Вероятно, это связано с эффектом диффузии атомов Mg в активную область, которые образуют в ней центры безызлучательной рекомбинации. При большей толщине последнего барьера слоя в области квантовых ям будет наблюдаться меньшая концентрация атомов Mg [5], что должно приводить к уменьшению концентрации центров безызлучательной рекомбинации и, следовательно, повышению IQE.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 14.02.31180-мол-а.

- [1] Satoshi Watanabe et al. Appl. Phys. Lett., **83**, 4906 (2003).
- [2] I.A. Prudaev et al. Russ. Phys. J., **56** (7), 757 (2013).
- [3] I.A. Prudaev et al. Russ. Phys. J., **57** (5), 657 (2014).
- [4] S.-H. Yen et al. IEEE Photon. Tech. Lett., **22** (24), 1787 (2010).
- [5] А.Ф. Цапулников и др. ФТП, **44** (1), 96 (2010).

## **EFFECT OF LAST BARRIER THICKNESS ON INTERNAL AND EXTERNAL QUANTUM EFFICIENCY OF InGaN/GaN LED STRUCTURES**

**I.S. Romanov<sup>L\*</sup>, I.A. Prudaev<sup>1</sup>, V.V. Kopyev<sup>1</sup>, A.A. Marmalyuk<sup>2</sup>, V.A. Kureshov<sup>2</sup>,**  
**D.R. Sabitov, A.V. Mazalov**

<sup>1</sup>Tomsk State University. Lenin ave., 36, 634050, Tomsk,  
phone. +7(923)4123563, e-mail: [rff.romis@gmail.com](mailto:rff.romis@gmail.com);

<sup>2</sup>SigmPlus Co., Vvedenskogo str., 3, 117342, Moscow

The results of study of internal and external quantum efficiency of blue LED structures with different last barrier thickness are presented. We found that external quantum efficiency is improved while internal quantum efficiency decreases with decreasing of thickness last barrier.

## РАСХОДИМОСТЬ ИЗЛУЧЕНИЯ ЛАЗЕРОВ С ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ И ОПТИЧЕСКОЙ НАКАЧКАМИ НА ОСНОВЕ КВАНТОВОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРЫ AlGaN/InGaN/GaN

**A.В. Мазалов<sup>1\*</sup>, М.М. Зверев<sup>3</sup>, Н.А. Гамов<sup>3</sup>, В.Б. Студенов<sup>3</sup>, В.А. Курешов<sup>1</sup>, Д.Р. Сабитов<sup>1</sup>,**

**А.А. Падалица<sup>1</sup>, А.А. Мармалюк<sup>3,4</sup>, В.И. Козловский<sup>5,6</sup>**

<sup>1</sup> ООО «Сигм плюс», 117342, г. Москва, ул. Введенского, 3.

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

<sup>3</sup> Московский государственный технический университет радиотехники, электроники и автоматики,

пр. Вернадского, 78, Москва, 119454, e-mail: mzverev@mail.ru

<sup>4</sup> Нац. исследовательский ядерный университет "МИФИ", 115409, Москва, Каширское шоссе, 31.

<sup>5</sup> Физический институт им П.Н. Лебедева РАН, 119991, Москва, Ленинский пр., 53

Метод накачки полупроводниковых лазеров электронным пучком позволяет получать световые импульсы с высокой мощностью, причем существует возможность последовательного во времени или одновременного излучения на разных длинах волн, возможность сканирования по углу диаграммой направленности излучения. Применение квантоворазмерных структур в качестве активных элементов полупроводниковых лазеров с электронно-лучевой накачкой позволило уменьшить значения рабочей энергии электронов до 3.5 – 10 кэВ. Лазеры с накачкой электронным пучком на основе нитридов галлия, индия и алюминия изучены мало. Впервые о получении генерации лазера на основе структуры InGaN/GaN с накачкой электронами с энергией 50-150 кэВ сообщалось в работе [1]. Нами сообщалось об уменьшении рабочей энергии электронов накачки лазеров на основе структуры AlGaN/InGaN/GaN при комнатной температуре активного элемента до 9-18 кэВ [2]. Метод оптической накачки лазеров является более удобным для исследования лазерных характеристик структур, так как он не требует вакуумирования активного элемента. При использовании для накачки азотного лазера (длина волны 337 нм) пространственное распределение энергии в структурах на основе GaN близко к распределению электронов с энергией 5-8 кэВ. Это позволяет в ряде случаев использовать оптическую накачку для оптимизации конструкции структур для лазеров с электронно-лучевой накачкой. Актуальной задачей является увеличение выходной мощности полупроводниковых лазеров и уменьшение угла расходности их излучения. В настоящей работе сообщаются результаты исследования диаграммы направленности импульсных лазеров на основе структур AlGaN/InGaN/GaN с поперечной электронно-лучевой и оптической накачками.

Структуры для лазеров выращивались методом МОС-гидридной эпитаксии на подложках из сапфира толщиной 430 мкм. Лазерная гетероструктура состояла из: слоя GaN толщиной 3000 нм; слоя  $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  толщиной 580 нм; слоя GaN толщиной 190 нм; 5 квантовых ям, образованных слоями  $\text{In}_{0.11}\text{Ga}_{0.89}\text{N}$  толщиной 2.5 нм, разделенными барьерами GaN толщиной 10 нм; слоя GaN толщиной 190 нм; и верхнего слоя  $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$  толщиной 20 нм. Активный волновод, ограниченный слоями  $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  и  $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ , имел толщину 432.5 нм. Для накачки использовался импульсный электронный пучок с энергией электронов до 18 кэВ при длительности импульсов около 300 нм с частотой следования импульсов 1.5 Гц или азотный лазер с длительностью импульса 10 нс и частотой следования до 50 Гц. Лазерные резонаторы изготавливались методом скальвания, длина резонатора составляла 0.7 – 1.1 мм. Заметим, что из-за высокой прочности подложки (сапфира) сколотые резонаторы имели разное качество в различных участках образцов. Все эксперименты проводились при комнатной температуре. При использовании электронной накачки размер накачиваемой области ограничивался диафрагмой, расположенной вблизи структуры. При оптической накачке пучок азотного лазера фокусировался на образце цилиндрической линзой, ширина накачиваемой области составляла около 0.4 мм.

Лазер работал на длине волны 430 нм. На рис. 1 представлены фотографии диаграммы направленности лазера с оптической накачкой, сделанные с экрана, размещенного на расстоянии 8.5 см от образца. Перемещая образец относительно луча накачки, можно возбуждать различные участки структуры. В большинстве случаев в перпендикулярной к структуре плоскости, проходящей через ось лазерного резонатора и ось пучка накачки, наблюдаются два узких (ширина 2-3°) пика, симметрично раздвинутых относительно оси резонатора на 20-25°. Угловое расстояние между пиками увеличивается по мере отклонения плоскости наблюдения от оси резонатора в перпендикулярном направлении (рис. 1а). В плоскости структуры ширина лепестков диаграммы направленности составляет около 40 - 50°. На других участках структуры диаграмма направленности почти симметрична с угловой расходностью около 45-50° (рис. 1б). Наблюдаемые распределения интенсивности в дальней зоне могут быть объяснены генерацией на вытекающих

модах резонатора [3-5]. Действительно, при незначительном перепаде показателя преломления между волноводным и внутренним слоем  $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$  возможно распространение излучения вглубь структуры. При этом формирование диаграммы направленности будет определяться внутренними слоями структуры (в том числе сапфировой подложкой), поглощением излучения в которых на длине волны генерации лазера незначительно. Оптимизация конструкции такой структуры должна привести как к увеличению яркости излучения, так и к возрастанию максимальной достичимой мощности, определяемой катастрофической деградацией, за счет увеличение площади поверхности выходного торца лазера.

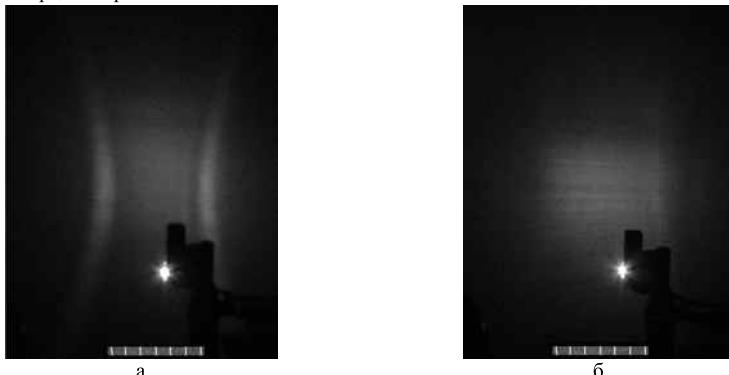


Рис.1.Картина распределения дальнего поля излучения лазера от двух разных частей лазерной линейки. Яркие точки на рисунке соответствуют поверхности лазера. Направление накачки – слева направо. Пучок лазера направлен перпендикулярно рисунку. Импульсная мощность около 5 Вт.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 13-02-00604, а также Задания Минобрнауки № 3.611.2014/К.

- [1] V.I. Kozlovsky, A.B. Krysa, et al. MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. 2, 38, (1997).
- [2] М.М. Зверев, Н.А. Гамов, Е.В. Жданова, Д.В. Перегудов, В.Б. Студенов, А.В. Мазалов, В.А. Курешов, Д.Р. Сабитов, А.А. Падалица, А.А. Мармалюк. Программа и тезисы докладов на 4-м Всеросс. симп. с между. участием «Полупроводниковые лазеры: технология и приборы», с. 39, С-Петербург, 10-13 ноября 2014.
- [3] Н.Б. Звонков, Б.И. Звонков и др. Квантовая электроника, 25, 7, 622-624, (1998).
- [4] В.И. Швейкин, А.П. Богатов и др. Квантовая электроника, 26, 1, 33-35, (1999).
- [5] V. Shchukin, J.Lott, N. Ledentsov. Proc. of SPIE, vol. 8255, 8255 1M-1-1M-15

## FAR-FIELD PATTERN OF OPTICALLY AND ELECTRON-BEAM PUMPED LASERS BASED ON AlGaN/InGaN/GaN STRUCTURE

*A.B. Mazalov<sup>1\*</sup>, M.M. Zverev<sup>2</sup>, N.A. Gamov<sup>2</sup>, V.B. Studionov<sup>2</sup>,  
V.A. Kureshov<sup>1</sup>, D.R. Sabitov<sup>1</sup>, A.A. Padalitsa<sup>1</sup>, A.A. Marmalyuk<sup>3,4</sup>, V.I. Kozlovsky<sup>4,5</sup>*

<sup>1</sup> Sigm Plus Co., 3 Vvedenskogo Str., 117342 Moscow, Russia.

<sup>2</sup> Moscow State Technical University of Radio Engineering, Electronics and Automations, 119454, Moscow, Vernadsky pr., 78, Russia. e-mail: mzverev@mail.ru

<sup>3</sup> R&D Polyus, 117342, Moscow, Vvedenskogo Str 3, Russia

<sup>4</sup> Moscow Engineering Physics Institute, 115409, Moscow, Kashirskoe highway, 31, Russia.

<sup>5</sup> P.N. Lebedev Physical Institute, 119991, Moscow, Leninsky pr. 53, Russia.

Far-field pattern of optically and electron-beam pumped lasers based on AlGaN/InGaN/GaN structure have been studied. In some cases optical radiation with wavelength of 430 nm was concentrated in two lobes with angle width of 2-3° and distance between lobes about 40°. The results can be explained by excitation of leaking modes of laser cavity.

## СВЕРХЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ СЛОЕВ AlGaN, СИЛЬНО ЛЕГИРОВАННЫХ КРЕМНИЕМ

**П.А. Боян, Д.Э. Закревский, Т.В. Малин, И.В. Осинных, К.С. Журавлев**

ИФП им. А.В. Ржанова СО РАН, пр. Лаврентьева, 13, 633090, Новосибирск,  
тел. +7(383)3304475, e-mail: zhur@isp.nsc.ru;

Создание мощных эффективных и долгоживущих твердотельных источников лазерного излучения сине-зеленого диапазона спектра, в частности, инъекционных полупроводниковых лазеров спектрального диапазона 520–550 нм, соответствующего максимальной чувствительности человеческого глаза, является важной задачей. Такие лазеры крайне необходимы для многочисленных применений, таких как лазерные наземные и подводные локаторы, дальномеры, системы посадки самолетов и проводки судов, устройства указания и топографического визирования, скоростной интерферометрии и фотографии, проекционное телевидение, аппаратура диагностики живых клеток и т.д. Создание полупроводниковых лазеров сине-зеленого диапазона длин волн, однако, наталкивается на серьёзные затруднения фундаментального характера. В результате, несмотря на значительные материальные затраты и интеллектуальные ресурсы, прогресс в этой области невелик. Требуются иные альтернативные подходы для решения данной проблемы. В данной работе сообщается об обнаружении сине-зеленой сверхлюминесценции при оптических переходах через уровни дефектов в слоях AlGaN, сильно легированных донорами. Это явление создает предпосылки для разработки эффективных источников света сине-зеленого диапазона спектра. Более того, широкий спектр излучения дефектов в AlGaN дает основание для получения сверхбыстрых лазеров с длительностью световых импульсов порядка  $10^{-15}$  сек.

В работе исследовались слои  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ , выращенные методом молекулярно-лучевой эпитаксии из аммиака. Содержание алюминия в слоях варьировалось от 0 до 0,7, легирование осуществлялось силиконом. Концентрация электронов оценивалась с помощью измерения эффекта Холла и достигала  $1 \times 10^{20} \text{ см}^{-3}$  в слоях GaN. Для возбуждения катодолюминесценции (КЛ) использовался оригиналный источник электронного пучка, разработанный в ИФП СО РАН. Это разрядная структура «открытый разряд», в котором реализуется разряд в малом ускорительном промежутке ~1,5 мм (катод – сетка – дрейфовое пространство) при преобладающей роли фотоэмиссии в качестве основного механизма эмиссии электронов.

На рисунке 1а приведены спектры КЛ слоев AlGaN различного состава от  $x=0$  до  $x=0,5$ , измеренные при комнатной температуре.

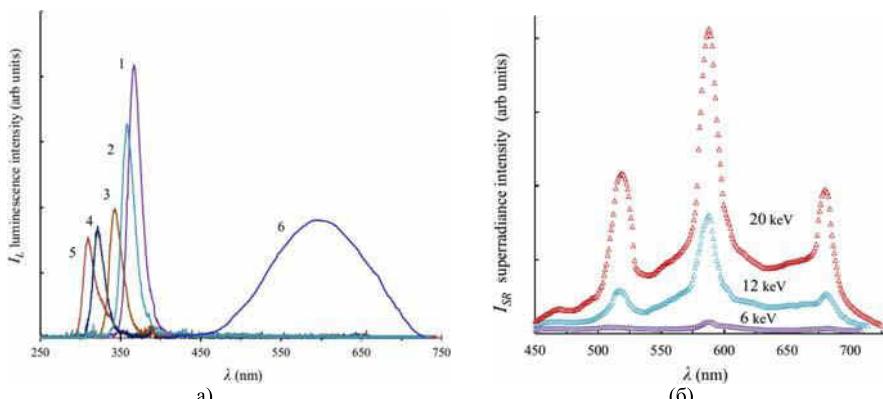


Рисунок 1. (а) Спектры катодолюминесценции слоев AlGaN различного состава: 1— $x=0$ ; 2— $x=0,1$ ; 3— $x=0,2$ ; 4— $x=0,28$ ; 5— $x=0,36$ ; 6— $x=0,5$ . (б) Изменения спектра сильно легированного кремнием слоя AlGaN с  $x=0,5$  при изменении энергии электронного пучка.

В спектре слоя сильно легированного AlGaN с  $x=0,5$  доминирует широкая полоса люминесценции с максимумом вблизи 588 нм. Эта полоса появляется при превышении некого порогового значения мощности электронов и сверхлинейно возрастает с ускоряющим напряжением электронов. При больших уровнях накачки форма полосы изменяется, появляется модовая структура. Такое поведение спектра излучения свидетельствует о стимулированной эмиссии, усиливающейся в

планарном волноводе при прохождении света под углами, близкими к углу полного внутреннего отражения.

В работе обсуждается схема электронных переходов в слоях AlGaN:Si, объясняющая явление сверхлюминесценции.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-02-92007.

## THE SUPERRADIANCE OF HEAVILY SILICON DOPED AlGaN LAYERS

*P. A. Bokhan, Dm. E. Zakrevsky, T.V. Malin, I. V. Osinnykh, K.S.Zhuravlev*  
Rzhanov Institute of Semiconductors Physics, pr. Lavrentieva, 13, 630090, Novosibirsk,  
phone. +7(383)3304475, e-mail: zhur@isp.nsc.ru;

Luminescence and superradiance characteristics of 0.5–1.2- $\mu\text{m}$  thick  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  films grown by molecular-beam epitaxy on sapphire substrates were studied under excitation of the films with low-energy (<20 keV) and high-energy (170 keV) electron beams. In both cases, the luminescence spectra looked quite similarly; they exhibited a band-edge luminescence with  $x$ -dependent wavelength ranging from 365 nm to 310 nm and a broadband emission taking over the whole visible spectral region. Superradiance within the broad band was obtained by pumping the samples with powerful an electron beam in the form of an open-discharge-generated filament.

**ОЦЕНКА НЕОДНОРОДНОСТИ ВСТРОЕННЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ В АКТИВНОЙ  
ОБЛАСТИ МНОЖЕСТВЕННЫХ КВАНТОВЫХ ЯМ СВЕТОДИОДНОЙ  
ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ InGaN/AlGaN/GaN МЕТОДОМ СПЕКТРОСКОПИИ  
ЭЛЕКТРООТРАЖЕНИЯ**

*Л.П. Авакянц, А.Э. Асланян, К.Ю. Положенцев, П.Ю. Боков\*, А.В. Червяков*

Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, физический факультет,  
кафедра общей физики. Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2  
e-mail: pavel\_bokov@physics.msu.ru

При комнатной температуре получены спектры электроотражения светодиода на основе гетероструктуры InGaN/GaN/AlGaN с областью множественных квантовых ям (МКЯ) в активной области. Область МКЯ исследуемого образца содержит пять квантовых ям шириной 3 нм, разделенных между собой барьерами шириной 12 нм. На рп-переход образца подавалось модулирующее напряжение, постоянная составляющая которого запирала диод.

В спектрах электроотражения в диапазоне энергий 2.6 – 2.9 эВ присутствует линия, связанная с межзонными переходами в области МКЯ. Обнаружено расщепление этой линии на две при амплитудах модулирующего напряжения меньших 0.875 В.

Исследована зависимость положения расщепленных линий от приложенного напряжения к рп-переходу. Связь разности энергий переходов для двух спектральных линий и прикладываемого к контактам рп-перехода напряжения позволила оценить неоднородность электрических полей между отдельными квантовыми ямами активной области [1]. Это различие составило  $(304 \pm 25)$  кВ/см при напряженности поля в ямах порядка 1.6 МВ/см. Применение теории пьезоэлектрического эффекта для нитрид содержащих структур позволяет оценить модуль напряженности электрического поля внутри КЯ [2]. Таким образом, различие модулей напряженности электрического поля для квантовых ям, излучающих в рассматриваемом диапазоне энергий, составляет до 5% от напряженности пьезоэлектрических полей внутри структуры.

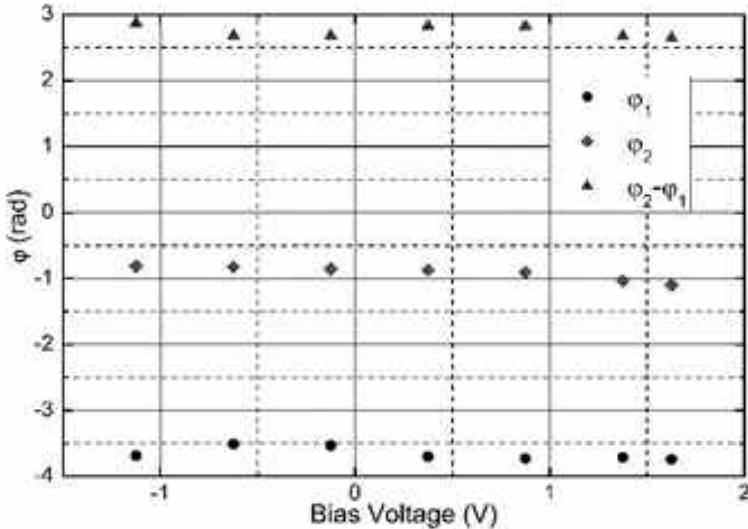


Рис.1. График зависимости фазовых параметров от напряжения смещения рп-перехода,  $\phi_1, \phi_2$  - фазовые параметры, соответствующие двум разным линиям в спектре электроотражения

Кроме того, наблюдаемая разность энергий переходов практически не зависит от смещения рп-перехода (рис. 1). Постоянство разности фазовых параметров для наблюдаемых линий указывает на то, что сигнал образуется в областях образца, разность расстояний до которых от поверхности одинакова [3].

В рамках моделей Аспнеса [4] и Клипштайна [3] оценено расстояние между квантовыми ямами, дающими вклад в спектр электроотражения. Оно составило  $(36 \pm 6)$  нм. Следовательно,

основной вклад в спектр электроотражения дает пара квантовых ям, находящихся на краях активной области гетероструктуры.

Проведенные исследования показывают, что метод спектроскопии электроотражения оказывается эффективным как при исследовании энергетического спектра области МКЯ, при оценивании напряженности пьезоэлектрических полей, так и для оценивания неоднородности электрического поля между отдельными ямами гетероструктуры.

- [1] K. S. Ramaiah, Y. K. Su, S. J. Chang, C. H. Chen, F. S. Juang, H. P. Liu, I. G. Chen, *Appl. Phys. Lett.*, **85**, 401(2004).
- [2] M. Feneberg, K. Thonke, *J. Phys.: Condens. Matter.*, **19**, 403201(2007).
- [3] A.J. Shields, P.C. Klipstein, *Phys. Rev. B*, **43**, 9118 (1991)
- [4] D. Aspnes, *Surf. Sci.*, **37**, 418(1973).

#### ESTIMATION OF INHOMOGENEITY OF BUILT-IN ELECTRIC FIELD IN ACTIVE REGION OF InGaN/AlGaN/GaN LIGHT EMMITTING DIODE HETERO-STRUCTURES BY MEANS OF ELECTROREFLECTANCE

*L. P. Avakyants, A. E. Aslanyan, P. Yu. Bokov\*, A. V. Chervyakov, and K. Yu. Polozhentsev*  
Physics Department, M.V. Lomonosov Moscow State University, Leninskie Gory, 119991, Russia  
e-mail: pavel\_bokov@physics.msu.ru;

Nitride-based heterostructures with InGaN/GaN multiple quantum wells in active region were investigated using electroreflectance spectroscopy. Two spectral lines with the stable difference between their phase parameters and slowly different energies were observed in the electroreflectance spectra at a low amplitude of modulation voltage applied to pn-junction. These lines are connected with the reflection from the two edges of active region, apart one from another up to  $(36 \pm 6)$  nm. Using Aspnes's and Klipstein's models it was shown that electroreflectance signal at low amplitude of modulation voltage originates from the first and the last quantum wells in active region. Inhomogeneity of the built-in electric field between these two quantum wells were estimated as  $(304 \pm 25)$  kV/cm while the mean value of built-in electric field is 1.6 MV/cm.

## ИССЛЕДОВАНИЕ СПАДА КВАНТОВОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЗЕЛЕНЫХ InGaN СВЕТОДИОДОВ НА ФИКСИРОВАННЫХ ДЛИНАХ ВОЛН ИЗЛУЧЕНИЯ

*В.А. Сергеев<sup>1,2</sup>, И.В. Фролов, А.А. Широков*

<sup>1</sup>Ульяновский филиал Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова

Российской академии наук, ул. Гончарова, д.48/2, 432071, г. Ульяновск,

<sup>2</sup>Ульяновский государственный технический университет

тел. +7(842)442996, e-mail: ufire@mv.ru

До настоящего времени представляет значительный интерес изучение причин спада внешней квантовой эффективности светоизлучающих InGaN гетероструктур при плотностях тока выше единиц  $\text{A}/\text{cm}^2$ , поскольку решение данной проблемы позволит повысить КПД светодиодов на их основе [1,2]. Одним из возможных исследовательских приемов, который может способствовать пониманию причин указанного явления, является исследование токовых зависимостей внешней квантовой эффективности не полного спектра излучения светодиода, а на фиксированных длинах волн из этого спектра. Это позволит оценить относительный вклад тех или иных энергетических уровней в формирование общего потока мощности оптического излучения светодиода.

Измерения выполнены на установке, собранной из спектрофотометра СФ-46 и измерителя мощности оптического излучения ОМ3-65. Излучение от исследуемого светодиода направляется на входную щель спектрофотометра, а излучение из выходной щели собирается и направляется на фотоприемник измерителя мощности излучения. Измерение проводилось на фиксированных длинах волн в диапазоне 500 – 550 нм с шагом 5 нм. При ширине выходной щели спектрофотометра СФ-46 6,5 мкм ширина полосы спектра по уровню 0,5 составляет 2,5 нм.

Исследованы токовые зависимости внешней квантовой эффективности маломощных зеленых InGaN светодиодов ARL-5213PGC производства Arlight. При номинальном токе данного типа светодиодов 20 мА максимум спектра излучения соответствует длине волны  $\lambda_{\max}=520$  нм (рис.1). Измерение мощности оптического излучения проводилось в диапазоне токов 10 мкА – 50 мА.

На рис.2 изображены графики зависимости внешней квантовой эффективности светодиода от тока, измеренные на фиксированных длинах волн, выделенных из общего спектра излучения светодиода. Установлено, что в диапазоне длин волн, соответствующих коротковолновому «крылу» спектра излучения, насыщение токовой зависимости квантовой эффективности происходит при токах, близких к номинальному (рис.2,  $\lambda=500$  нм). По мере приближения длины волны к максимуму спектра излучения максимум токовой зависимости квантовой эффективности смещается в диапазон малых токов и при длине волны  $\lambda_{\max}$  квантовая эффективность достигает максимума при токе 200 мкА (рис. 2), при котором наблюдается максимум квантовой эффективности светодиода по полному спектру излучения (рис.3). В диапазоне длин волн, соответствующих длинноволновому «крылу» спектра излучения (рис.2, 530 нм, 550 нм) максимум квантовой эффективности практически не смещается и сохраняет значения, близкие к максимуму интегральной квантовой эффективности (порядка 200 мкА).

Таким образом, из полученных результатов следует, что интенсивность излучательной рекомбинации носителей заряда, находящихся на разных энергетических уровнях, испытывает насыщение при различных рабочих токах светодиода и при разных токах соответствующие рекомбинационные процессы дают различный по уровню вклад в общий спектр излучения. Подобные результаты получены в работе [3] для голубых светодиодов.

На рис.4 изображена зависимость тока, соответствующего максимуму квантовой эффективности, измеренной на фиксированных длинах волн, от энергии излучения. Видно, что в диапазоне энергий 2,35 – 2,5 эВ (коротковолновое «крыло» спектра излучения) ток, соответствующий максимуму квантовой эффективности, зависит от энергии излучения по экспоненциальному закону, а в диапазоне энергий 2,25 – 2,35 эВ (длинноволновое «крыло» спектра) эта зависимость слабо выражена.

Проведенные исследования позволяют сделать вывод о том, что основной вклад в формирование внешней квантовой эффективности светодиода, соответствующей его полному спектру излучения, вносят энергетические уровни длинноволнового «крыла» спектральной характеристики, то есть энергетические уровни, расположенные вблизи краев запрещенной зоны, и может быть связана с неоднородным распределением индия в активной области гетероструктуры.

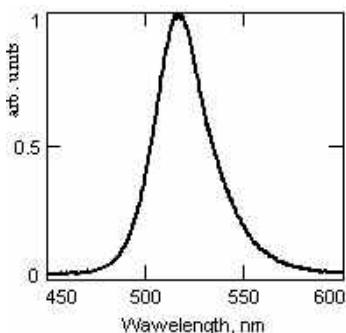


Рис.1. Спектр излучения зеленого InGaN светодиода ARL-5213PGC при токе 20 мА

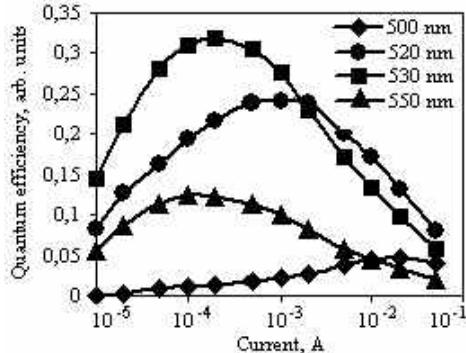


Рис.2. Зависимости внешней квантовой эффективности зеленого InGaN светодиода от тока, измеренные на различных длинах волн

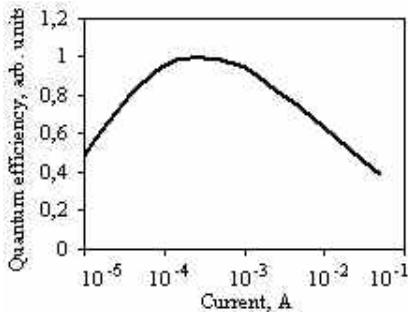


Рис.3. Токовая зависимость внешней квантовой эффективности светодиода, соответствующей полному спектру излучения

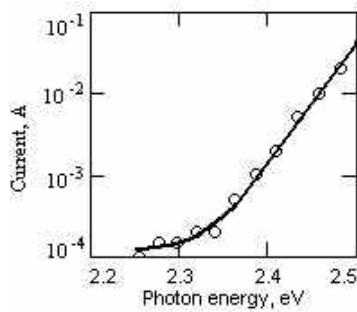


Рис.4. Зависимость тока InGaN светодиода, соответствующего максимуму внешней квантовой эффективности, от энергии излучения

Работа выполнена в рамках государственного задания №2014/232 Министерства образования и науки РФ Ульяновскому государственному техническому университету.

- [1] Д.А. Закгейм, А.С. Павлюченко, Д.А. Бауман. *Тез. докл. Международной научно-технической конференции INTERMATIC-2014* (М., Россия, 2010), с. 105.
- [2] Сергеев В. А., Фролов И. В., Широков А. А. *Тез. докл. Международной научно-технической конференции INTERMATIC-2014* (М., Россия, 2014, ч. 4), С.167-169.
- [3] Н.И. Бочкарева и др. *Тез. докл. Международной научно-технической конференции INTERMATIC-2014* (М., Россия, 2010), с. 107.

#### STUDY OF InGaN GREEN LED QUANTUM EFFICIENCY RECESSION ON THE FIXED RADIATION WAVELENGTH

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

Ulyanovsk branch of Kotelnikov 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](mailto:ufire@mv.ru)

The green InGaN LEDs with quantum wells type ARL-5213PGC company Arlight are investigated. It was found that different energy levels are saturated at different currents and have a different contribution to the total radiation spectrum. The energy levels corresponding to the long-wavelength part of the spectrum of the radiation, are the major contributors to the formation of the external quantum efficiency of the LED, i.e. energy levels located near the edges of the band gap, and may be associated with non-uniform distribution of indium in the active region structure.

## ВОЛЬТ-ФАРАДНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР InGaN/GaN: АНАЛИЗ ВСТРОЕННЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ

**И.Н. Яковлев\*, В.И. Зубков, О.В. Кучерова, В.Н. Черкасова**

Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ»  
им.В.И. Ульянова (Ленина). Профессора Попова, 5, 197376, г. Санкт-Петербург,  
тел +7(812)234-30-16, \*e-mail: yakovlev.yn@gmail.com

Присуждение Нобелевской премии по физике в минувшем году неоспоримо подтверждает глобальную значимость для современного общества светоизлучающих структур на основе твердых растворов нитридов. Однако премия не ознаменовала окончание исследований в этой области и переход на стадию рутинного производства приборов по отработанной технологии. С одной стороны структуры, выращиваемые в промышленных масштабах, до сих пор кристаллографически ориентируют только в полярном направлении, и рост их осуществляется на гетерогенных сапфировых подложках. С другой стороны, в лабораторных условиях получены объемные кристаллы GaN, позволяющие выращивать epitаксиальные структуры в полуполярных и неполярных направлениях. Такие структуры лишены многих недостатков полярных структур и могут позволить создавать приборы с гораздо большей эффективностью [1]. Какая технология производства источников света видимого и УФ диапазона в конечном итоге преобладает, определяется экономической эффективностью. В этих условиях диагностика нитридных гетероструктур, в том числе величины встроенных электрических полей и их влияния на конечные параметры светоизлучающего прибора, остается актуальной и востребованной. Метод C-V профилирования, как известно, хорошо зарекомендовал себя для исследования как полярных нитридных структур, так и неполярных epitаксиальных структур на основе арсенидов [2]. В то же время усиление акцента на сравнительную оценку и управление полями в нитридных гетероструктурах, выращенных на неполярных, полуполярных и полярных плоскостях, требует обновленного подхода к анализу емкостных измерений и их моделированию.

В настоящей работе при помощи экспериментальных вольт-фарадных характеристик и численного расчета мы анализировали встроенные электрические поля в гетероструктурах InGaN/GaN, выращенных в полярном направлении. Исследуемая структура – GaN/In<sub>0,05</sub>Ga<sub>0,95</sub>N/GaN с толщинами 100/100/50 нм, соответственно. У толстого слоя GaN располагался контакт Шоттки со встроенным потенциалом 0.6 В. Все слои равномерно легированы кремнием с концентрацией  $N_D = 10^{18} \text{ см}^{-3}$ . Благодаря большой ширине слоев было возможно осуществлять CV-профилирование отдельных гетеропереходов, в отличие от образцов с тонкими слоями квантовых ям, и определять заряд, накопленный на гетерограницах вследствие наличия поляризации.

На основе самосогласованного решения уравнений Пуассона и Шредингера проведено моделирование ВФХ и наблюдаемых концентрационных профилей носителей заряда по структуре. Расчет проведен на сетке с шагом 2 Å. Сравнение проводилось между экспериментально и численно полученными данными, а также с результатом расчета [3], рисунок 1-б. На рисунке 1-а показана рассчитанная энергетическая диаграмма исследуемой структуры. Сплошными линиями отображены энергии краев зон, предложенные в [3], а пунктирными – рассчитанная нами энергия. Результаты близки, а в качестве причин расхождения результатов можно указать различные значения используемых в расчетах параметров или принятые приближения (статистика Больцмана в [3] и Ферми-Дира в настоящей работе).

Далее было проведено исследование структур с тонкими квантовыми ямами InGaN/GaN, ориентированными в полярных и полуполярных направлениях. Оно включало цикл расчетов вольт-фарадных характеристик и профилей носителей заряда в модельных структурах с одиночной квантовой ямой In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN для диапазона составов  $x = 0.05 \dots 0.15$ . Структуры состояли из двух обкладок GaN толщиной по 100 нм и слоя КЯ толщиной 3 нм. Все слои *n*-типа проводимости. Для изучения влияния поляризации на вид наблюдаемого концентрационного профиля было проведено моделирование структур с КЯ, ориентированных в различных кристаллографических направлениях. На рисунке 2-б приведена энергетическая диаграмма структуры. Для демонстрации зависимости наблюдаемого концентрационного профиля от направления встроенного электрического поля представлено два расчета. В одном условия заданы так, что барьер структуры расположен со стороны положительно заряженной плоскости поляризации, во втором – со стороны отрицательно заряженной, при этом профилирование (т.е. расширение области объемного заряда, ООЗ) начинается либо с одной, либо с другой стороны от КЯ.

Наблюдаемые (“apparent”) концентрационные профили носителей заряда (рисунок 2-а) оказываются сильно отличающимися друг от друга, так как направление встроенного поля в яме,

при прочих равных параметрах, оказывает сильное влияние на CV профиль. Это необходимо учитывать при исследовании полуполярных гетероструктур, которые могут иметь разное направление пьезоэлектрического поля в зависимости от направления роста кристалла. Таким образом, аккуратная интерпретация результатов CV профилирования дает возможность количественно оценить величину встроенного электрического поля.

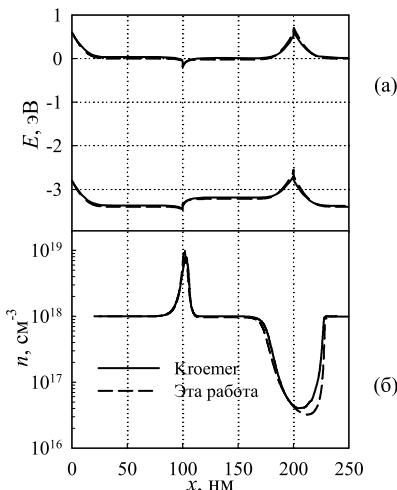


Рисунок 1 – а) Рассчитанная зонная структура слоев GaN/In<sub>0.05</sub>Ga<sub>0.95</sub>N/GaN с толщинами 100/100/50 нм. б) Моделируемый профиль концентрации носителей заряда в гетероструктуре. Сплошные линии – данные [2], пунктируемые – расчет, проведенный в рамках данной работы.

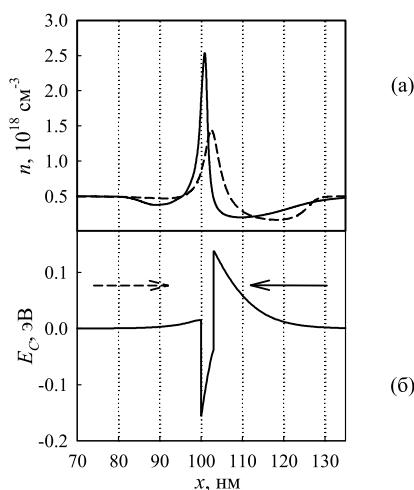


Рисунок 2 – а) Моделируемые концентрационные профили носителей заряда в структуре с КИ In<sub>0.05</sub>Ga<sub>0.95</sub>N/GaN, полученные при расширении ООЗ со стороны отрицательного (сплошная линия) и положительного (пунктирная линия) интерфейсов. б) Рассчитанный профиль дна зоны проводимости.

- [1] Speck J.S. Chichibu S.F. // MRS Bulletin. – 2009. – Vol. 32. – P. 304-212.
- [2] V.I.Zubkov, et al. Phys. Rev. B, v.70, N 7, p.075312(1-8) (2004).
- [3] Hurni C.A., Kroemer H., Mishra U.K. Speck J.S. // J. Appl. Phys. – 2012. – Vol. 112. – P. 083704.

#### CAPACITANCE-VOLTAGE STUDY OF InGaN/GaN HETEROSTRUCTURES: ANALYSIS OF BURIED ELECTRIC FIELDS

*I.N. Yakovlev\*, V.I. Zubkov, O.V. Kucherova, V.N. Cherkasova*

St. Petersburg State Electrotechnical University “LETI”. Prof. Popova street, 5, 197376, St. Petersburg, phone. +7(812)234-30-16, \*e-mail: yakovlev.yn@gmail.com

At present a strong necessity exists for quantitative analysis of electric fields buried in nitride based heterostructures used for light-emitting diodes (LED), especially after manufacturing semipolar and non-polar heterostructures.

We demonstrate that CV profiling together with numerical simulation possess great potential for analysis of buried electric fields and diagnostics of LED quality. For this we have investigated quantum well In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N/GaN structures with  $x = 0.05 \dots 0.15$  and GaN/In<sub>0.05</sub>Ga<sub>0.95</sub>N/GaN polar double heterostructure. We show the polarization influence on the apparent concentration profile in heterostructures with different crystallographic orientation.

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ В InGaN/GaN И AlGaN/GaN СВЕТОДИОДАХ

**Н.М. Шмидт<sup>1\*</sup>, Е.А. Шабунина<sup>1</sup>, А.С. Усиков<sup>2,3</sup>, А.Л. Закгейм<sup>4</sup>, А.П. Карташова<sup>1</sup>,  
М.Е. Левинштейн<sup>1</sup>, С.Ю. Курин<sup>5</sup>, В.В. Ратников<sup>1</sup>, А.Е. Черняков<sup>4</sup>, Х. Хелава<sup>2</sup>, Ю. Макаров<sup>2,5</sup>**

<sup>1</sup>Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН. 194021, Санкт-Петербург, Россия, ул.

Политехническая, д.26, тел. 89111671236, e-mail:Natalia.Shmidt@mail.ioffe.ru

<sup>2</sup>Nitride Crystals Inc., 181 E Industry Court, Suite B, Deer Park, New York, 11729 United States, тел. +1 301 633 4134, e-mail: alexander.usikov@nitride-crystals.com

<sup>3</sup>Университет ИТМО. 197101, Санкт-Петербург, Россия, Кронверский пр., д.49

<sup>4</sup>НТЦ РАН. Политехническая ул.26, 194021, Санкт-Петербург

<sup>5</sup>ООО «Группа компаний «Нитридные кристаллы», 194156, Санкт-Петербург, Россия, пр. Энгельса, д.27.

Дефектообразование под действием инжекционного тока в InGaN/GaN и AlGaN/GaN светодиодах остается предметом изучения на протяжении почти двух десятилетий. При этом, по-прежнему, не выяснено в каких областях преимущественно развивается дефектообразование под действием инжекционного тока, какова роль флуктуаций состава твердого раствора в этом процессе, есть ли общие механизмы, ответственные за деградацию внешней квантовой эффективности (ВКЭ) в синих и ультрафиолетовых (УФ) светодиодах, в чем причина разницы в несколько порядков в сроках службы и ВКЭ этих двух типов светодиодов. Один из способов изучения дефектообразования под действием инжекционного тока – контроль свойств и параметров светодиодов после разных временных стадий процесса старения светодиодов.

В работе приведены экспериментальные результаты, полученные при изучении старения двух типов светодиодов, выращенных на сапфировых подложках: мощных синих на основе InGaN/GaN наноструктур и УФ на основе AlGaN/GaN наноструктур, с длиной волнны излучения, соответственно, 450-460 нм и 360-365 нм. Исследовались коммерческие мощные InGaN/GaN светодиоды с размерами светоизлучающей площади 950 мкм x 950 мкм и ВКЭ 40-45% при токе 20 мА, а УФ светодиоды были выращены методом HVPE и после процессирования собраны в корпуса (размер светоизлучающей площади 850x850 мкм) [1]. При этом ВКЭ лучших - 1.5% при 20 мА, что близко к значениям , полученным фирмой Nichia. Эксперименты по старению синих светодиодов проводились при плотности тока 35 А/см<sup>2</sup> при температуре р-п перехода 100°C., а УФ светодиодов при 30 А/см<sup>2</sup> и 45°C. Сравнительные исследования параметров двух типов светодиодов проводились до и после финальной стадии старения, когда величина ВКЭ светодиодов уменьшалась на 30% относительно её первоначального значения.

Проведенные исследования позволили выявить некоторые общие черты развития деградации ВКЭ и дефектообразования в этих светодиодах. На тех и других типах светодиодов до старения наблюдается шунтирование р-п переходов при смещениях менее 2В , что хорошо выявляется при изображении ветвей BAX в одном квадранте (Рис.1а, кривые 1 и 2). Известно, что шунтирование вызвано некоторыми типами протяженных дефектов: V-дефекты, прорастающие дислокации, обогащенные In или Ga, и приводят к неоднородному протеканию тока. Это хорошо выявляется по отклонению зависимостей флуктуаций напряжения ( $S_V$ ) от плотности тока ( $j$ ) Рис. 1б (кривые 1) от теоретической зависимости  $S_V j^{-1}$ , характерной для однородного протекания тока по площади светодиодов (пунктирная прямая на Рис. 1б). При этом на финальной стадии старения на порядки растет уровень  $S_V$ , значительно усиливается неоднородность протекания тока (Рис.1б, кривые 2) и уровень шунтирования (Рис. 1а, кривые 3и 4). В результате, часть инжектированных носителей уходит по шунтам и не участвует в излучательной рекомбинации, вызывая снижение ВКЭ, а плотность тока в шунтах может достигать 1000 А/см<sup>2</sup>. На синих светодиодах существование таких локальных областей хорошо выявляется в инфракрасном микроскопе по повышенным температурам в них [2]. Кроме того, на светодиодах с сильной деградацией ВКЭ, более 30%, наблюдается выделение металлической фазы (индия или галлия) в локальных областях на поверхности [3] и вдоль дислокаций [4]. Совокупность этих фактов, а также присутствие слабо связанных атомов индия или галлия в дефектах упаковки и в V-дефектах позволяет предполагать, что дефектообразование может происходить в таких протяженных дефектах с участием многофононной рекомбинации носителей. В самом деле, все необходимые условия для развития этого процесса присутствуют [5]. Плохо связанные атомы индия и галлия в проводящих протяженных дефектах являются центрами рекомбинации неравновесных носителей заряда, и при их высокой плотности выделяется энергия достаточная для смещения центра и рекомбинационно-стимулированной миграции и диффузии индия и/или галлия. Последние два процесса могут

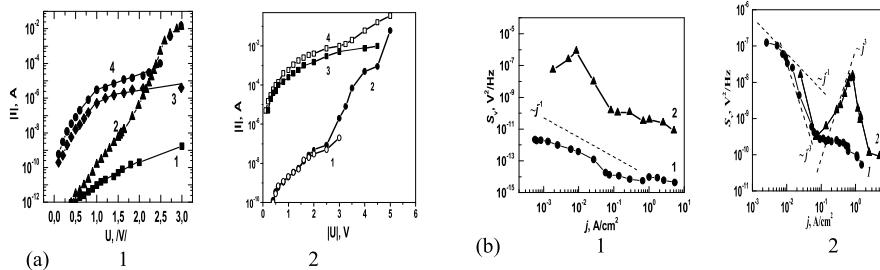


Рис.1. Вольт-амперные характеристики (а) и зависимости  $S_V(j)$  (б) для светодиодов InGaN/GaN (а1, б1) и AlGaN/GaN (а2, б2), до (кривые 1, 2 на рис. 1(а) и кривая 1 на рис. 1(б)) и после (кривые 3,4 на рис. 1(а) и кривая 2 на рис. 1(б)) финальной стадии старения. Обратные ветви ВАХ (кривые 1,3), прямые ветви (кривые 2,4). Пунктирная линия на рис. б1 – теоретическая зависимость  $S_V \sim j^{-1}$  при однородном протекании тока по площади светодиодов.

вызывать как образование новых собственных дефектов, так и залечивание имеющихся, это и вызывает волнообразное течение процесса деградации ВКЭ светодиодов. В [6] путем анализа эволюции зависимостей низкочастотного шума от плотности тока, прямых ветвей ВАХ и спектров электролюминисценции синих светодиодов показано, что аналогичные процессы дефектообразования могут развиваться в локальных областях с нерегулярным составом твердого раствора. В УФ светодиодах такие исследования не проводились. Однако общность поведения при старении позволяет предполагать возможность дефектообразования с участием многофононной рекомбинации носителей заряда в УФ светодиодах. Уровень шунтирования и значений  $S_V$  УФ светодиодов до старения на порядки выше, чем в синих. Эти особенности позволяют предполагать, что одной из причин низких значений ВКЭ и срока службы УФ светодиодов является более сильная разупорядоченность наноматериала и твердых растворов, чем у синих светодиодов.

Работа в ФТИ проходила при поддержке РФФИ (грант 14-02-31358). Работа в Университете ИТМО проходила при поддержке гранта Правительства РФ 074-У01.

- [1] Kurin S. et al. Phys. Status Solidi. 2014. V. C11. P. 813-816
- [2] Закгейм А.Л., и др. Физика и техника полупроводников, 2010, том 44, вып. 3, С.390-396.
- [3] Shabunina E.I., Chernyakov A.E., Shmidt N.M. Phys. Status Solidi. 2013. C,10, P. 335-337.
- [4] Leung K. K., Fong W. K., Chan P. K. L., Surya. C.J. Appl. Phys. 2010. V. 107. P. 073103
- [5] Yassievich I.N. Semicond.Sci.Technology. 1994. V. 9. P. 1433-1453.
- [6] Chernyakov A. E., Shmidt N. M., Shabunina E. I., Microelectronics Reliability. 2012. V. 52. P. 2180

#### PECULIARITIES of DEFECT GENERATION in InGaN/GaN and AlGaN/GaN LEDs

N.M. Shmidt<sup>1</sup>, E.I. Shabunina<sup>1</sup>, A.S. Usikov<sup>2,3</sup>, A.L. Zakgeim<sup>4</sup>, A.P. Kartashova<sup>1</sup>, M.E. Levinstein<sup>1</sup>, S.Yu. Kurin<sup>5</sup>, V.V.Ratnikov<sup>1</sup>, A.E. Chernyakov<sup>4</sup>, H. Helava<sup>2</sup>, Yu Makarov<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>Ioffe Physical Technical Institute, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, Russia

<sup>2</sup>Nitride Crystals Inc., 181 E Industry Court, Suite B, Deer Park, New York, 11729 United States, phone +1 301 633 4134, e-mail: [alexander.usikov@nitride-crystals.com](mailto:alexander.usikov@nitride-crystals.com).

<sup>3</sup>University ITMO. Kronverkskiy Ave., 197101 Saint Petersburg, Russia.

<sup>4</sup>SHM, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, Russia, e-mail: zakgeim@mail.ioffe.ru

<sup>5</sup>Nitride Crystals Group, Ltd., pr. Engel'sa 27, St. Petersburg, 194156 Russia

A study of defect generation under injection current in blue InGaN/GaN and UV AlGaN/GaN LEDs is presented. Evolution of I-V characteristics, EQE, and EL spectra together with low frequency noise methods were analyzed at the aging experiments when the value of EQE decreases by 30% relative to the initial value. It is shown a possibility of defect generation under multi-phonon recombination of carriers in an extended defects system and in local regions of random alloy fluctuations. This process is accomplished by generation of native defects, in particular of In- or Ga-atoms, and their migration. The results obtained allow clarifying an origin of a short lifetime and low EQE of the UV LED related to poorer nanostructural arrangement of UV LEDs than blue ones.

## **ФРАКТАЛЬНАЯ ПРИРОДА СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ III-N НАНОМАТЕРИАЛОВ И СВЯЗАННЫЕ С НЕЙ ЯВЛЕНИЯ**

**Н.М. Шмидт<sup>1</sup>, А.А. Греинов<sup>1</sup>, М.М. Мездрогоина<sup>1</sup>, В.Г. Сидоров<sup>2</sup>, Н.А. Тальнишиных<sup>3</sup>,  
А.Е. Черняков<sup>3</sup>, Е.И. Шабунина<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе. Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург, тел. +7(812) 2927193, e-mail: Natalia.Schmidt@mail.ioffe.ru;

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет. Россия, 195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., д. 29 e-mail:Sidorov@rphf.spbstu.ru;

<sup>3</sup>НТЦ микроэлектроники РАН, Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург;

Пространственные структуры в виде доменов с характерными размерами от нескольких нанометров до нескольких микрон, система протяженных дефектов, пронизывающая все слои, а также флуктуации состава твердого раствора в разно-размерных локальных областях являются типичной особенностью светоизлучающих структур на основе III-N наноматериалов и отражают их фрактальную природу. Изменение условий роста зародышевого слоя и светоизлучающих структур приводит к изменению характера организации наноматериала, степени его неупорядоченности и многообразию форм существования этих структур. Сложная внутренняя организация наноматериала проявляется в различных нарушениях слоевого роста, в существованииnano- и мезо- областей двумерного и трехмерного характера роста в одной структуре, в релаксации напряжений не только путем изгиба структуры, но и в локальных областях протяженных дефектов, в случайных флуктуациях состава твердого раствора и приводит к неоднородному распределению инжекционного тока, усиливающемуся с ростом неупорядоченности наноматериала. Все эти особенности являются проявлениями фрактальной природы этих наноматериалов и находят отражение в сложной морфологии поверхностей слоев и светоизлучающих структур. Известно, что для материалов с фрактальным типом структурной организации, т.е. случайно-неоднородных сред с областями с сильно отличающимися значениями проводимости и/или фазового состава, типичным является корреляция механических, электрических, оптических свойств с характером внутренней организации фрактальных агрегатов в целое, пороговые изменения свойств с изменением характера организации, фрактально-перколяционные явления. Большая часть отмеченных корреляций наблюдается на слоях нитрида галлия, светоизлучающих структурах InGaN/GaN и AlGaN/GaN и доказывалась в течение 10 лет на этой конференции. За последние годы , благодаря усилиям многих коллективов существенно улучшен характер организации наноматериала светоизлучающих структур InGaN/GaN и значения внешней квантовой эффективности 40% и более являются типичными и дают основание полагать, что роль этих особенностей пренебрежимо мала. Однако, это лишь приятное заблуждение. Квазиомические проводящие шунты , локализованные в системе протяженных дефектов, существуют и в современных темплатах GaN [1] с толщинами слоев до 150 мкм, плотностью дислокаций меньше  $10^6 \text{ см}^{-2}$  и подвижностью электронов  $1200 \text{ см}^2 \text{ В}^{-1} \text{ с}^{-1}$ , в современных InGaN/GaN и AlGaN/GaN светодиодах [2,3]. Время разрешенные фото- и электролюминесценция, контроль вольтамперной характеристики при смещениях меньше 2В позволяют выявить уход инжектированных носителей из активной области по квазиомическим шунтам. В работе приведены результаты позволяющие предполагать, что уход носителей по квазиомическим шuntам, пронизывающим всю светодиодную структуру, а не только активную область является одним из механизмов, приводящих к падению внешней квантовой эффективности при больших плотностях тока. Эти результаты получены на основе сравнительного анализа экспериментальных зависимостей внешней квантовой эффективности ( $\eta$ ) InGaN/GaN светодиодов с разной степенью неупорядоченности наноматериала, полученных в данной работе, с зависимостями, приведенными в [4], полученными на высокoeffективных (85%) InGaN/GaN светодиодах, выращенных на темплатах [1]. Анализ показал, что в области плотностей токов больше  $50 \text{ А/см}^2$  наблюдается единобразный характер падения  $\eta$ , хорошо аппроксимируемый, как показано в [5], степенным законом  $\eta(j) \sim j^b$  (с  $0.2 < b < 0.3$ ). В этой области плотностей токов величина  $\eta$  в большей степени определяется излучательной рекомбинацией делокализованных носителей, и уменьшается с увеличением неупорядоченности наноматериала светодиодов, а ее максимальные значения наблюдаются на высокoeffективных InGaN/GaN светодиодах [4], выращенных на высококачественных темплатах [1]. Причем , подобное уменьшение величины  $\eta$  в этой области плотностей тока наблюдается на финальной стадии старения светодиодов, вызванное ростом на порядки проводимости квазиомических шунтов, локализованных в системе протяженных дефектов. Таким образом, фрактальная природа наноматериала светоизлучающих структур вносит вклад в эффект падения внешней квантовой эффективности светодиодов при больших плотностях

тока. Следует отметить, что только часть протяженных дефектов обладает свойствами квазиомических шунтов, и это обстоятельство приводит к ошибочным выводам при поисках корреляции свойств с общей плотностью дислокаций. Переколяционные явления, типичные для фрактальных систем [6], проявляются в сложной динамике зависимостей спектральной плотности низкочастотного токового шума InGaN/GaN светодиодов с ростом плотности инжекционного тока, демонстрирующих пороговые изменения свойств квазиомических шунтов.

Фрактальная природа светоизлучающих структур проявляется наиболее ярко в особенностях процесса деградации внешней квантовой эффективности светодиодов. Квазиомические шунты во многом определяют неоднородное распределение тока по площади светодиодов, и их присутствие приводит к таким хорошо известным эффектам как появление локальных областей перегрева, мерцание интенсивности излучения светодиодов в процессе старения и реанимация переставших светить светодиодов под действием импульсов тока. Сложное, плохо предсказуемое течение деградационного процесса вызвано тем, что уход носителей происходит не только в квазиомические шунты, но и в локальные разно-размерные области с флуктуациями состава. Причем в этих областях возможны переколяционные явления, связанные не только со спецификой протекания носителей, рассмотренной в [7], но и с миграцией атомов между локальными областями с флуктуациями состава твердого раствора .

Таким образом, во многих явлениях, не нашедших адекватного объяснения в рамках традиционных моделей, выявляется роль фрактальной природы наноматериала светоизлучающих структур и диагностика ее проявлений по-прежнему актуальна, особенно для совершенствования параметров AlGaN/GaN светодиодов.

- [1] Patrik Scajev et al., Journal of Applied Physics **111**, 023702(2012).
- [2] A.Pinos et al., Journal of Applied Physics **109**, 103108(2011).
- [3] Natalia Shmidt et al., Phys.Status Solidi,C,1-4(2015).
- [4] Michael J. Cick et al., Applied Physics Letters **101**, 223509 (2012).
- [5] Б.Я. Бер и др. ФТП **45** , 425(2011).
- [6] A.S. Scal , Phys. Mag. B,**45** , 335(1982).
- [7]Yuh-Renn Wu et al., Applied Physics Letters **101**, 083505 (2012).

## FRACTAL NATURE OF LIGHT-EMITTING STRUCTURES BASED ON III-N NANOMATERIAL AND RELATED FENOMENA

N.M.Shmidt<sup>1</sup>, A.A. Greshnov<sup>1</sup>, M.M. Mezdrogina<sup>1</sup>, V.G. Sidorov<sup>2</sup>, N.A. Talnishnikh<sup>3</sup>,  
A.E. Chernyakov<sup>3</sup>, E.I.Shabunina<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Ioffe Physical Technical Institute, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, Russia,  
phon +7(812) 2927193, e-mail: [Natalia.Shmidt@mail.ioffe.ru](mailto:Natalia.Shmidt@mail.ioffe.ru):

<sup>2</sup> St. Petersburg State Polytekhnic University, Russia, 195251, Polytekhnicheskaya 29, St.  
Petersburg e-mail:Sidorov@rphf.spbstu.ru;

<sup>3</sup> Submicron Heterostructures for Microelectronics Research&Engineering Center. Polytekhnicheskaya 26,  
St. Petersburg 194021, Russia,

Experimental results confirming the fractal nature of nanomaterial arrangement in InGaN/GaN and AlGaN/GaN light-emitting structures have been presented. The contribution of the fractal nature into such phenomena as external quantum efficiency (EQE) droop and EQE non monotonous degradation of InGaN/GaN LEDs, as the restoration of light emitting in LEDs after catastrophic failure under the applied bias, has been revealed.

## ВЛИЯНИЕ ФРАКТАЛЬНОЙ ГЕОМЕТРИИ ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ AlGaN/GaN СТРУКТУР НА РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ИХ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

***Н.А. Торхов<sup>1</sup>\*, А.В. Новиков<sup>2</sup>, Д.А. Бабанаков<sup>1</sup>, Т.В. Зарецкая<sup>1</sup>***

<sup>1</sup>ОАО «НИИПП». Красноармейская 99 А, 634034, Томск, тел. +7(952)8074998, e-mail: [trkf@mail.ru](mailto:trkf@mail.ru)

<sup>2</sup> Томский государственный университет. 634050, пр.Ленина 36, Томск

Показано, что при уменьшении измерительного масштаба  $l$  меньше некоторого значения  $L$  ( $L$  – предел локального приближения) поверхность AlGaN/GaN гетероэпитаксиальных НЕМТ структур проявляет необычные геометрические свойства – меры  $M$  измеряемых на ней объектов: неровностей рельефа  $h(x,y)$  и неоднородностей поверхностного потенциала  $\Delta\phi(x,y)$  – зависят не только от величины измерительного масштаба  $l$ , но и от того каким способом происходит его выбор, т.е. полностью зависят от точки зрения (системы координат) наблюдателя. Из гистограмм распределения  $N(h)$  неровностей рельефа поверхности гетероэпитаксиальной структуры (рис. 1(a), Surface), полученной методом атомно-силовой микроскопии (ACM) видно, что средние значения размеров неровностей  $\langle h \rangle$  уменьшаются, если уменьшение  $l=a/N$  происходит за счет уменьшения линейных размеров исследуемого участка  $a$  при постоянном числе точек сканирования  $N=\text{Const}$  (рис. 1(b), Surface) – первый способ. Если уменьшение  $l$  происходит за счет увеличения  $N$  при  $a=\text{Const}$ , то значения  $\langle h \rangle$  наоборот – увеличиваются – второй способ (в целях экономии места данные для второго способа не приведены). То же самое наблюдается и из гистограмм распределения  $N(\Delta\phi)$  (рис. 1(a), Potential). Хорошо видно, что при первом способе изменения  $l$  наблюдается уменьшение средних значений  $\langle \Delta\phi \rangle$ , а при втором способе (данные не приведены) – наоборот их увеличение. Все это указывает на неопределенность и относительность процессов измерения поверхности GaN в локальном пределе при  $l < L$ , что является одним из основных признаков хаотических систем [1]. Вторым необходимым признаком позволяющим отнести поверхность исследуемой структуры к хаотическим системам является сильная зависимость ее состояния от внешних условий – небольшие изменения в условиях роста или обработки приводят к значительным изменениям формы рельефа  $h(x,y)$  и  $\Delta\phi(x,y)$ .

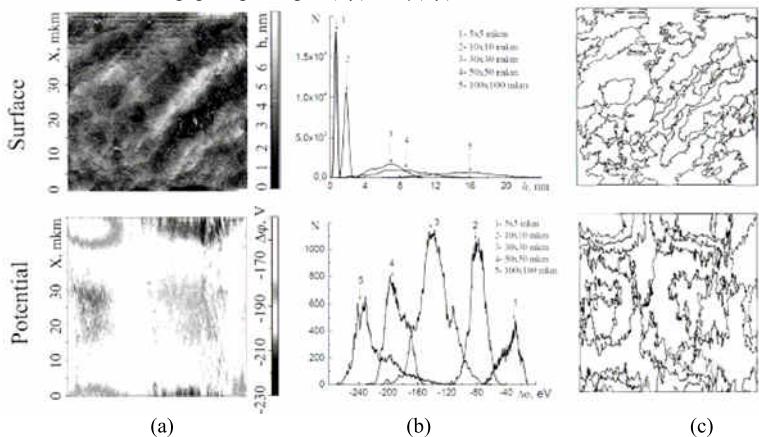


Рис.1. ACM-изображения 50×50 мкм поверхности (ряд 1 – “Surface”) и потенциала (ряд 2 – “Potential”) гетероэпитаксиальной AlGaN/GaN структуры (а) со своими контурными изображениями (б) и гистограммами распределения  $N(h)$  и  $N(\Delta\phi)$  (с).

Исследования геометрии поверхности осуществлялось методом трассировки. Суть метода заключается в построении для каждого  $l$  замкнутых контуров с минимальным периметром огибающих неровности рельефа или неоднородности поверхностного потенциала полученных ACM-изображений. При этом в одном таком контуре может содержаться несколько статистически самоподобных контуров меньшего размера (рис. 1(c)). В результате, при каждом уменьшении  $l$  в  $i=l/l_{i+1}$  раз получается дискретная последовательность вложенных множеств непересекающихся контуров со ступенчатым увеличением их количества  $N(l)$ . Это указывает на наличие у поверхности исследуемой гетероэпитаксиальной структуры свойств топологического смешивания, что является достаточным третьим признаком хаотических систем. Таким образом, было показано, что в

локальном приближении поверхность гетероэпитаксиальной AlGaN/GaN HEMT структуры обладает всеми признаками хаотических систем. Это позволяет использовать фрактальную геометрию дробных размерностей для точного описания геометрии поверхности гетероэпитаксиальных AlGaN/GaN HEMT структур. Так, записанные в двойном логарифмическом масштабе участки линейных зависимостей  $\ln(M)$  от  $\ln(r)$  для  $\Delta\phi(x,y)$  и  $h(x,y)$  подтверждают наличие статистического самоподобия, а, следовательно, фрактальности в геометрии исследуемой поверхности (рис. 2). Размерности подобия  $D_S = \ln(N)/\ln(r)$  полученных ACM-изображений связаны с фрактальной размерностью преобразованием  $D_f = D_S + 1$  [1]. Было показано [2], что для полупроводниковых объектов отношение их мер  $M$  в локальном пределе ( $l < L$ ) является степенной функцией дробной размерности  $D_f(1)$ :

$$\frac{M_i}{M_{i+1}} = \left( \frac{a_i}{a_{i+1}} \right)^{2D_f - D_S}, \quad (1)$$

где  $a_i$  - линейный размер объекта, а  $D_f = 1, 2$  и  $3$  - топологическая размерность. В полупроводниковом материаловедении это свойство часто приводит к появлению на субмикронном и наноуровне так называемых размерных эффектов – нелинейной зависимости мер  $M$  измеряемых объектов от размеров измерительных масштабов [3].

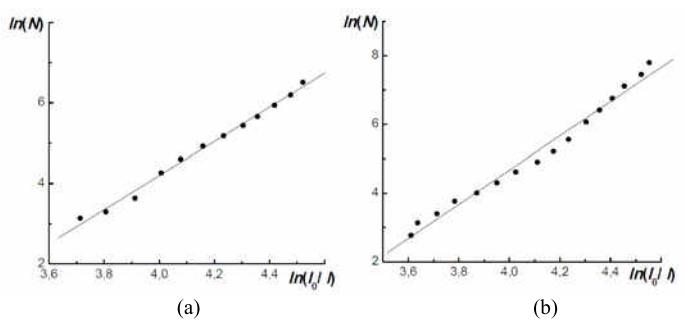


Рис.2. Изображенные в двойном логарифмическом масштабе линейные зависимости  $\ln(M)$  и  $\ln(l_0/l)$  рельефа поверхности гетероэпитаксиальной AlGaN/GaN структуры,  $D_S = 1.49 \pm 0.07$  - (а) и поверхностного потенциала,  $D_S = 1.56 \pm 0.09$  - (б).

- [1]. Федер, Фракталы. М.: Мир. 1991. 261 с.
- [2]. N.A. Torkhov. Method to Determine the Interface's Fractal Dimensions of Metal-Semiconductor Electric Contacts from Their Static Instrumental Characteristics. Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques, Vol. 4, No. 1, pp. 45–58 (2010).
- [3]. Torkhov N.A. Fractality as new nanotechnological direction of semiconductor material science/ «КРЫМИКО 2014». 24<sup>th</sup> International Crimean Conference “Microwave & Telecommunication Technology”. September 7-13, 2014, Sevastopol, Russia, 663-664. IEEE Catalog Number CFP09788-CDR.

## INFUENCE FRACTAL GEOMETRY HETEROEPITAXIAL AlGaN/GaN STRUCTURES ON THE DIMENSION EFFECT ELECTRICAL CHARACTERISTICS

N.A. Torkhov\*, A.V. Novikov, D.A. Babanacov, T.V. Zareckaya

Joint-Stock Company “Research Institute of Semiconductor Devices”, Krasnoarmeiskaya Str., 99A. 634034, Tomsk, Russia, tel.: 83822-288122, e-mail: [trkf@mail.ru](mailto:trkf@mail.ru)

It is shown that in the local approach the geometry of surface AlGaN / GaN heteroepitaxial HEMT structures satisfies all the properties of chaotic systems and can be described in terms of the fractal geometry of fractional dimensions. This is due to the fact that the measures  $M$  of objects that characterize AlGaN / GaN surface: size and number of relief elements  $h(x, y)$ , the irregularities of the surface potential  $\Delta\phi(x, y)$ : 1 - depend from the measuring scale and perspective of an outside observer, 2 - depend on the external conditions, and 3 - have the properties of topological mixing.

## ВЗАИМОСВЯЗЬ ОСОБЕННОСТЕЙ ВАХ СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ AlGaN/GaN СО СТЕПЕНЬЮ РАЗУПОРЯДЧЕННОСТИ НАНОМАТЕРИАЛА

Е.И. Шабунина<sup>1\*</sup>, М.Е. Левинштейн<sup>1</sup>, М.М. Кулагина<sup>1</sup>, С.Ю. Курин<sup>2</sup>, А.Е. Черняков<sup>3</sup>,  
В.Н. Петров,<sup>1</sup> В.В. Ратников,<sup>1</sup> И.Н. Смирнова<sup>1</sup>, С.И. Трошкин<sup>1</sup>, Н.М. Шмидт<sup>1</sup>,  
А.С. Усиков<sup>2,4</sup>, Н. Helava<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе. Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург, тел. +7(812) 2927193, e-mail: jenni-85@mail.ru;

<sup>2</sup>ООО «Группа компаний «Нитридные кристаллы», 194156, Санкт-Петербург, пр. Энгельса, д. 27.

<sup>3</sup>НТЦ микроэлектроники РАН, Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург;

<sup>4</sup>Nitride Crystals, Inc. 181E Industry Ct., Ste. B, Deer Park, NY 11729, USA.

Хорошо известно, что нитридам III группы свойственна сложнаяnanoструктурная организация, вызванная присутствием системы протяженных дефектов, пронизывающей материал. Сложная организация наноматериала и многообразие ее форм наблюдается и в светоизлучающих структурах на основе AlGaN/GaN. Необходимость и эффективность количественной характеризации разных форм организации наноматериала по степени его разупорядоченности при изучении свойств слоев нитрида галлия и светоизлучающих InGaN/GaN структур была показана в ряде работ [1,2]. Для светоизлучающих гетероструктур AlGaN/GaN аналогичные исследования практически не проводились.

В данной работе приведены первые результаты по исследованию вольтамперных характеристик (ВАХ) и низкочастотного шума светоизлучающих гетероструктур AlGaN/GaN (с составом по Al около 5%) с максимумом электролюминесценции при 350–360 нм с разной степенью разупорядоченности наноматериала ( $\Delta_p$ ). Светоизлучающие структуры были выращены хлоридно-гидридной газофазной эпитаксией (ХГФЭ), на сапфировых подложках диаметром 50.8 мм в реакторе горизонтального типа. Особенности эпитаксиального роста и детали выращиваемых структур опубликованы ранее [3]. Структуры с одинаковым дизайном активной области были выращены на буферных слоях, полученных в разных режимах. Исследовались светоизлучающие структуры без трещин и ярко выраженного гофра в буферных слоях и на поверхности. Состав твердого раствора AlGaN в активной области контролировался методами рентгеновской дифрактометрии и по положению максимума излучения в спектрах фотолюминесценции. После выращивания структур формировались мезы и омические контакты методами стандартной фотолитографии, с последующей резкой на чипы и сборкой. Собранные светодиоды с размерами светоизлучающей площади 850 мкм × 850 мкм, имели в максимуме внешнюю квантовую эффективность 1.5% при токе 20 мА. Оценка степени разупорядоченности наноматериала светоизлучающих структур была проведена по ранее разработанной методике [1]. В основе методики лежит, свойственная материалам со сложной внутренней структурой, взаимосвязь особенностей морфологии поверхности материала с его объемными свойствами.

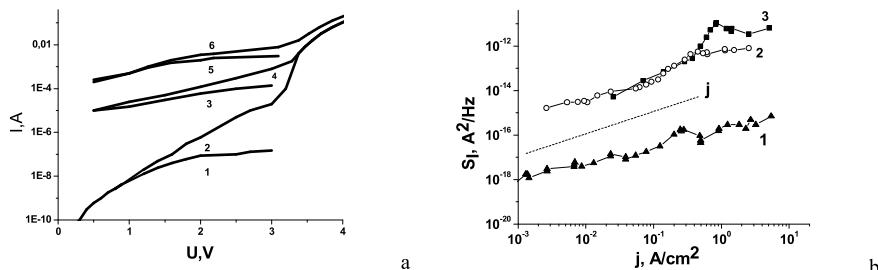


Рис.1. а – ВАХ AlGaN/GaN светодиодов с разной степенью разупорядоченности наноматериала, классифицированных по параметрам  $\Delta_p$  и  $D$ : 1,2 – 0.348 и 1.62; 3,4 – 0.370 и 1.78; 5,6 – 0.39 и 1.84. Прямые ветви ВАХ – 2,4,6; Обратные ветви – 1,3,5; б – Зависимости спектральной плотности токового низкочастотного шума от плотности тока для светодиодов с ВАХ (кривые 1,2) – кривая 1; светодиодов с ВАХ (кривые 3,4) – кривая 2 и для светодиодов с ВАХ (кривые 5,6) – кривая 3.

В результате обработки математического множества, отображающего особенности морфологии поверхности и полученного при ее исследовании с помощью атомно-силового микроскопа, методами мультифрактального анализа, позволяет получить мультифрактальные параметры: уровень самоорганизации ( $D$ ) и степень разупорядоченности наноматериала ( $\Delta_p$ ).

Эти параметры ( $\Delta_p \sim 0.348 - 0.390$  и  $D \sim 1.62 - 1.84$ ) для исследованных структур оказалась существенно выше, типичных значений:  $\Delta_p < 0.345$  и  $D < 1.55$  для светоизлучающих структур InGaN/GaN с внешней квантовой эффективностью выше 25%, что свидетельствует о худшей организации наноматериала светоизлучающих структур AlGaN/GaN. На Рис. 1а приведены типичные вольтамперные характеристики AlGaN/GaN светодиодов, полученных из этих светоизлучающих структур с разной степенью разупорядоченности. По мере увеличения значения параметров  $\Delta_p$  и  $D$  наблюдается значительный рост значений токов прямой и обратной ветви при смещениях меньше 3В, увеличение шунтирования p-n перехода, т.е. тенденции аналогичные наблюдаемым на InGaN/GaN светодиодах, с той только разницей, что для лучших AlGaN/GaN светодиодов с минимальными значениями тока, степень разупорядоченности и величина квазиомического шунта на порядки выше. Исследование зависимостей спектральной плотности шума  $S_I$  от плотности тока  $j$  этих светодиодов выявило рост значений  $S_I$  по мере усиления разупорядоченности наноматериала (Рис. 1б). При этом вид зависимостей  $S_I(j) \sim j$  аналогичен наблюдаемому на синих InGaN/GaN светодиодах, во многом обусловленному, процессами, происходящими в системе протяженных дефектов, часть из которых шунтирует p-n переход.

Полученные результаты позволяют предполагать, что высокая проводимость квазиомических шунтов, локализованных в системе протяженных дефектов, одна из причин низких значений эффективности AlGaN/GaN светодиодов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 14-02-31358 и 14-02-00087 а)

- [1] N.M. Shmidt et al. Nanotechnology, **12**, 471 (2001).
- [2] E.I.Shabunina et al. Phys. Status Solidi C, **10**, 335-337 (2013).
- [3] Kurin S. et al. Phys. Status Solidi C, **11**, 813-816 (2014).

## CORRELATION BETWEEN PECULIARITIES OF CURRENT-VOLTAGE CHARACTERISTICS OF LIGHT-EMITTING HETEROSTRUCTURES BASED ON AlGaN/GaN AND A DEGREE OF NANOMATERIAL DISORDER

*E.I. Shabunina<sup>1\*</sup>, M.E. Levinshtein<sup>1</sup>, M.M. Kulagina<sup>1</sup>, S.Yu. Kurin<sup>2</sup>, A.E. Chernyakov<sup>3</sup>, V.N. Petrov<sup>1</sup>, V.V. Ratnikov,<sup>1</sup> I.N. Smirnova<sup>1</sup>, S.I. Troshkov<sup>1</sup>, N.M. Shmidt<sup>1</sup>, A.S. Usikov<sup>2,4</sup>, H. Helava<sup>4</sup>.*

<sup>1</sup> Ioffe Physical Technical Institute, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, Russia.

<sup>2</sup> Nitride Crystals Group, 27 Engels av., 194156, St Petersburg, Russia.

<sup>3</sup> Submicron Heterostructures for Microelectronics Research and Engineering Center RAS, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, Russia.

<sup>4</sup> Nitride Crystals, Inc. 181E Industry Ct., Ste. B, Deer Park, NY 11729, USA.

The results of the study of I-U characteristics and spectral low-frequency noise in AlGaN/GaN light-emitting structures with different parameters of nanomaterial disorder (degree of disorder -  $\Delta_p$  and level of self-organization –  $D$ ) are presented. It has been shown that an increase in the parameters of nanomaterial disorder is accompanied by a growth in current values of direct and reverse I-U branches ( $U < 3$  V), conductivity of leakage paths (shunts) and values of low-frequency noise. These phenomena are similar to those in InGaN/GaN structures. However, for AlGaN/GaN structures with the lowest values of current the values of degree of disorder and shunt's conductivity are higher than that in InGaN/GaN. The spectral noise density dependences on current density  $S_I(j) \sim j$  is similar to those in InGaN/GaN structures, which is, to a large extent, related to processes in extended defect system shunting p-n-junction. The obtained results allow us to assume that high values of conductivity of quasi-ohm shunts localized in extended defect system is one of the reasons behind low external quantum efficiency values in AlGaN/GaN LEDs.

## ПРИМЕНЕНИЕ СЛОЕВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ДЛЯ ФОТОЭЛЕКТРОЛИЗА ВОДЫ

**A.С. Усиков<sup>1,2</sup> \*, М.В. Пузык<sup>3</sup>, С.Ю. Курин<sup>4</sup>, Н.М. Шмидт<sup>5</sup>, И.Н. Смирнова<sup>5</sup>, С.И. Трошков<sup>5</sup>, И.А. Ермаков<sup>2</sup>, Д. С. Ковалев<sup>2</sup>, Б.П. Папченко<sup>2</sup>, Х. Хелава<sup>1</sup>, Ю.Н. Макаров<sup>1,4</sup>**

<sup>1</sup>Nitride Crystals Inc., 181 E Industry Court, Suite B, Deer Park, NY 11729, USA. тел. +1 301 633 4134,  
e-mail: alexander.usikov@nitride-crystals.com;

<sup>2</sup>Университет ИТМО. Кронверкский пр., 49, 197101, С.-Петербург, Россия;

<sup>3</sup>РГПУ им. А.И. Герцена. Наб. р. Мойки, 48, 191186, С.-Петербург, Россия;

<sup>4</sup>ООО «Группа компаний «Нитридные кристаллы», 194156, пр. Энгельса, 27, С.-Петербург, Россия;

<sup>5</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН. Политехническая ул., 26, 194021, С.-Петербург, Россия;

В настоящее время существует несколько основных технологий, применяемых для производства водорода: конверсия метана, переработка биомассы и разложение воды. Развитие технологии широкозонных полупроводников на основе GaN и родственных ему соединений позволяет реализовать возможность самопроизвольного (спонтанного) разложения воды на молекулярные водород и кислород, при облучении светом полупроводника в водном растворе электролита. Необходимая для процесса разложения воды энергия, получается за счёт поглощения солнечного света полупроводниковым материалом.

Основное преимущество фотоэлектрохимического метода по сравнению с другими методами производства водорода заключается в простоте процесса и его малой энергозатратности. Кроме того, метод не требует высоких давлений и температур и не оказывает экологической нагрузки на окружающую среду, т.к. не приводит к выделению окислов углерода.

Для осуществления процесса спонтанного разложения воды энергетические уровни реакции разложения воды в электролите должны находиться в пределах ширины запрещенной зоны полупроводника, что выполняется для GaN и InGaN соединений [1]. Схематично самопроизвольный процесс электролиза воды с участием полупроводника (GaN, к примеру) и щелочного электролита представлен на Рис. 1. Облучение внешним светом полупроводника-анода создает необходимые для процесса неравновесные электронно-дырочные пары, которые разделяются хаотичным изгибом зон на поверхности. Неравновесные электроны по внешней цепи переходят к катоду и восстанавливают молекулу H<sub>2</sub>O с образованием молекулы H<sub>2</sub> и аниона OH<sup>-</sup>. В свою очередь анион OH<sup>-</sup>, доходя по электролиту до анода, встречается с дыркой, вышедшей к поверхности полупроводника. Эта приводит к образованию молекулы O<sub>2</sub> и молекулы H<sub>2</sub>O.

В настоящей работе приведены первые результаты применения epitаксиальных GaN слоев в качестве рабочих электродов при электролизе водных растворов с разным pH. Слои GaN толщиной 5-7 микрон n- и p-типа проводимости выращивались на сапфировых подложках, используя хлоридно-гидридную газофазную epitаксию [2]. В качестве электролита использовался водные растворы серной кислоты (pH=1), сульфата натрия (pH=7) или гидроксида натрия (pH=14).

Первоначально оценивалась эффективность GaN электродов, их электрохимические свойства сравнивали с платиной, имеющей наименьшее значение перенапряжения по выделению водорода среди используемых электродов для электролиза. Исследование циклических вольт-амперограмм процесса электролиза (водный раствор Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, pH=7) позволили определить потенциал выделения водорода на GaN электроде, который составил -0,80 В. Эта величина на -0,40 В больше по сравнению с платиной, что, по-видимому обусловлено в первую очередь более высоким удельным сопротивлением и недостаточным растеканием носителей в GaN материале. В связи с этим возникает отдельная задача об оптимизации расположения контактов на поверхности GaN электрода.

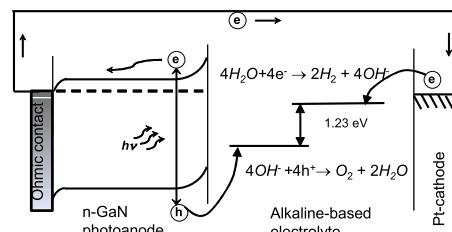


Рис. 1. Положение энергетических уровней основных реакций при электролизе воды с участием GaN.

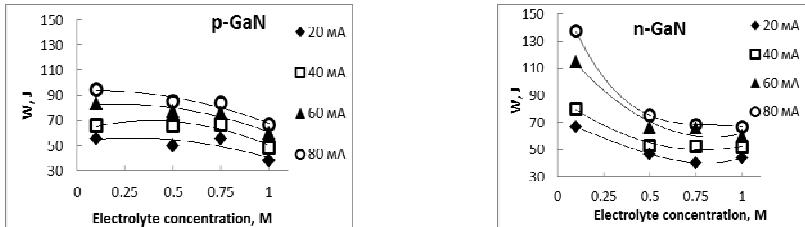


Рис. 2. Энергетические затраты (W) на получение 1 мл водорода в зависимости от концентрации электролита  $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O}$  (0.1, 0.5, 0.75, 1.0 моль/л (M).)

Энергетические затраты (W, Дж) на получение 1 мл водорода в зависимости от состава электролита (Рис. 2.) показали нелинейные зависимости для электродов p-GaN и n-GaN. При небольшой концентрации электролита энергозатраты на n-GaN катоде больше, что, по-видимому, отражает загиб зон на поверхности электрода, который именно в n-GaN создаёт дополнительный энергетический барьер, который электронам надо преодолеть, чтобы выйти в электролит и участвовать в реакции. При высокой концентрации электролита загиб зон эффективно становится меньшим, общие энергетические затраты уменьшаются и для n-GaN становятся несколько меньшими по сравнению с p-GaN по причине большей подвижности носителей и их лучшего растекания. Было замечено также, что электролиз протекает с наименьшими энергетическими затратами от внешних источников электрической энергии для обоих электродов в щелочном растворе.

Были проведены исследования эффективности электролиза на полупроводниковом электроде по контролю значений потенциала на нем, при котором начинается выделение водорода. Начало выделения водорода на катоде обычно происходит при небольших значениях потенциала, зависящим от pH. Используя различный тип водных растворов электролитов была установлена область потенциалов от -1.5 В до +1.5 В, в которой n-GaN слои электрохимически неактивны. Образование газообразного кислорода на p-GaN аноде (а на Pt катоде, соответственно, водорода) начиналось при потенциале свыше +2.0 В, которое сопровождалось коррозией анода.

Эксперименты по фотоэлектролизу водных растворов электролитов приводились без внешнего источника питания используя слои GaN p- и n- типа проводимости в качестве рабочих электродов. Источником света служила ксеноновая лампа ( $100 \text{ мВт/см}^2$ ) или УФ светодиод (365 нм). Образование водорода наблюдали на Pt катоде при использовании n-GaN в качестве фотоанода. Эксперименты показали, что легирование, кристаллографическое качество и конструкция GaN фотоэлектродов требует оптимизации для увеличения выхода водорода. Использование GaN/InGaN структур в качестве рабочих электродов также позволит существенно увеличить эффективность фотоэлектролиза.

- [1] K. Fujii, K. Ohkawa. Phys. Stat. Sol. C3, No. 6, 2270–2273 (2006).
- [2] Kurin, S., Antipov, A., Barash, I., Roenkov, et al. Phys. Status Solidi C11, 813-816 (2014).

#### APPLICATION OF GaN FOR PHOTOLELECTROLYSIS OF WATER

**A.S. Usikov<sup>1,2</sup>, M.V. Puzyk<sup>3</sup>, S.Yu. Kurin<sup>4</sup>, N.M. Shmidt<sup>5</sup>, I.N. Smirnova<sup>5</sup>, S.I. Troshkov<sup>5</sup>, I.A. Ermakov<sup>2</sup>, D.S. Kovalev<sup>2</sup>, B.P. Papchenko<sup>2</sup>, H. Helava<sup>1</sup>, Yu Makarov<sup>1,4</sup>**

<sup>1</sup> Nitride Crystals Inc., 181 E Industry Court, Suite B, Deer Park, NY 11729, USA, phone +1 301 633 4134, e-mail: [alexander.usikov@nitride-crystals.com](mailto:alexander.usikov@nitride-crystals.com).

<sup>2</sup> University ITMO. Kronverksky 49, 197101 St. Petersburg, Russia.

<sup>3</sup> Gertzen RSPU. Moika, 48, 191186, St. Petersburg, Russia

<sup>4</sup> Nitride Crystals Group, Ltd., pr. Engel'sa 27, St. Petersburg, 194156 Russia

<sup>5</sup>Ioffe Physical Technical Institute, Polytekhnicheskaya 26, 194021, St. Petersburg, Russia

An application of n-GaN and p-GaN layers grown by HVPE on sapphire substrates for water splitting is discussed. Hydrogen gas generation was observed on Pt cathode under illumination of n-type GaN as a photoanode. Corrosion stability of the GaN materials and specific of water electrolysis using different electrolytes are also considered.

# AlGaN УФ ФОТОПРИЕМНИКИ ДЛЯ СОЛНЕЧНО СЛЕПОГО СПЕКТРАЛЬНОГО ДИАПАЗОНА, ВЫРАЩЕННЫЕ ПА МПЭ

**Н.В. Кузнецова<sup>1</sup>\*, Д.В. Нечаев<sup>1</sup>, Н.М. Шмидт<sup>1</sup>, М.М. Кулагина<sup>1</sup>, Д.Ю. Казанцев<sup>1</sup>, Б.Я. Бер<sup>1</sup>,  
Т.А. Комиссарова<sup>1</sup>, Н.В. Ржеуцкий<sup>2</sup>, Е.В. Луценко<sup>2</sup>, Л.М. Балысный<sup>3</sup>, А.Л. Дятлов<sup>3</sup>,  
Б.Е. Земляков<sup>4</sup>, С.Ю. Карпов<sup>5</sup>, С.В. Иванов<sup>1</sup>, В.Н. Жмерик<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе, ул. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург,  
тел. +7(921)3626155, e-mail: [kuznetsova@beam.ioffe.ru](mailto:kuznetsova@beam.ioffe.ru)

<sup>2</sup> Институт физики НАН Беларусь, пр. Независимости, 68, 220072, Минск;

<sup>3</sup> ОАО «НПО Геофизика-НВ», ул. Матросская тишина, 23 стр.2, 107076, Москва;

<sup>4</sup> Национальный исследовательский университет «МИЭТ», 4806, д.5, 124498, Зеленоград, Москва;

<sup>5</sup> ООО «Софт-Импакт», а/я 83, пр. Энгельса 27, 194156, Санкт-Петербург;

Ультрафиолетовые (УФ) фотоприемники солнечно слепого спектрального диапазона ( $\lambda < 290\text{nm}$ ) на основе широкозонных соединений  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  с высоким содержанием Al ( $x > 0.4$ ) определяют развитие приборной базы мультиспектральной оптической спектроскопии, систем обнаружения источников пламени и высоковольтных разрядов, а также средств помехозащищенной скрытной оптической УФ-связи [1]. В качестве таких УФ фотоприемников используются фотокатоды (ФК) с отрицательным электронным средством, позволяющие изготавливать усилители изображений с большой площадью, и *p-i-n* фотодиоды (ФД). Однако с увеличением содержания Al, что необходимо для работы приборов этого диапазона, резко снижается структурное качество AlGaN гетероструктур, падает предельно достижимая концентрация дырок в слоях AlGaN:Mg и становится проблематичным получение низкоомных омических *n*- и *p*-контактов. В данной работе сообщается о возможностях плазменно-активированной молекулярно-пучковой эпитаксии (ПА МПЭ) по решению этих проблем и демонстрируются солнечно-слепые УФ-ФК с активным поверхностным слоем AlGaN:Mg, а также *p-i-n* ФД, в которых использовались различные варианты легирования верхнего *p*-эмиттера.

Все образцы выращивались ПА МПЭ с использованием установки Compact 21T (Riber) на подложках  $\text{c}-\text{Al}_2\text{O}_3$ , на которых с помощью высокотемпературной эпитаксии с повышенной миграцией адатомов формировались зародышевые слои AlN [2]. Затем с помощью металломодулированной эпитаксии [3] растались буферные слои AlN толщиной 1.5-2 микрона с несколькими (от 2 до 3) ультра-тонкими слоями GaN, вставленными с целью снижения концентрации прорастающих дислокаций до уровня  $10^8\text{-}10^9\text{cm}^{-2}$  [4]. Для изготовления ФК поверх буферного слоя выращивалась при температуре  $T_s=650^\circ\text{C}$  активная область приборов – слой  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}:Mg$  с толщиной 100 нм и концентрацией  $Mg\sim 10^{19}\text{cm}^{-3}$ . В случае ФД на буферном слое выращивались *n*-легированные слои  $\text{Al}_{0.67}\text{Ga}_{0.33}\text{N}:Si$  толщиной около 1 мкм и с концентрацией  $Si\sim 10^{18}\text{-}10^{19}\text{cm}^{-3}$ , а затем нелегированные слои *i*- $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$ . В качестве *p*-эмиттеров использовались либо слои  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}:Mg$  с постоянным составом и различной концентрацией  $Mg\sim 10^{18}$  и  $10^{19}\text{cm}^{-3}$  (образцы 1 и 2, соответственно), либо слои  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  с концентрацией  $Mg\sim 10^{18}\text{cm}^{-3}$  и линейным снижением состава в направлении роста  $x=0.50\rightarrow 0.28$  на длине 30 нм (образец 3).

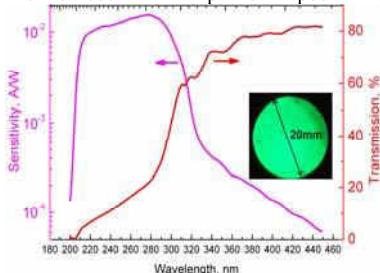
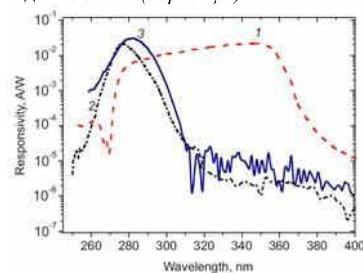


Рис.1. Спектры чувствительности и про- Рис. 2. Спектры чувствительности ФД с пускания ФК  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}:Mg$ . На вставке  $[\text{Mg}] \sim 10^{18}\text{cm}^{-3}$  (1),  $10^{19}\text{cm}^{-3}$  (2) и  $10^{18}\text{cm}^{-3}$  совместно с демонстрируется однородность свечения использования поляризационного легирования (3).



Все диодные структуры заканчивались контактными слоями GaN:Mg толщиной 20 нм. Для контроля роста структур во время ПА МПА использовались методы лазерной рефлектометрии и дифракции отраженных быстрых электронов. Концентрации легирующих примесей определялись с

помощью вторичной ионной масс-спектрометрии, а носителей заряда при помощи вольт-фарадных и холловских измерений. ФК на основе слоев  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}:\text{Mg}/\text{AlN}$  слоев с отрицательным электронным сродством имели диаметр активной области 20 мм и изготавливались посредством термохимической очистки поверхности epitаксиальной структуры с последующей ее активацией цезием и кислородом. Для изготовления  $p$ - $i$ - $n$  фотодиодов применялись следующие технологические операции: фотолитография, реактивное ионно-плазменное травление в хлор-содержащей среде и осаждение металлических контактов  $\text{Ti}/\text{Al}/\text{Ti}/\text{Au}$  ( $n$ -контакт) и  $\text{Ni}/\text{Au}$  ( $p$ -контакт), которые затем вжигались соответственно при температурах  $T_s=850^\circ\text{C}$  и  $450^\circ\text{C}$  в течение 1 минуты. Верхние  $p$ -контакты имели площади  $350 \times 350$  и  $150 \times 150 \mu\text{m}^2$  в диодах (1,2) и (3), соответственно.

Из рисунка 1 видно, что максимум фоточувствительности, наблюдавшийся на длине волн  $\lambda=280$  нм, составляет 16 мА/Вт при отношении чувствительностей  $S_{280}/S_{400} \sim 100$ . Фотоэлектронный прибор на базе этого ФК демонстрировал удовлетворительную однородность квантовой эффективности выхода электронов не хуже 10% на экране диаметром 20 мм. Стабильность параметров ФК была подтверждена испытаниями на наработку, в ходе которых их поверхность однородно засвечивалась УФ излучением в диапазоне длин волн  $\lambda=200-300$  нм и плотностью мощности  $5 \cdot 10^5 \text{ Вт}/\text{м}^2$ . В течение 7500 ч падение чувствительности ФК не превышало 20%.

Рисунок 2 демонстрирует различие спектральных зависимостей чувствительности фотодиодных структур, выращенных при разных уровнях и методах легирования  $p$ -эмиттеров. Спектр образца 1 с длинноволновой границей чувствительности  $\lambda=360$  нм свидетельствует о недостаточном уровне  $p$ -легирования и формировании активной области не в  $i$ -области, а в приконтактном слое  $\text{GaN}:\text{Mg}$  в виде барьера Шоттки для дырок. Существенно более коротковолновые границы чувствительности для образцов 2, 3 свидетельствуют о формировании в них  $p$ - $n$  переходов и нахождении активных областей фотодиодов в  $i$ -областиах их объемного заряда. Отсутствие  $p$ - $n$  перехода в образце 1 и его формирование в диоде 3 при одинаковом уровне легирования обоих образцов ( $\sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ), свидетельствует об эффективности поляризационного легирования [5] как метода создания двойочной проводимости в слоях  $\text{AlGaN}$  с высоким содержанием Al (50mol%). Более того, именно ФД 3 с поляризационным легированием продемонстрировал максимальную фоточувствительность 35 мА/Вт при нулевом смещении и 47 мА/Вт при приложении обратного напряжения -5В с максимальной чувствительностью при  $\lambda=280$  нм.

Продемонстрированные в работе результаты по абсолютным значениям чувствительностей солнечно слепых ФК и ФД хотя и уступают лучшим в мире образцам этих приборов, но они показывают широкие возможности и перспективность развития ПА МПЭ в области epitаксиальных технологий  $\text{AlGaN}$  гетероструктур с высоким содержанием Al.

- Работа поддержана РФФИ (гранты 13-02-12231-ОФИ-м 15-02-05206) и Программами ОФН.  
[1] L.Sang *et al.* Sensors, **13**, 10482, (2013).  
[2] D.V. Nechaev *et al.*, J. Cryst. Growth, **318**, 319, 2013.  
[3] V.N. Jmerik *et al.*, J.Cryst. Growth, **354**, 188 (2012).  
[4] S.V. Ivanov *et al.*, Semicond.Sci.Technol. **29**, 084008 (2014).  
[5] O.V. Khokhlev *et al.*, Phys.Status Solidi A **210**, 1369 (2013).

#### AIGaN SOLAR-BLIND PHOTODIODES GROWN BY MOLECULAR BEAM EPITAXY

*N.V. Kuznetsova<sup>1</sup>\*, D.V. Nechaev<sup>1</sup>, N.M. Shmidt<sup>1</sup>, M.M. Kulagina<sup>1</sup>, D.U. Kasantsev<sup>1</sup>, B.Y. Ber<sup>1</sup>, T.A. Komissarova<sup>1</sup>, M.V. Rzheutski<sup>2</sup>, E.V. Lutsenko<sup>2</sup>, L.M. Balyasni<sup>3</sup>, A.L. Dyatlov<sup>3</sup>, V.E. Zemlyakov<sup>4</sup>, S.U.Karpov<sup>5</sup>, S.V. Ivanov<sup>1</sup>, V.N. Jmerik<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Ioffe Institute. Politekhnicheskaya, 26, 194021, St Petersburg,  
phone. +7(921)3626155, e-mail: [kuznetsova@beam.ioffe.ru](mailto:kuznetsova@beam.ioffe.ru);

<sup>2</sup>Stepanov Institute of physics of NAS of Belarus. Nezalezhnasti Av., 68, 220072, Minsk;  
<sup>3</sup>OAO «NPO Geophysica-NV», Matrosskaya tishina Str., 23/2, 107076, Moscow;

<sup>4</sup>National Research University of Electronic Technology (MIET), Pas. 4806, 124498, Zelenograd, Moscow;  
<sup>5</sup>Soft-Impact, Ltd. P.O. Box 83, 27 Engels Av., 194156, St Petersburg;

In this paper, we report on UV photocathodes and  $p$ - $i$ - $n$  photodiodes operating in a solar-blind spectral range. Responsivity of  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}:\text{Mg}/\text{AlN}$  photocathode was 16 mA/W at a peak wavelength of 280 nm. Stability of the photocathode characteristics were proved by illumination of the device with radiation in a wavelength range of  $\lambda=200-300$  nm and a power density of  $5 \cdot 10^5 \text{ W/m}^2$ . The  $p$ - $i$ - $n$  photodiode with polarization doping of  $p$ -type  $\text{AlGaN}$  showed the responsivity of 35 mA/W at a peak wavelength of 280 nm without applied bias and increased to 47 mA/W under reverse bias of -5V.

# ГРАНИЧНАЯ ЧАСТОТА УСИЛЕНИЯ ВОЛН ПРОСТРАНСТВЕННОГО ЗАРЯДА В ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ИНДИЯ

C.A. Сергеев\*, O.C. Сенатов, B.B. Сергеева

Саратовский государственный университет имени Н.Г. Чернышевского, ул. Астраханская 83, 410012, г. Саратов, тел. +7(8452) 511181, e-mail: semicond@yandex.ru

Наиболее известным функциональным устройством на волнах пространственного заряда (ВПЗ) в полупроводниках является тонкопленочный усилитель бегущей волны на *n-GaAs* [1-5].

В работе [5-7] приводятся результаты теоретического исследования характеристик распространения волн пространственного заряда (ВПЗ) в тонкопленочных структурах (ТПС) на основе *n-GaAs* и *n-InP* и показано, что в монохроматическом режиме граничная частота  $f_c$ , до которой возможно усиление ВПЗ, для фосфида индия составляет 115 ГГц, а для арсенида галлия 39 ГГц (для концентрации электронов  $n_0$  порядка  $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ ).

В работе [8] проведен теоретический расчет граничной частоты усиления ВПЗ в ТПС на основе *n-GaAs* с учетом зависимости дрейфовой скорости  $v_0$  и дифференциальной подвижности электронов  $\mu_d$  от  $n_0$ . Показано, что на зависимости  $f_c$  от концентрации электронов в пленке имеется максимум при  $n_0 = (5 \div 6) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ , свидетельствующий о существовании оптимального уровня легирования пленки для создания наиболее высокочастотных функциональных устройств, работающих на ВПЗ в *n-GaAs*.

В работах [9-11] приведены результаты теоретического расчета граничной частоты усиления волн пространственного заряда в тонкопленочных структурах на основе *n-GaAs*, *n-InN* и *n-GaN* с учетом зависимости дрейфовой скорости и дифференциальной подвижности электронов от концентрации электронов. Показано, что оптимальный уровень легирования пленки для создания наиболее высокочастотных функциональных устройств, работающих на волнах пространственного заряда, различен для этих материалов и находится в интервале от  $10^{15}$  до  $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ .

В данной работе проведен сравнительный анализ основных свойств *InN* и *GaAs*. Теоретически рассчитана граничная частота усиления волны пространственного заряда в тонкопленочной полупроводниковой структуре на основе *n-InN*. Показано, что нитрид индия является перспективным материалом для использования в устройствах на волнах пространственного заряда.

Для теоретического анализа использовалась модель, подробно описанная в [5]. Конкретные численные расчеты были проведены для *n-CaAs* и *n-InN*. В расчетах использовались данные по частотной зависимости дифференциальной подвижности электронов, рассчитанной методом Монте-Карло для *n-CaAs* в поле  $E_0 = 5.5 \text{ кВ/см}$  в работе [12], а для *n-InN* в поле  $E_0 = 90 \text{ кВ/см}$  в [13]. Другие данные, использованные в расчетах, сведены в таблицу. Поскольку в численных значениях диэлектрической проницаемости  $\epsilon$ , скорости электронов  $v_0$  в поле  $E_0$  и коэффициента диффузии  $D$  по разным литературным данным существует некоторый разброс, то в таблице отдельно выделены варианты сочетания этих параметров, обеспечивающие самые высокие (римская цифра I) и самые низкие (II) значения граничной частоты усиления ВПЗ.

Полупроводник	Вариант	$\epsilon$	$v_0, 10^7 \text{ см/с}$	$D, \text{см}^2/\text{с}$
<i>n-CaAs</i> ( $E_0 = 5.5 \text{ кВ/см}$ )	I	12.9	1.7	200
<i>n-CaAs</i> ( $E_0 = 5.5 \text{ кВ/см}$ )	II	13.1	1.5	400
<i>n-InN</i> ( $E_0 = 90 \text{ кВ/см}$ )	I	13.52	4.3	25
<i>n-InN</i> ( $E_0 = 90 \text{ кВ/см}$ )	II	15.5	3.4	67

На рис. 1 показаны зависимости  $f_c$  от  $n_0$ , рассчитанные для  $n_0 d = 2 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Пунктирные кривые получены для варианта I в пренебрежении частотной зависимостью  $\mu_d$ . Приведенные результаты свидетельствуют о том, что при увеличении  $n_0$  примерно до  $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  для *n-CaAs* и до  $10^{16} \text{ см}^{-3}$  для *n-InN* значение  $f_c$  растет, а при больших  $n_0$  зависимости  $f_c$  от  $n_0$  практически насыщаются, достигая в вариантах I уровня 55 ГГц для *n-CaAs* и 200 ГГц для *n-InN*. Причиной роста  $f_c$  в области малых  $n_0$  является увеличение  $\omega_m$ , а причиной следующего за этим насыщения – усиливающееся с ростом частоты влияние диффузии.

Сравнение сплошных и пунктирных кривых рис. 3, полученных с учетом и без учета частотной дисперсии  $\mu_d$ , показывает, что влияние зависимости  $\mu_d$  от  $f$  на величину  $f_c$  с ростом  $n_0$  усиливается. Для концентраций  $n_0$ , больших  $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ , учет зависимости  $\mu_d$  от  $f$  приводит к уменьшению  $f_c$  более чем в полтора раза для *n-CaAs* и более чем в два раза для *n-InN*.

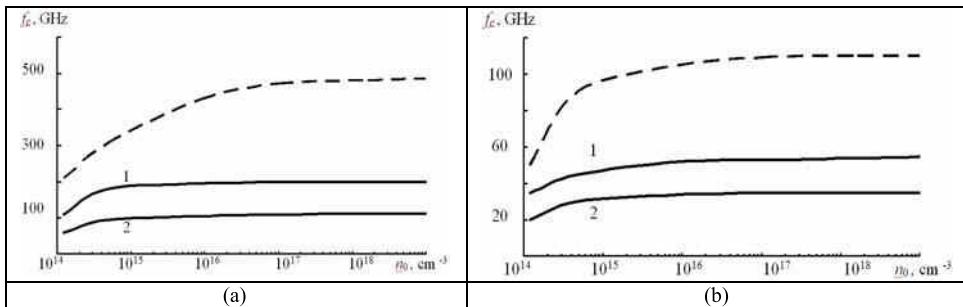


Рис. 1. Зависимости  $f_c$  от  $n_0$  для нитрида индия (а) и арсенида галлия (б)

- [1] Дин Р., Матарезе Р. // ТИИЭР. 1972. Vol. 60. № 12. P. 23.
- [2] Kumabe K., Kanbe H. // Int. J. Electronics. 1985. Vol. 58. P. 587.
- [3] Михайлов А.И., Сергеев С.А., Горячев А.А. // Изв. ВУЗов. Радиоэлектроника. 2000. Vol. 43. № 2. P. 16.
- [4] Патент 2138116 РФ, МКИ Н 03 D 7/00, 7/12, Н 01 L 27/095. Преобразователь частоты СВЧ диапазона / А.И. Михайлов, С.А. Сергеев, Ю.М. Игнатьев (РФ). Опубл. 20.09.99. Бюл. № 26.
- [5] Барыбин А.А. Волны в тонкопленочных полупроводниковых структурах с горячими электронами. М.: Наука, 1986. 288 с.
- [6] Михайлов А.И., Сергеев С.А. // Тез. докл. Всеросс. науч.- технич. конф. с международ. участием «Актуальные проблемы твердотельной электроники и микроэлектроники». Таганрог, 1994. Ч. 1. С. 88.
- [7] Михайлов А.И. // Письма в ЖТФ. 1995. Vol. 21. P. 21.
- [8] Михайлов А.И., Сергеев С.А. // Письма в ЖТФ. 1999. Т. 25. Вып. 4. С. 85–90.
- [9] Сергеев С.А., Михайлов А.И., Сергеева Б.Б. // Труды XI Международ. конф. «Опто-, наноэлектроника, нанотехнологии и микросистемы». Ульяновск: УлГУ, 2009. С. 256.
- [10] Сергеев С.А., Михайлов А.И., Сергеева Б.Б. // Материалы докл. VIII Международ. науч.- технич. конф. «Физика и технические приложения волновых процессов». Приложение к журналу «Физика волновых процессов и радиотехнические системы». СПб.: Политехника, 2009. С. 127–128.
- [11] Михайлов А.И., Сергеев С.А. // Физика волновых процессов и радиотехнические системы. 2010. Т. 13. № 1. С. 33–37.
- [12] Rees H.D. Hot electron effects at microwave frequencies in GaAs // Sol. St. Com. 1969. Vol. 7. № 2. P. 267–269.
- [13] Monte Carlo calculations of static and dynamic electron transport in nitrides / E. Starikov, P. Shiktorov, V. Gruinskis et al. // J. Appl. Phys. 2005. Vol. 98. P. 083701.

## CUTOFF FREQUENCY OF SPACE-CHARGE WAVES AMPLIFICATION IN THIN FILM n-InN SEMICONDUCTOR STRUCTURES

*S.A. Sergeev, O.S. Senatov, B.V. Sergeeva*  
Saratov State University by a name of N.G. Chernyshevsky

The comparative analysis of n-InN and n-GaAs basic properties is conducted. The boundary frequency of space-charge waves amplification in thin-film structures based on n-InN is theoretically calculated. It is shown that indium nitride is a promising material for devices on space-charge waves.

## РОЛЬ ГЛУБОКИХ УРОВНЕЙ В ТОКЕ ТУННЕЛЬНЫХ ДИОДОВ W-AlGaN/GaN

А.Н. Разжувалов<sup>1</sup>\*, С.Н. Гринев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский томский политехнический университет.

Ленина проспект, 30, 634050, Томск,  
тел. +7(913)8215496 , e-mail: shuvalov@phys.tsu.ru;

Особенности туннельного тока в нитридных структурах w-AlGaN/GaN(0001) (гистерезис, нестабильность и деградация), вызванные спонтанной поляризацией, пьезоэффефтом и дефектностью материала до сих пор остаются предметом дискуссии. В отличие от оптических характеристик туннельный ток подвержен более сильному влиянию точечных и протяженных дефектов, находящихся в различных областях структуры и активирующихся за счет встроенных электрических полей и эффекта Пула-Френкеля. Примером этого является обнаруженное в процессе циклических переключений напряжений затухание тока [1], которое связывают с зарядовыми ловушками поверхностных дислокаций. Понижая высоту эффективного потенциального барьера структуры, такие ловушки меняют основной механизм транспорта носителей. Деградацию пиков тока также удается объяснить наличием глубоких центров на гетерограницах GaN/AlGaN [2]. Анализ динамики импульсного тока в каналах полевых транзисторов GaN/AlGaN показал [3], что ловушки вблизи края затвора, вызывают обеднение плотности двумерного электронного газа. Оценка нижней границы плотности активных ловушек из амплитуды переходного тока дает величину  $10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Детальная природа таких ловушек не установлена, а энергия активации, определенная из температурной зависимости темпа эмиссии, составляет 0.1-0.2 эВ. В [4] наблюдались максимумы тока и гистерезис, исчезающие при понижении температуры. Обнаруженная ОДП структура связывалась не с резонансным туннелированием, а с зарядом и высвобождением ловушек. Противоречивость данных и запутанность механизмов, присущих в нитридных структурах, требует новых исследований влияния разных факторов на величину тока.

В настоящей работе изучены особенности туннельного тока, вызванные распределением глубоких центров вблизи границ двухбарьерной структуры, их зарядовым состоянием и энергией ионизации.

Были рассмотрены две структуры w-Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N( $l_b$ )/GaN( $l_w$ )/Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N( $l_b$ ) (0001) со спейсер слоями из GaN толщиной  $l_s$ . Толщины и концентрации Al в барьерах и квантовой яме соответствуют выращенным структурам: А - x = 1,  $l_b$  = 0.5 нм,  $l_w$  = 0.5 нм,  $l_s$  = 10 нм [5]; В - x = 0.2,  $l_b$  = 1.5 нм,  $l_w$  = 1.25 нм,  $l_s$  = 2 нм [6]. Структура А содержит большое число дислокаций ( $\sim 10^8 \text{ см}^{-3}$ ). В структуре В концентрация дислокаций существенно меньше ( $< 10^5 \text{ см}^{-3}$ ), благодаря латеральному росту и низкой концентрации Al. Вольт - амперные характеристики двух структур существенно отличаются друг от друга. Для выяснения отличий был проведен самосогласованный расчет потенциала и коэффициентов прохождения электронов в баллистическом приближении с использованием метода [7].

При расчете туннельного тока структуры А, предполагалось, что на границах спейсер слоев и барьерах располагаются многозарядные центры, способные находиться в различных  $\alpha$  - зарядовых состояниях,  $\alpha = \{\square 1, 0, +1\}$ . Значения поверхностной концентрации центров  $n_\sigma$ , глубины их залегания  $\lambda$  и энергии уровней центров  $E_d^\alpha$  приведены на рис.1а. Результаты расчета тока (рис.1а) частично воспроизводят особенности тока [5] для случая, когда внешнее поле в квантовой яме направлено в ту же сторону, что и внутреннее поле ( $V > 0$ ). Заряженные дефекты приводят к ослаблению полей в контактах, сильному подавлению максимума тока, небольшому сдвигу пика тока, слабо выраженной петле гистерезиса. Для выяснения природы пика тока был проведен анализ потенциала и коэффициента прохождения структуры при напряжениях вблизи максимума тока. Он показал, что максимум тока отвечает резонансному уровню в треугольной яме, расположенной в области двумерного электронного газа. Этот результат качественно согласуется с данными работы [4], в которой температурная зависимость пикового тока указывает на его дефектную природу. Для напряжений  $V < 0$  расчет не воспроизводит поведение тока [5] и, следовательно, резонансный механизм не является основным.

Для более совершенной структуры В вычисления туннельного тока были проведены без учета дефектов (рис.1б). Внутреннее поле такой структуры в основном определяется спонтанной поляризацией. Показано, что значения поляризационных зарядов [8] дают завышенные значения напряжения и величины пикового тока. Количественное согласие с экспериментом было достигнуто

при уменьшении вдвое величины поляризационного заряда  $\sigma$  на гетерограницах, что может быть связано с его частичной компенсацией некоторыми заряженными дефектами реальной структуры.

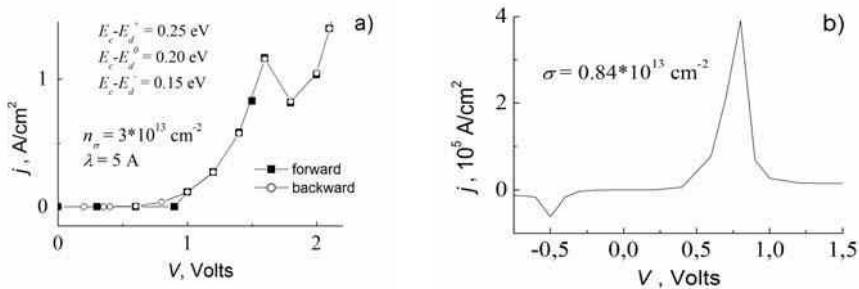


Рис.1. Туннельный ток в двухбарьерной структуре  $w\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$  (0001): а) для случая структуры [5], б) для случая структуры [6].

- [1] C. Bayram, Z. Vashaei and M. Razeghi. Appl. Phys. Lett. **97**, 181109 (2010).
- [2] L.Yang, H. He, W. Mao, Y. Hao. Appl. Phys. Lett. **99**, 153501(2011) .
- [3] O. Mitrofanov, M. J. Manfra. Proc. of SPIE Vol. **6473**, 64731M (2007) .
- [4] S. Sakr, E. Warde, M. Tchernycheva, L. Rigutti, and all. Appl. Phys. Lett. **99**, 142103 (2011) .
- [5] S. Leconte, S. Golka, G. pozzovivo, G. Strasser, and all. Phys. Stat. Sol. **C5**, 431 (2008).
- [6] C. Bayram, Z. Vashaei and M. Razeghi. Appl. Phys. Lett. **97**, 092104 (2010).
- [7] A. Razzhuvalov and S. Grinyaev. Semiconductors **42**, 580 (2008).
- [8] F. Bernardini, V. Fiorentini, D. Vanderbilt. Phys. Rev. **B56**, R10024 (1997).

#### THE ROLE OF DEEP LEVELS IN A CURRENT OF TUNNELING DIODES OF W- AlGaN/GaN

A.N. Razzhuvalov<sup>1\*</sup>, S.N. Grinyaev<sup>1</sup>

<sup>1</sup>National Research Tomsk Polytechnic University. Lenina st., 30, 634050, Tomsk,  
phone. +7(913)8215496 , e-mail: shuvalov@phys.tsu.ru;

Modeling of the influence of defects on the tunneling current in a AlGaN/GaN (0001) double-barrier structure have been carried out. It is shown that the current value essentially depends on the nature of the defect through the position of the energy levels, the charge state, the spatial distribution and concentration. Qualitative agreement with the experiment [S.Leconte et all. Phys.St.Sol. C., V.5, p.431-434 (2008)] in the peak current and the hysteresis loop was achieved for the case when the external and internal fields coincide in the quantum well. It was shown that the defects localized near the boundaries lead to a partial compensation of the internal fields and a more symmetric potential of the double-barrier structures.

## ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ $Y_3Fe_5O_{12}$ / GaN: СИНТЕЗ, РАСПРОСТРАНЕНИЕ СПИНОВЫХ ВОЛН И ПРИБОРЫ СВЧ ДИАПАЗОНА НА ИХ ОСНОВЕ

*А.И. Стогний<sup>1</sup>, Л.В. Луцев<sup>2\*</sup>, Н.Н. Новицкий<sup>1</sup>, А.В. Беспалов<sup>3</sup>, О.Л. Голикова<sup>3</sup>, В.А. Кецко<sup>4</sup>*

<sup>1</sup>ГО НПЦ НАН Беларусь по материаловедению, ул. П. Бровки, 19, 220072, Минск,

<sup>2</sup>Физико-Технический Институт им. А.Ф. Иоффе. Политехническая ул., 26, 194021, С-Петербург, тел. +7(921)5865678, e-mail: [L\\_lutsev@mail.ru](mailto:L_lutsev@mail.ru),

<sup>3</sup>Московский государственный технический университет радиотехники, электроники и автоматики, пр. Вернадского, 78, 125993, Москва,

<sup>4</sup>Институт общей и неорганической химии им. Н. С. Курнакова РАН, Ленинский просп., 31, 119991, Москва.

Интеграция ферритов в полупроводники представляет большой интерес для применения этих гетероструктур в СВЧ электронике [1]. Синтез пленок железо-иттриевого граната  $Y_3Fe_5O_{12}$  (YIG) на GaN дает возможность разработать радиационно-стойкие приборы, в которых на одном чипе размещены как транзисторные, так и спин-волновые элементы (фильтры, линии задержки, шумоподавители). Кроме этого, в наноразмерных магнитных пленках существуют длинноволновые спиновые волны с малым коэффициентом затухания [2], что может быть использовано в приборах спиритроники с новыми функциональными свойствами.

В работе описан синтез пленок YIG толщиной от 80 до 800 нм на поверхности пленок GaN, выращенных на подложках лейкосапфира с ориентацией (100). Пленки YIG получены методом ионно-лучевого распыления по усовершенствованной методике, описанной в [3]. Компактированные мишени керамики состава  $Y_3Fe_5O_{12}$  распылялись пучком ионов кислорода с энергией 1.6 keV и плотностью тока 0.25 mA/cm<sup>2</sup> при рабочем давлении кислорода менее 0.4 Pa и предельном вакууме лучше 0.03 Pa. Поток распыляемого материала при комнатной температуре осаждался с неравномерностью менее 10 % по поверхности со скоростью осаждения 2.4 nm/min. Трудности синтеза, обусловленные рассогласованием свойств YIG и GaN, были преодолены за счет высокой адгезии осаждаемого слоя к подложке и обеспечения условий для протекания процесса кристаллизации по направлению от свободной поверхности к интерфейсному слою. В связи с этим, осаждение и кристаллизация пленок YIG производились в два этапа. На первом этапе осаждался и кристаллизовался зародышевый (буферный) слой толщиной до 50 нм. Затем он наполовину распылялся медленным потоком ионов кислорода. На втором этапе процесс осаждения и отжига повторялся для основного слоя заданной толщины. Это обусловлено спецификой процесса синтеза пленок ферритов на кристаллических подложках методом ионно-лучевого распыления, разработанного для предотвращения образования сквозной сетки трещин и областей отслоения от подложки в неэпитаксиальных условиях формирования [4]. Кристаллизация пленок YIG производилась в процессе отжига образцов на воздухе в течение 60 min при температуре 750°C с последующим равномерным охлаждением до 400°C в течение 300 min. Температура кристаллизации определялась таким образом, чтобы она не превышала температуры активации процессов диффузационного перемешивания как в слое GaN, так и на интерфейсе с YIG. В результате выполненных процедур лучшие образцы YIG имели более совершенную поверхность, чем поверхность пленок GaN, для которой характерна высокая исходная плотность дефектов ростовой природы (Рис. 1). Полученные пленки имели структуру YIG, являлись однофазными и поликристаллическими. Соединения, которые могли быть получены при кристаллизации при взаимодействии осажденного материала мишени с материалом подложки, не обнаружены.

Спектры ФМР пленок YIG на GaN показывают сложную структуру (Рис. 2). В спектрах представлены пики от основного и буферного слоев пленки YIG. На основе спектров ФМР в касательном и перпендикулярном магнитных полях найдена разность намагниченности и одноосной анизотропии  $4\pi M - H_a$  основного и буферного слоев. Величина  $4\pi M - H_a$  основного слоя лежит в диапазоне 1200 – 1300 Ое, что значительно меньше аналогичной величины в объемных кристаллах YIG (1750 Ое).  $4\pi M - H_a$  буферного слоя меньше  $4\pi M - H_a$  основного слоя на 150 – 170 Ое. Можно предположить, что малые величины разности  $4\pi M - H_a$  слоев связаны с большими значениями одноосной анизотропии  $H_a$ , вызванными стрессовыми и ростовыми факторами. Ширина линии ФМР  $\Delta H$  основного слоя достигает значения 40 Ое и обусловлена релаксационными потерями и неоднородностью основного слоя YIG по толщине.

Распространение спиновых волн изучалось в диапазоне частот 2 – 4 GHz на ячейке, представляющей собой линию задержки. Ширина как антенны, возбуждающей спиновую волну, так и принимающей антенны составляла 30 μm. Расстояние между антеннами равнялось 1.2 mm.

Магнитное поле было касательно к поверхности пленки YIG и перпендикулярно волновому вектору распространения спиновой волны (геометрия Даймона-Эшбаха). Амплитудно-частотные характеристики спиновых волн, распространяющихся в пленке YIG при разных мощностях тока на возбуждающей антенне, характеризуют спиновые волны в пленках как устойчивые к трехмагнонному распаду (Рис. 3). Обсуждаются возможности использования пленок YIG в спин-волновых фильтрах СВЧ диапазона и в качестве подзатворного слоя в полевых транзисторных структурах на основе GaN, выполняющего одновременно функции диэлектрика и оптически прозрачного ферромагнитного слоя.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Программы П220 Правительства России (проект № 14.Z50.31.0021, ведущий ученый М. Bayer) и РФФИ в рамках научного проекта № 15-02-06208 а.

- [1] Z. Chen and V.G. Harris, J. Appl. Phys. **112**, 081101 (2012).
- [2] L.V. Lutsev, Phys. Rev. B **85**, 214413 (2012).
- [3] A.I. Stognij, V.V. Tokarev, and Yu.N. Mitin, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **236**, 331 (1992).
- [4] G.D. Nipan, A.I. Stognij, V.A. Ketsko, Russian Chemical Reviews **81**, 458 (2012).

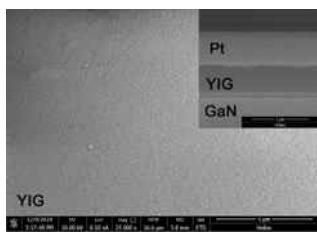


Рис.1. Вид поверхности и поперечного сечения пленки YIG толщиной 700 нм на подложке GaN (Pt-вспомогательный технологический слой).

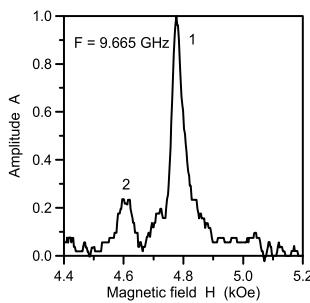


Рис.2. Спектр ФМР пленки YIG толщиной 700 нм в перпендикулярном магнитном поле. Пики 1 и 2 соответствуют основному и буферному слоям пленки YIG.

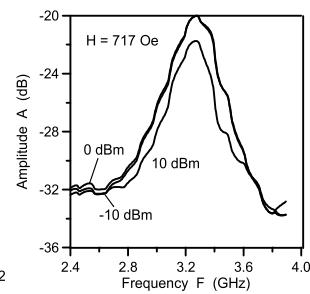


Рис.3. Амплитудно-частотные характеристики спиновых волн, распространяющихся в пленке YIG толщиной 700 нм в касательном магнитном поле при разной СВЧ-мощности возбуждающего тока.

## **$\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ / GaN HETEROSTRUCTURES: SYNTHESIS, SPIN-WAVE PROPAGATION AND DEVICES OF THE MICROWAVE-FREQUENCY BAND**

**A.I. Stognij<sup>1</sup>, L.V. Lutsev<sup>2\*</sup>, N.N. Novitskii<sup>1</sup>, A.V. Bespalov<sup>3</sup>, O.L. Golikova<sup>3</sup>, V.A. Ketsko<sup>4</sup>**

<sup>1</sup> Scientific and Practical Materials Research Centre. P. Brovki st., 19, 220072, Minsk.

<sup>2</sup> Ioffe Physical-Technical Institute. Politekhnicheskaya st., 26, 194021, Saint Petersburg,  
phone: +7(921)5865678, e-mail: [L\\_lutsev@mail.ru](mailto:L_lutsev@mail.ru),

<sup>3</sup> Moscow State Technical University of Radiotechnics, Electronics and Automatics, Vernadskiy pr., 78, 125993, Moscow,

<sup>4</sup> Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry, Leninskiy pr., 31, 119991, Moscow.

We describe synthesis of submicron  $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  (YIG) films sputtered on GaN substrates and present results of the investigation of ferromagnetic resonance (FMR) and spin waves in YIG / GaN heterostructures. It is found that due to growth and stress anisotropies the difference between magnetization and uniaxial anisotropy field  $4\pi M - H_a$  of YIG films are less than the analogous value of  $4\pi M - H_a$  in volume YIG crystals. The FMR linewidth  $\Delta H$  leads to 40 Oe. Spin waves propagating in YIG films are stable in respect of the 3-magnon decay. This gives us opportunity to construct microwave spin-wave filters on YIG / GaN heterostructures. Field-effect transistors with YIG films under gate electrodes are discussed.

## МОДЕЛЬ ТЕМПЕРАТУРНОГО ТУШЕНИЯ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ СТРУКТУР С КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ GaN/AlN

*И.А. Александров\*, В.Г. Мансуров, К.С. Журавлев*

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, пр. ак. Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск, тел. +7(383)3304475, e-mail: aleksandrov@isp.nsc.ru

Высокоэнергетичные барьеры в GaN квантовых точках (КТ), сформированных в матрице AlN, приводят к сильной локализации носителей заряда и препятствуют безызлучательной рекомбинации. Несмотря на высокие энергии локализации, КТ GaN/AlN обычно демонстрируют некоторое уменьшение интенсивности фотолюминесценции (ФЛ) с температурой [1-3]. В данной работе были исследованы температурные зависимости стационарной и нестационарной ФЛ КТ и проведено сравнение с теоретической моделью.

КТ GaN/AlN были выращены в режиме роста Странского-Крастанова методом молекулярно-лучевой эпитаксии с использованием аммиака в качестве источника азота. Возбуждение ФЛ производилось непрерывным He-Cd лазером с энергией кванта 3.81 эВ, импульсным азотным лазером с энергией кванта 3.68 эВ и четвертой гармоникой импульсного Nd:YLF лазера с энергией кванта 4.71 эВ.

Температурная зависимость излучательного времени жизни в КТ GaN/AlN рассчитывалась в 6-зонном  $\mathbf{k}\cdot\mathbf{p}$ -приближении. Излучательное время жизни растет с температурой в 1.5 раза в температурном диапазоне 5–300 К. Экспериментальное время жизни ФЛ при низких температурах главным образом определяется излучательным процессом, однако наблюдается небольшое отличие от расчетного излучательного времени жизни при комнатной температуре. Это отличие вызвано уменьшением безызлучательного времени жизни в КТ при увеличении температуры.

Зависимость безызлучательного времени жизни от температуры и длины волн излучения была описана расчетом в предположении, что безызлучательная рекомбинация вызвана туннелированием носителей заряда из КТ на центры безызлучательной рекомбинации. Вероятность туннелирования рассчитывалась в модели конфигурационных координат в приближении потенциала нулевого радиуса.

Температурная зависимость интенсивности ФЛ отличается от температурной зависимости отношения времени жизни ФЛ к излучательному времени жизни. Для описания температурной зависимости ФЛ была учтена безызлучательная рекомбинация носителей заряда, генерированных в смачивающем слое. Как показывает спектр поглощения, носители заряда могут быть генерированы в смачивающем слое при энергиях кванта возбуждения как выше, так и ниже энергии основного перехода в смачивающем слое при переходах между состояниями КТ и смачивающего слоя, а также при примесном поглощении.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты 14-02-92007, 14-02-00033 и 13-02-00985).

- [1] J. Simon, N. T. Pelekanos, C. Adelmann, E. Martinez-Guerrero, R. Andre., B. Daudin, Le Si Dang, and H. Mariette, Phys. Rev. B, **68**, 035312 (2003).
- [2] J. Renard, P. K. Kandaswamy, E. Monroy, and B. Gayral, Appl. Phys. Lett. **95**, 131903 (2009).
- [3] Z. Gacevic, A. Das, J. Teubert, Y. Kotsar, P. K. Kandaswamy, Th. Kehagias, T. Koukoula, Ph. Komminou, and E. Monroy, J. Appl. Phys. **109**, 103501 (2011).

## MODEL OF PHOTOLUMINESCENCE TEMPERATURE QUENCHING IN GaN/AlN QUANTUM DOT STRUCTURES

*I.A. Aleksandrov\*, V.G. Mansurov, K.S. Zhuravlev*

Rzhanov Institute of Semiconductor Physics Siberian Branch of Russian Academy of Sciences. Pr.

Lavrentieva, 13, 630090, Novosibirsk,

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

High-energy barriers of GaN quantum dots (QDs) formed in AlN matrix provide a strong localization of carriers and prevent nonradiative losses. Despite high localization energies, GaN/AlN QDs usually show some decrease in the photoluminescence (PL) intensity with temperature. In this work we have investigated temperature dependence of PL lifetime and intensity of GaN/AlN QDs and have compared the experimental results with a theoretical model.

GaN/AlN QDs were grown in Stranski-Krastanov growth mode by molecular-beam epitaxy with ammonia as a nitrogen source. PL was excited by a continuous-wave HeCd laser with photon energy of 3.81 eV, nitrogen pulsed laser with photon energy of 3.68 eV and a frequency-quadrupled Nd:YLF laser with photon energy of 4.71 eV.

Temperature dependence of radiative lifetime in GaN/AlN QDs has been calculated in  $\mathbf{k} \cdot \mathbf{p}$  6x6 approximation. The radiative lifetime grows with temperature by 1.5 times in the range of 5–300 K. Experimental PL lifetime is mainly determined by radiative process at low temperatures, but somewhat differs from the calculated radiative lifetime at room temperature. This difference corresponds to decrease in the nonradiative lifetime with temperature.

Dependence of the nonradiative lifetime in GaN/AlN QDs on temperature and emission wavelength has been described by calculations assuming that the nonradiative recombination is caused by tunneling of carriers from QDs to nonradiative recombination centers. The tunneling probability has been calculated in the configuration coordinate model using the zero-radius potential approximation.

Temperature dependence of PL intensity of QDs does not follow the temperature dependence of the ratio of the PL lifetime to the radiative lifetime. Nonradiative recombination of carriers generated in a wetting layer has been taken into account to describe the temperature dependence of PL intensity. Absorption spectrum shows that carriers can be generated in the wetting layer for photon energies higher than the wetting layer ground state transition energy and for lower photon energies by transitions between the QD and wetting layer states and by impurity absorption.

# PHOTOLUMINESCENCE OF AlGaN QUANTUM WELL HETEROSTRUCTURES GROWN IN DIFFERENT MODES OF SUB-MONOLAYER DIGITAL ALLOYING MBE

**M. V. Rzheutski<sup>1</sup>, E. V. Lutsenko<sup>1</sup>, V. N. Pavlovskii<sup>1</sup>, G. P. Yablonskii<sup>1</sup>, M. Aljohenii<sup>2</sup>, A. Aljerwi<sup>2</sup>, A. Alyamani<sup>2</sup>, V. N. Jmerik<sup>3</sup>, D. V. Nechaev<sup>3</sup>, S. V. Ivanov<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> B. I. Stepanov Institute of physics of National academy of sciences of Belarus, Nezalezhnasti ave., 68; 220072, Minsk; e-mail: [m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by](mailto:m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by);

<sup>2</sup> KACST, National Nanotechnology Center. P.O. BOX 6086, 11442, Riyadh;

<sup>3</sup> Ioffe Institute. Polytechnicheskaya str., 23, 194021, Saint Petersburg

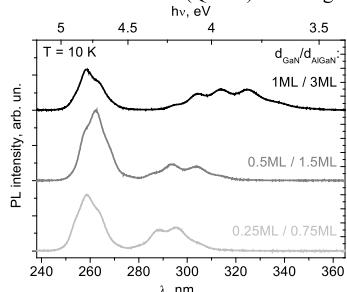
For AlGaN heterostructures grown by molecular beam epitaxy (MBE), the most efficient method for creation of nano-dimensional layers with sharp interfaces is a digital alloying technique where AlGaN composition modulation is realized by formation of a short period AlGaN/GaN superlattice with varying thickness of GaN insertions [1]. This approach allows using of a single aluminum source in the system excluding an influence of its heating inertia. In this work, the influence of the superlattice period during the digital alloying (DA) technique, applied for fabrication of the AlGaN quantum well (QW) heterostructures, on the photoluminescence (PL) kinetics and temperature quenching was investigated.

The investigated heterostructures were grown by plasma-assisted MBE on c-sapphire substrates using an AlN buffer layer [2]. The active region was an Al<sub>0.65</sub>Ga<sub>0.35</sub>N waveguide layer with a thickness of 150 nm, which contained two QW layers with a thickness of 3 nm and 5 nm located at depths of 70 and 120 nm from the surface, respectively. The QW layers were grown by DA technique by introduction of GaN multiple insertions into the Al<sub>0.65</sub>Ga<sub>0.35</sub>N matrix. The ratio of insertion-to-barrier thicknesses d<sub>GaN</sub>/d<sub>AlGaN</sub> was kept 1/3 for all the heterostructures, which corresponded to an average AlN mole fraction in the QW layer x = 0.48. Within the series of three heterostructures, GaN insertion thickness d<sub>GaN</sub> was varied as 0.25, 0.5 and 1 monolayer (ML), which corresponded to the insertion numbers 12, 6, 3 and 20, 10, 5 in the QWs of 3 nm and 5 nm, respectively.

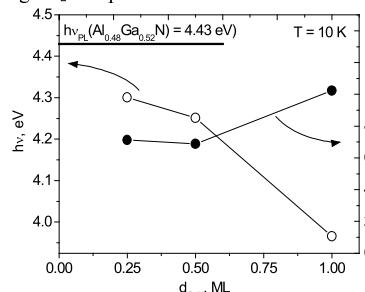
We measured temperature-dependent PL spectra (5-th harmonic of Nd:YAG laser,  $\lambda_{exc} = 213$  nm,  $I_{exc} = 30$  kW/cm<sup>2</sup>) and low-temperature PL kinetics (4-th harmonic of Yb:KYW laser,  $\lambda_{exc} = 260$  nm,  $E_p \approx 10^8$  J/cm<sup>2</sup>,  $\tau_p \approx 140$  fs) of the QWs. In Fig. 1, PL spectra, PL spectral position and PL integral intensity at different d<sub>GaN</sub> are shown. With decreasing of GaN insertion thickness, a shift of the longer wavelength PL band, ascribed to emission from QW, to shorter wavelengths is observed, approaching the value corresponding to the PL spectral position of the Al<sub>0.48</sub>Ga<sub>0.52</sub>N grown under continuous fluxes. The heterostructure with the highest d<sub>GaN</sub> shows larger values of the spectrum width and the PL intensity.

In Fig. 2, time- and temperature-dependent QW PL integrated intensity are shown. All the PL decay curves (Fig. 2,a) demonstrated a two-exponential decay. A behaviour of the faster PL decay component  $\tau_1$  with d<sub>GaN</sub> (inset of Fig. 2 (a)) is similar to that of the integral PL intensity. Therefore, one can conclude that  $\tau_1$  is determined mainly by the influence of nonradiative recombination centres. At that, the slower time component  $\tau_2$  decreases with d<sub>GaN</sub> increase being one order of magnitude higher than  $\tau_1$ .

The heterostructures with QWs grown at d<sub>GaN</sub> = 0.25 ML and 0.5 ML show a stronger temperature quenching of the PL intensity. At that, in contrast with QW grown at d<sub>GaN</sub> = 1 ML, where activation energy E<sub>a</sub> was 55 meV, two channels are observed for sub-monolayer DA (SDA) QW with E<sub>a1</sub> and E<sub>a2</sub> of 15 meV, 84 meV and 11 meV, 74 meV. In the QW grown at SDA (d<sub>GaN</sub> < 1 ML), the lower PL efficiency, the stronger PL temperature quenching and the shorter wavelength PL emission can be explained by less localization depth of photogenerated carriers. The weaker localization causes also stronger quantum confined Stark effect (QCSE) resulting in larger  $\tau_2$  component of the PL kinetics.



(a)



(b)

Fig. 1. PL spectra of the heterostructures with AlGaN QW grown at different d<sub>GaN</sub> (a); QW PL spectral position and integrated intensity as functions of d<sub>GaN</sub> (b); horizontal line indicates the PL spectral position for Al<sub>0.48</sub>Ga<sub>0.52</sub>N grown under continuous flows [1]

In contrast, deeper localization and stronger spatial confinement of photogenerated carriers in the states of the GaN insertions with  $d_{\text{GaN}} = 1$  ML lead to weaker PL temperature quenching and suppression of QCSE, resulting in lower  $\tau_2$ .

The authors from Ioffe Institute are thankful to the RFBR project #13-02-12231-ofi-m and Program of RAS for the partial support of these studies.

- [1] V. N. Jmerik et al. Semiconductors, **42**, 1420–1426 (2008).
- [2] S. V. Ivanov et. al., Semicond. Sci. Technol. **29**, 084008 (2014).

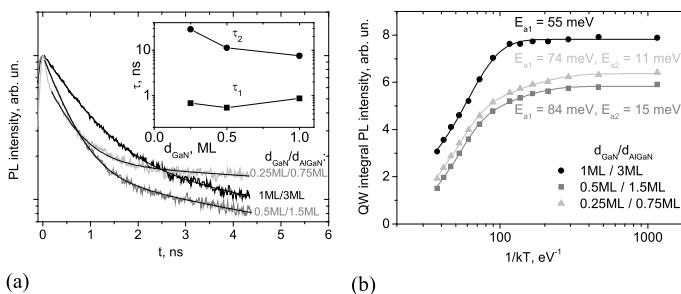


Fig. 2. QW PL kinetics. Inset: dependencies of the decay time values on  $d_{\text{GaN}}$  (a); temperature dependencies of QW PL intensity (the activation energy values of nonradiative recombination centers determined according to the Arrhenius model are indicated) (b)

## ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ AlGaN В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМОВ СУБМОНОСЛОЙНОЙ ДИСКРЕТНОЙ МПЭ

**H. B. Ржесуцкий<sup>1</sup>, Е. В. Луценко<sup>1</sup>, В. Н. Павловский<sup>1</sup>, Г. П. Яблонский<sup>1</sup>, M. Aljohenii<sup>2</sup>, A. Aljerwi<sup>2</sup>, A. Alyamani<sup>2</sup>, В. Н. Жмерик<sup>3</sup>, Д. В. Нечаев<sup>3</sup>, С. В. Иванов<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> Институту физики НАН Беларуси. Просп. Независимости, 68, 220072, Минск, тел. +375(017)2949025, e-mail: [m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by](mailto:m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by);

<sup>2</sup> KACST, National Nanotechnology Center. P.O. BOX 6086, 11442, Riyadh;

<sup>3</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе. Политехническая ул., 26, 194021, г. Санкт-Петербург;

В работе исследовалось влияние периода СР при субмонослоиной дискретной эпитаксии (СДЭ) гетероструктур с квантовыми ямами (КЯ) AlGaN на кинетику и температурное поведение фотолюминесценции (ФЛ). Активная область гетероструктур представляла собой волноводный слой  $\text{Al}_{0.65}\text{Ga}_{0.35}\text{N}$  толщиной 150 нм, в котором содержалось по две КЯ толщиной 3 и 5 нм, расположенных на глубинах 70 и 120 нм от поверхности соответственно. Отношение толщин вставок GaN и барьера  $d_{\text{GaN}}/d_{\text{AlGaN}}$  не изменялось и составило 1/3 для всех гетероструктур, что соответствовало средней мольной доле AlN в слое КЯ  $x = 0.48$ . В серии структур толщины вставок GaN  $d_{\text{GaN}}$  составили 0.25, 0.5 и 1 монослоя (МС), что соответствовало 12, 6, 3 и 20, 10, 5 вставкам в КЯ толщиной 3 и 5 нм. Измерялись температурные зависимости ФЛ (5-я гармоника Nd:YAG лазера,  $\lambda_{\text{возб}} = 213$  нм,  $I_{\text{возб}} = 30$  кВт/см $^2$ ) и низкотемпературная ( $T=10$  К) кинетика ФЛ (4-я гармоника Yb:KYW лазера,  $\lambda = 260$  нм,  $E_{\text{имп}} \approx 10^{-8}$  Дж/см $^2$ ,  $\tau_{\text{имп}} \approx 140$  фс) из КЯ. Видно, что с уменьшением толщины вставки GaN наблюдается смещение длинноволновой полосы ФЛ, приписываемой излучению из квантовых ям, в коротковолновую сторону, приближаясь к значению спектрального положения ФЛ  $\text{Al}_{0.48}\text{Ga}_{0.52}\text{N}$ , выращенного при непрерывных потоках [1]. Гетероструктура с КЯ, выращенной при максимальном  $d_{\text{GaN}}$ , демонстрирует более высокие значения ширины спектра и интенсивности ФЛ. Кинетика ФЛ из КЯ (Рис. 2,а) характеризуется двухэкспоненциальным спадом. Зависимость более быстрой компоненты затухания ФЛ  $\tau_1$  от толщины вставки GaN (вставка рис.2(а)) повторяет аналогичную зависимость интегральной интенсивности ФЛ. Это позволяет сделать вывод о том, что  $\tau_1$  определяется в основном безызлучательным каналом рекомбинации. В то же время медленная составляющая времени затухания ФЛ  $\tau_2$  имеет на порядок большую величину и уменьшается с увеличением толщины вставки GaN. Гетероструктуры с КЯ, выращенными при  $d_{\text{GaN}} = 0.25$  и 0.5 МС характеризуются более сильным температурным тушением ФЛ. При этом в температурном тушении наблюдается два канала безызлучательной рекомбинации с энергиями активации ( $E_a$ ) 15, 11 мэВ и 84, 74 мэВ, в отличие от КЯ с монослоиной вставкой, имеющей  $E_a=55$  мэВ (Рис. 2,б). В КЯ с субмонослоиными вставками GaN меньшие эффективности ФЛ, большие величины температурного тушения ФЛ и более коротковолновые спектры излучения можно связать меньшей глубиной локализованных состояний во вставках.

## ОПТИЧЕСКИЕ РЕШЕТКИ ЭКСИТОНОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ КВАНТОВЫХ ЯМ InGaN/GaN

**В. В. Чалдышев** \*, **А. С. Большаков**, **Е. Е. Заварин**, **А. В. Сахаров**, **В. В. Лундин**,  
**А. Ф. Цацульнников**, **М. А. Яговкина**

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе, ул. Политехническая, 26, Санкт-Петербург, 194021,  
тел. +7(812)2927393, e-mail: [chald.gvg@mail.ioffe.ru](mailto:chald.gvg@mail.ioffe.ru);

Периодическая модуляция диэлектрической проницаемости среды вызывает брэгговскую дифракцию распространяющихся в ней электромагнитных волн, что приводит к формированию коллективных оптических мод. Такая модуляция может быть создана за счет электронных возбуждений, например, экситонов в периодической системе квантовых ям (КЯ) [1]. Такие оптические решетки экситонов могут быть созданы на основе систем КЯ GaAs/AlGaAs или InGaN/GaN, однако вследствие малой энергии связи экситона в этих материалах (~4 мэВ), суперизлучательная экситон-поляритонная мода наблюдается лишь при криогенных температурах [2,3].

В данной работе впервые предложены, реализованы и исследованы оптические решетки экситонов в системах КЯ InGaN с барьераами GaN. Поскольку энергия связи экситонов в GaN составляет 27 мэВ, экситон-поляритонные эффекты в таких системах удалось впервые наблюдать при комнатной температуре [4], что является важнейшим фактором для разработки приборов.

Образцы представляли собой гетероструктуры с КЯ InGaN толщиной около 3 нм, периодически расположенные в матрице GaN (рис. 1,а). Толщина барьераов GaN выбиралась так, чтобы было возможно совпадение частоты экситонного резонанса с частотой, определяемой брэгговским условием, и составляла порядка 80 нм. Для создания необходимых систем КЯ нами была разработана специальная технология их выращивания методом газофазной эпитаксии из металло-органических соединений и проведены детальные структурные исследования [5]. Образцы выращивались на подложке сапфира ориентации (0001). Были изготовлены и исследованы образцы с 1, 10, 30, 60 и 100 квантовыми ямами. Кроме того, по той же методике были изготовлены образцы, содержащие периодическую гетероструктуру с двумя КЯ в элементарной сверхъячейке (рис.1,а) [6, 7]. Номинальное расстояние между ямами было 5 нм. Были изготовлены и исследованы структуры, содержащие 10, 30, 60 и 100 периодов.

Спектры оптического отражения от структур с различным числом периодов с одиночной квантовой ямой в каждом приведены на рис. 1,б. При малом числе квантовых ям основной структурной особенностью спектров являются осцилляции Фабри-Перо, вызванные интерференцией света, отражаемого границами раздела воздух-GaN и GaN-сапфир. При большом числе периодов в спектре появляется пик брэгговского отражения от системы квантовых ям. Исследования спектров фотолюминесценции (ФЛ) из квантовых ям и сравнение спектров ФЛ и отражения показали, что положение брэгговского пика в спектрах оптического отражения близко к энергии квазидвумерных экситонов в квантовых ямах. При этом интенсивность пика отражения зависит от точности взаимной настройки брэгговского и экситон-поляритонного резонансов (рис.2).

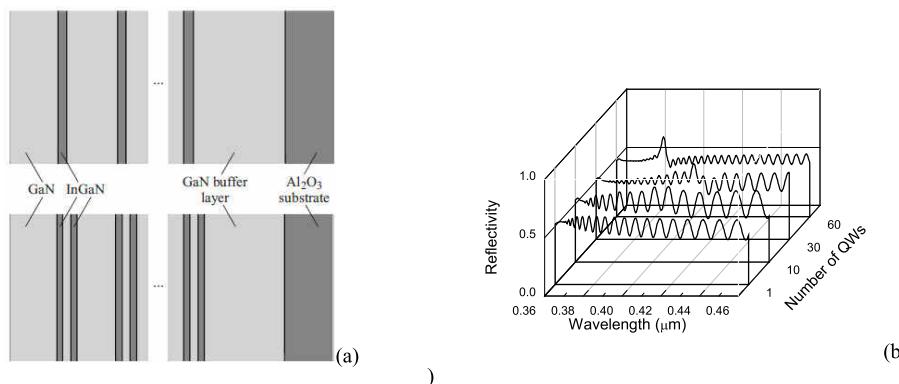


Рис.1. а – дизайн структур с одиночными и сдвоенными КЯ InGaN в периодической сверхъячейке, разделенными барьераами GaN; б – спектры отражения при 300 К от структуры с 1, 10, 30 и 60 периодами с одиночной квантовой ямой в сверхъячейке.

Настройка брэгговского резонанса для данных на рис.2 была осуществлена путем изменения угла падения света. Из рис.2 видно, в случае 60 периодов одиночных квантовых ям InGaN резонансное увеличение коэффициента отражения света в условиях двойного резонанса составляет 0.2. Для системы из 60 периодов сдвоенных КЯ InGaN соответствующее увеличение достигает 0.4.

Физическая природа обнаруженного явления состоит в формировании коллективной суперизлучательной экситон-поляритонной моды, вовлекающей индивидуальные экситонные возбуждения в квантовых ямах InGaN. Увеличение амплитуды резонансного пика при увеличении числа периодов от 1 до 60 хорошо видно из рис.1,б. Однако дальнейшее увеличение числа периодов, например, до 100 оказывается неэффективным, поскольку при большой толщине система квазидвумерных экситонов в КЯ теряет когерентность. Использование сдвоенных КЯ в периодической сверхъячейке позволяет увеличить силу осциллятора коллективной моды без увеличения общей толщины структуры. Численные расчеты спектров отражения исследованных структур методом матриц переноса дали хорошее количественное соответствие с экспериментом при величине параметров радиационного и нерадиационного затухания экситонов в одиночной квантовой яме равным 0.17 мэВ и 40 мэВ, соответственно.

Таким образом, нами впервые экспериментально обнаружено резонансное усиление оптического отражения при комнатной температуре, возникающее при совпадении частот брэгговского и экситон-поляритонного резонансов для квазидвумерных экситонов в периодической системе КЯ InGaN. Показано существенное увеличение эффекта в структурах со сдвоенными КЯ в узлах оптической решетки.

- [1] Е. Л. Ивченко, А. И. Несвижский, С. Йорда. ФТТ **36**, 1156 (1994).
- [2] M. Hübner, et al. Phys. Rev. Lett. **83**, 2841 (1999).
- [3] D. Goldberg, et al. Nat. Photonics **3**, 662 (2009).
- [4] V.V. Chaldyshev, et al. Appl. Phys. Lett. **99**, 251103 (2011).
- [5] A.F. Tsatsulnikov, et al. Phys. Status Solidi C **9**, 774 (2012).
- [6] A.C. Большаков и др. ФТТ **55**, 1706 (2013).
- [7] В.В. Чалдышев и др. ФТП **49**, 6 (2015).

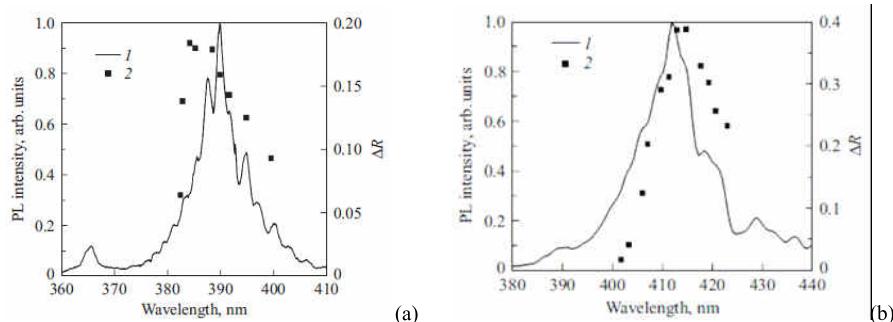


Рис.2. Спектры ФЛ (1) и зависимости величины брэгговского пика в отражении от соответствующей ему длины волны (2) при 300 К для образцов, содержащих 60 периодов с одиночными (а) и сдвоенными (б) КЯ в сверхъячейке.

#### EXCITON OPTICAL LATTICES BASED ON INGAN/GAN QUANTUM WELL SYSTEMS

**V.V. Chaldyshev\*, A.S. Bolshakov, E.E. Zavarin, A.V. Sakharov, W.V. Lundin,  
A.F. Tsatsulnikov, M.A. Yagovkina**

Ioffe Institute, 26 Politehnicheskaya Street, 194021 St.Petersburg, Russia,  
phone. +7(812)2927393, e-mail: [chald.gvg@mail.ioffe.ru](mailto:chald.gvg@mail.ioffe.ru);

We propose, produce and study optical lattices of excitons in periodic systems of InGaN quantum wells with GaN barriers. Due to a collective interaction of the quasi-two-dimensional excitons with light and quite a large exciton binding energy in GaN, we managed to observe a substantial enhancement of the optical Bragg reflection at room temperature. For an amplification of the resonant optical respond of the system we developed and realized a novel design of the structures with two quantum wells in the periodic supercells. For the structures with 60 periods we obtained a resonant reflectivity of 40% at room temperature.

## ПОДВИЖНАЯ ПОЛОСА ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В AlGaN/GaN ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ

***И.В. Осинных<sup>1</sup>\*, Т.В. Малин<sup>1</sup>, К.С. Журавлев<sup>1</sup>***

<sup>1</sup>Институт физики полупроводников им А.В. Ржанова, пр. Ак. Лаврентьева 13,  
630090, г. Новосибирск.

тел. +7(383)333-44-75, e-mail: [igor-osinnykh@isp.nsc.ru](mailto:igor-osinnykh@isp.nsc.ru) ;

Интерес разработчиков мощных полупроводниковых усилителей к транзисторам на основе гетероструктур AlGaN/GaN обусловлен рядом важных электрических свойств широкозонных полупроводниковых соединений вообще, и нитрида галлия, в частности. Сейчас одно из главных направлений СВЧ-полупроводниковой электроники – создание AlGaN/GaN-гетеропереходных полевых транзисторов с затвором Шоттки (ГПТШ) с высокими эксплуатационными характеристиками. Одним из перспективных способов характеристики таких гетероструктур является фотолюминесценция (ФЛ) спектроскопия – неразрушающий экспресс метод с высокой локальностью, позволяющий определить их энергетическую структуру и состав. В спектрах ФЛ при гелиевой температуре доминирует экситонная люминесценция буферного слоя GaN с энергетическим положением вблизи ширины запрещенной зоны ( $E_g$ ). Относительные интенсивности полос свободных экситонов и экситонов, связанных на донорах/акцепторах, дают информацию о степени чистоты материала и об относительной концентрации доноров/акцепторов в нем, малая ширина этих полос свидетельствует о структурном совершенстве материала. Энергию ионизации доноров определяют по положению двух-электронных повторений линии экситона, связанного на мелком доноре, энергию связи акцепторов - по положению полосы, обусловленной оптическими переходами зона-акцептор. Сдвиг энергетического положения экситонных полос по сравнению с объемным GaN позволяет оценить величину биаксиальных напряжений в слое. Также в спектрах ФЛ могут проявляться полосы, обусловленные рекомбинацией двумерного электронного газа (ДЭГ) со свободными или связанными на акцепторах дырками. В данной работе сообщается об исследовании необычной широкой полосы ФЛ в низкотемпературных спектрах гетероструктур AlGaN/GaN с энергетическим максимумом около 3,17 эВ при стационарном возбуждении. Положение этой полосы сильно смещается в длинноволновую сторону со временем после импульса возбуждения (до 160 мэВ за 10 мкс). Другой необычной особенностью этой полосы является падение интенсивности со временем в постоянных условиях при стационарном возбуждении с характерным временем 20 минут.

Экспериментальные образцы epitаксиальных структур на основе GaN были выращены методом молекулно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), либо методом газофазной эпитаксии из металлографических соединений (МОСГФЭ) на подложках сапфира. Рост МЛЭ образцов происходил при температуре 800 °C, рост МОСГФЭ образцов – при температуре 1000 °C. В процессе роста МЛЭ образцов после нитридации подложки выращивался буферный слой, состоящий из слоя AlN (100 – 300 нм). Формирование полярности структуры осуществлялось на этапе зарождения слоя AlN. Поверх буферного слоя растился слой GaN (1,1 – 1,4 мкм), и далее барьерный слой нелегированного AlGaN толщиной 28 нм. Между ними был создан тонкий (4 – 5 монослоев) модификатор квантовой ямы AlN. Поверх барьерного слоя был нанесен защитный слой GaN (5 – 6 монослоев). Структура МОСГФЭ образцов была аналогична, различие заключалось в легировании барьерного слоя (сначала 5 нм нелегированный слой, далее 15 нм легированный слой n-типа), толщина слоя GaN составляла 2 мкм. Концентрация двумерного электронного газа и его подвижность определены из измерений эффекта Холла методом Ван-Дер-Пау в постоянном магнитном поле с индукцией 0.5 Тл при комнатной температуре. Для исследований свойств поверхности использована атомно-силовая микроскопия (АСМ), структурное совершенство epitаксиальных слоев оценивалось методом дифракции рентгеновских лучей (ДРЛ). ФЛ возбуждалась непрерывным He-Cd лазером (энергия фотонов 3.81 эВ, мощность лазера 13 мВт) и импульсным азотным лазером (энергия фотонов 3.67 эВ, средняя мощность лазера 40 мВт, частота повторений импульсов 1 кГц, длительность импульса 7 нс.). Спектры ФЛ измерялись в диапазоне температур 5–300 K.

Измерения методами АСМ и ДРЛ показали более высокое качество МОСГФЭ структур по сравнению с МЛЭ. Значения среднеквадратичного отклонения поверхности (rms) составили 1.0–1.8 и 2.7–6.8 нм, а полуширины кривых качания (0002) при  $\omega$ -сканировании были порядка 300 и 700 угловых секунд для МОСГФЭ и МЛЭ структур, соответственно. Поверхностная концентрация электронов и подвижность при комнатной температуре составляли  $n_s = (1.0–1.4) \times 10^{13} \text{ см}^{-2}$  и  $\mu = 1200–$

1700 см<sup>2</sup>/В·с для МОСФГЭ образцов и  $n_s = (0.6\text{--}1.2) \times 10^{13}$  см<sup>-2</sup> и  $\mu = 600\text{--}1500$  см<sup>2</sup>/В·с для МЛЭ образцов, соответственно. В приведенных на рис. 1(а) спектрах низкотемпературной ФЛ полуширина экситонного пика составляла 6,3 Å для типичного МОСФГЭ образца, что также говорит о более высоком структурном качестве по сравнению с типичным МЛЭ образцом, для которого этот показатель составил 7,3 Å. Однако, помимо хорошо изученных полос в спектрах МОСФГЭ образцов наблюдалась интенсивная полоса квази-донорно-акцепторной рекомбинации (Q-DAP) с пиковой энергией 3,17 эВ, что на 110 мэВ ниже, чем для хорошо известной донорно-акцепторной рекомбинации (DAP). В спектрах время-разрешенной ФЛ Q-DAP полоса сдвигается со временем после импульса возбуждения на весьма большую величину порядка 160 мэВ (рис. 1(б)), что означает сильное искривление краев валентной зоны и зоны проводимости. Предполагается, что этот эффект вызван неравномерными напряжениями слоев GaN, которые вызваны разностью параметров решетки слоя и подложки. Также было замечено, что интенсивность Q-DAP полосы падает при длительном стационарном возбуждении с характерным временем 20 минут при постоянных условиях. Возможное объяснение этого эффекта состоит в уменьшении энергетических барьеров вблизи областей искривления краев валентной зоны и зоны проводимости и делокализации носителей заряда в этих областях.

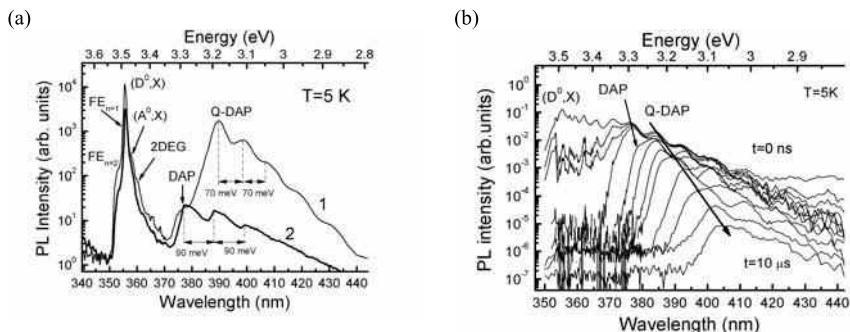


Рис.1. Низкотемпературные спектры типичных образцов, выращенных по МОСФГЭ и МЛЭ технологиям (а); Время-разрешенные спектры ФЛ МОСФГЭ образца (б)

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-02-91371.

## MOVING PHOTOLUMINESCENCE BAND IN AlGaN/GaN HETEROSTRUCTURES

*I.V. Osinnykh<sup>L\*</sup>, T. V. Malin<sup>l</sup>, K. S. Zhuravlev<sup>l</sup>*

<sup>l</sup>Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Lavrentieva avenue, 13, 630090, Novosibirsk.  
phone. +7(383)333-44-75, e-mail: [igor-osinnykh@isp.nsc.ru](mailto:igor-osinnykh@isp.nsc.ru);

High quality AlGaN/GaN heterostructures with two-dimensional electron gas (2DEG) grown by metal organic chemical vapor deposition (MOCVD) and molecular beam epitaxy (MBE) techniques were investigated by photoluminescence (PL) spectroscopy. The PL spectrum of the MOCVD samples contains an unusual broad band assigned to quasi-donor-acceptor recombination transitions (Q-DAP) from small-size regions of the GaN layer with perturbed conduction and valence band edges that can be caused by the non-uniform strain of the layers. The energy position of this band changes strongly with time after the excitation pulse (up to 160 meV within 10 μs). The intensity of this band decreases at continuous excitation with decay time about of 20 minutes that can be explained by smoothing of the energy barriers near the perturbed regions and the delocalization of trapped carriers.

## ОПТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ AlGaN/InGaN/GaN СВЕТОДИОДНЫХ СТРУКТУР С СЕТЧАТЫМ Р-ЭЛЕКТРОДОМ

**Ю.В Холопова<sup>1</sup>\*, А.Ф. Цацулинков<sup>2</sup>, Е.А. Полушкин<sup>1</sup>, В.Е. Земляков<sup>3</sup>, Н.Е. Антонова<sup>3</sup>,  
С.Ю. Шаповал<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> ИПТМ РАН, ул. Академика Осипьяна, д. 6, 142432, Черноголовка,

тел. +7(496)5244141 e-mail: [jvkh@ipm.ru](mailto:jvkh@ipm.ru);

<sup>2</sup> ФТИ им. А.И. Иоффе, ул. Политехническая, д. 26, 194021, Санкт-Петербург;

<sup>3</sup> МИЭТ проезд 4806, дом 5, 124498, Москва, Зеленоград;

<sup>4</sup> НИИУ МИФИ Каширское шоссе, 31, 115409, Москва.

В настоящее время широко применяются светодиодные источники белого света, благодаря их преимуществам: энергоэффективность, долговечность работы, удобство применения, обслуживания и эксплуатации. В таких источниках света для получения широкого спектра в видимом диапазоне на одноцветную светодиодную структуру или чип обычно нанесён люминофор. Если сравнивать спектр излучения такого светодиода с привычным для нас спектром рассеянного солнечного света, то заметны ярко выраженные провалы в спектре излучения светодиода. С целью создания источника белого света без люминофора, имеющего непрерывный плавно меняющийся спектр, была сделана работа [1]. С целью определения влияния сетчатого р-электрода на оптические характеристики светодиода [1, 3, 4] проведено данное исследование. Спектры электролюминесценции изготовленных светодиодных структур, вызывающие интерес к данной работе, представлены на Рисунке 1.

На основе гетероэпитаксиальных структур AlGaN/InGaN/GaN на сапфире или карбиде кремния с квантовыми ямами, излучающими в сине-зелёном или синем диапазоне видимого спектра, соответственно, выращенных путём химического осаждения из газовой фазы из металлоорганических соединений [1-4], были изготовлены светодиодные структуры, размещённые на пластине, но не разделённые на отдельные чипы.

Меза структура глубиной примерно 0,9–1 мкм, на верхнюю поверхность которой (р- GaN) нанесена золотая сетка, и содержащая активную область, имеет форму подковы с наружным диаметром 50 и внутренним 30 мкм [1, 3, 4].

Формирование Ti/Au двумерной решётки (р-контакта) выполнено методами электронно-лучевой литографии, путём осаждения и прецизионного травления слоёв в ЭЦР плазме [1, 3, 4]. Ширина и высота металлических направляющих решётки 0,1 мкм, величина зазора между направляющими от 0,3 до 0,8 мкм.

Для измерения оптических характеристик использован бинокулярный микроскоп БИОЛАМ М, спектрофотометр HR2000+ и интегрирующая сфера FOIS-1 фирмы Ocean Optics, внешние источники света: галогенная лампа, мощный белый светодиод ARPL-10W White 6000K. Изготовлены диафрагмы круглые и формы подковы из чёрной бумаги и тонкого пластика.

Получены спектры прохождения света внешних источников при его пропускании через область светодиода с сеткой, через мезу и вакуум, и находили путём деления относительные спектры, как на Рисунке 2. Диафрагма при этом располагалась в одном из окуляров микроскопа вместе с внешним источником света, на другой окуляр устанавливали фотоприёмник (интегрирующая сфера FOIS-1).

При рассмотрении периодических металлических структур субмикронного масштаба, на которые падает свет, могут возникать эффекты, связанные с взаимодействием электромагнитной волны с периодической металлической структурой (например, ортогональной двумерной металлической решёткой субволновой толщины). Эти эффекты непосредственно зависят от геометрических размеров решётки, длины падающей волны, металла, угла падения электромагнитной волны, среды падения. На Рисунке 2 видно, что нормально падающий свет от внешнего источника, проходя через мезу с сеткой, имеет максимум прохождения в синей области спектра (430–450 нм). В этом случае измерено прохождение через сетку, рассчитанную на 450 нм.

Таким образом, субмикронная решётка влияет на прохождение света через неё так, что есть, по крайней мере, один максимум прохождения, который зависит от геометрических размеров решётки при нормальном угле падения.

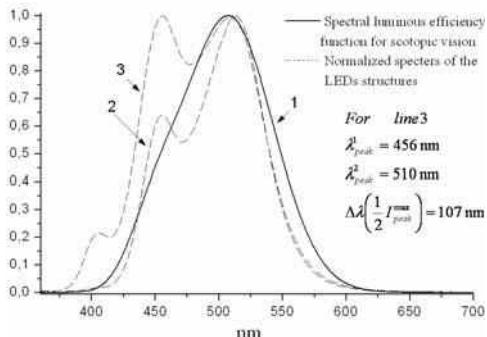


Рисунок 1. Спектр электролюминесценции сине-зелёной светодиодной структуры со структурированным омическим р-контактом при импульсном питании частотой 100 кГц.

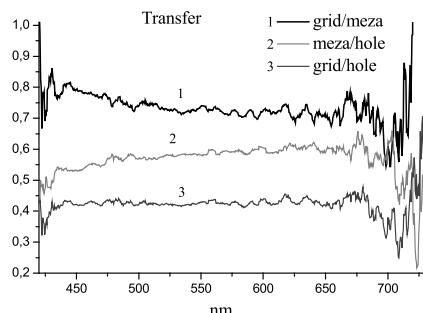


Рисунок 2. Спектр прохождения света белого мощного светодиода через область с сеткой относительно мезы 1; через мезу относительно вакуума 2; через область с сеткой относительно вакуума 3. Диафрагма имела форму подковы.

- [1] Ю.В. Холопова, А.Ф. Цацульнников, Е.А. Полушкин, В.Е. Земляков, Н.Е. Антонова, В.И. Миндерова, С.Ю. Шаповал. Тез. докладов 9-ой Всероссийской конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия: структуры и приборы». МГУ, 13 – 15 июня 2013) с. 168.
- [2] А.Ф. Цацульнников, В.В. Лундин, А.В. Сахаров, Е.Е. Заварин, С.О. Усов, А.Е. Nikolaev и др. ФТП, 44(6), 837 (2010).
- [3] Ю.В. Холопова, М.Ю. Барабаненков, С.Ю. Шаповал. Тез. докладов 7-й Всероссийской конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия: структуры и приборы». МГУ, 1 – 3 февраля 2010) с. 45.
- [4] Холопова Ю.В., Цацульнников А.Ф., Антонова Н.Е., Шаповал С.Ю. Тез. докладов 8-ой Всероссийской конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия: структуры и приборы». (Санкт-Петербург, ФТИ им. Иоффе, 26 – 28 мая 2011) с:21.

#### OPTICAL CHARACTERISTICS OF THE AlGaN/InGaN/GaN LED's STRUCTURES WITH MESH P-ELECTRODE

*Yu.V. Kholopova<sup>1\*</sup>, A.F. Tsatsulnikov<sup>2</sup>, E.A. Polushkin<sup>1</sup>, V.E. Zemlyakov<sup>3</sup>, N.E Antonova<sup>4</sup>, S. Shapoval<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Institute of Microelectronics Technology RAS, Academician Ossipyan St., 6, 142432 Chernogolovka  
phone +7(496)5244141 e-mail: [jvkh@ipmtm.ru](mailto:jvkh@ipmtm.ru)

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

<sup>3</sup>National Research University of Electronic Technology, Bld. 5, Pas. 4806, 124498 Zelenograd, Moscow, Russia,

<sup>4</sup>NRNU MEPhI, 31 Kashirskoye shosse, 115409, Moscow, Russia

The structure studied in the present work is a light-emitting diode (LED) AlGaN /InGaN/GaN-based structure grown by MOCVD on a sapphire or SiC substrate. The active region has two type quantum wells emitting in blue and green range. We have carried out two dimensional Au/Ti gratings (mesh) with 100 nm width and thick and different gaps from 300 to 800 nm like p-electrode on the top p-GaN mesa surface.

We've got the LED's optical characteristics measured by binocular microscope, spectrometer HR2000+, integrating sphere, finding transmission spectrums from halogen lamp and power white LED, using apertures of circle and horseshoe forms. We've found the transmission spectrum has maximum of the transmission depending on mesh dimensions at normal angle.

## ФОТОЭЛЕКТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ СЛОЕВ GaN, ВЫРАЩЕННЫХ НА КРЕМНИИ МЕТОДОМ HVPE

*C. Раевски<sup>1\*</sup>, Ю.В. Жиляев<sup>2</sup>, Л. Горчак<sup>1</sup>, В. Ботниарук<sup>1</sup>, Д. Дука<sup>1</sup>, М. Добромир<sup>3</sup>,*  
*Д. Лука<sup>3</sup>, Т. Потлог<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>Молдавский госуниверситет, ул. Ал. Матеевича, 60, MD 2009, г. Кишинев, тел.(373 22)577587, e-mail: raevskis@mail.ru, Молдова

<sup>2</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Политехническая ул., 26, 194021, г. С.-Петербург, Россия

<sup>3</sup> Ясский университет им. А.И. Кузя, пр. Карол I, N 11,700506, г. Яссы, Румыния

В настоящее время слои нитрида галлия, используемые при изготовлении оптоэлектронных приборов, выращивают, в основном, на подложках сапфира, в качестве материала подложки, может быть кремний. Однако подходящей технологии адаптации слоев нитрида галлия с подложками кремния пока не существует. Возможности реализации такой технологии находятся на стадии исследований. Для улучшения кристалличности нитрида галлия разрабатывается структуры GaN//Si с промежуточными слоями различной толщины и состава, выращенными при разных температурах. В данном исследовании в качестве промежуточных использованы слои AlN-1, AlN-2 и AlGaN, выращенные методом химических транспортных реакций HVPE (Hydride Vapor Phase Epitaxy) в горизонтальном кварцевом реакторе, расположенному в четырехзонной электропечи. В качестве исходных реагентов использовали водород, аммиак, хлористый водород, галлий и алюминий. Непосредственно перед вводом в реактор подложки обезжиривали в органических растворителях, обрабатывали в стандартных щелочных и кислотных травителях для кремния. В процессе роста подложки врашивались потоком водорода со скоростью 50-100 оборотов в минуту. Технологические приемы выращивания слоев включали несколько этапов. На первом этапе атмосфера реактора вытеснялась транспортным газом. На втором и третьем этапах устанавливали температуру роста ( $T_1 \sim 1100^\circ\text{C}$ ) и выращивали первый промежуточный слой (AlN-1). Второй и третий промежуточные слои (AlN-2, AlGaN) осаждали при температуре роста слоя GaN ( $T_2$ ) на последующих этапах. Температура и продолжительность роста исследованных образцов представлены в таблице. 1.

Табл.1

N	AlN-1		AlN-2		AlGaN		GaN	
	$T_1, ^\circ\text{C}$	t,min	$T_2, ^\circ\text{C}$	t,min	$T_2, ^\circ\text{C}$	t,min	$T_2, ^\circ\text{C}$	t,min
153	1100	2	1010	2	1010	10	-	-
155	1106	2	1026	2	1026	10	-	-
156	1100	2	1005	2	1005	10	1005	30
162	1090	1.5	954	2	954	10	954	60
164	1106	1	954	1	954	10	954	60

Химический состав поверхности слоев исследован методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (X-ray Photoelectron Spectroscopy-XPS). Спектры XPS получены с использованием монохроматических эмиссионных лучей  $\text{AlK}_\alpha$  (1486.7 eV). Коллектор фотоэлектронов был установлен под углом  $45^\circ$  относительно поверхности образцов. Результаты XPS исследований представлены в табл. 2. Помимо азота, алюминия и галлия на поверхности слоев присутствовало и существенное количество примесных атомов (кислорода и углерода). Кислород, по-видимому, образуется вследствие частичного разложения кварцевой оснастки при высоких температурах. Отметим, что в образцах 153, 155, где слой GaN отсутствует, концентрация кислорода почти в 2 раза больше, чем в образцах 156, 162 и 164. В более толстых слоях нитрида галлия, выращенных при более низких температурах, меньше кислорода, тем не менее его содержание еще достаточно высокое, что указывает на наличие и других источников его происхождения.

Табл.2 Binding energy , eV: Concentration , at. %

N	C1s eV : at. %	N1s eV: at. %	O1s eV: at. %	Al2p eV: at. %	Ga2p eV: at. %
153	285.9; 6.6	398.2; 45.6	532.9 ; 24.5	71.5 ; 21.5	1119.2 1.8
155	287 ; 25	399.4 ; 22.7	533.9; 26	76.1; 25.6	1120.4 0.7
156	285.8 ; 6.3	397.6; 61.6	532.1; 10.5	74.4 ; 5.1	1123.8 16.5 1118.2 16.5
162	285.4 ; 9.5	397.0 ; 61.6	531.6 ; 6.2	?; <0.1	1117.6 22.6
164	285.6 ; 6.1	397.7 ; 61.5	532.2 ;11.9	?; 0.5	1118 20
Average, E	285.94	397.98	532.34	74	1119.53
Er [1,2]	288.23	403.78	538.25	76.753	1128.1
(Er-E) / E , %	0.8	1.45	1.07	3.72	0.76

Отметим также, что концентрация галлия в слоях AlGaN намного меньше концентрации алюминия, несмотря на то, что алюминиевые и галлиевые газовые спекции на входе в зоне роста находились в эквимолярном соотношении. Это означает, что реакция аммиака с алюминиевыми компонентами существенно выше реакции взаимодействия с галлиевыми, в результате чего последние удаляются из зоны роста газовым потоком. Эти результаты подтверждаются и исследованиями состава структур в поперечном сечении.

[1].Dan Thomas. Binding Energies of Electrons in Atoms from H (Z=1) to Lw (Z=103).,  
[thomas@chembio.uoguelph.ca](mailto:thomas@chembio.uoguelph.ca).

[2].<http://srdatabase.nist.gov>. База данных по полосам РФЭС.

#### PHOTOELECTRONIC SPECTROSCOPY OF GAN LAYERS GROWN ON SILICON BY HVPE METHOD

*S. Raevschi<sup>1</sup>, Yu.V.Zhilyaev<sup>2</sup>, L. Gorceac<sup>1</sup>, V.Botnariuc<sup>1</sup>, D. Duca<sup>1</sup>, M. Dobromir<sup>3</sup>, D. Luca<sup>3</sup>, T. Potlog<sup>1</sup>*

1. Moldova State University, A .Mateevich str. 60, MD2009, Chisinau, tel. (373 22) 577587, e-mail:

[raevskis@mail.ru](mailto:raevskis@mail.ru)

2. Ioffe Physical-Technical Institute, Politehnicesca str., 26, 194021, St. Petersburg, Russia

3. Al. I. Cuza University, Bd. Carol I, N11, 700506, Iasi, Romania

This study proves the fact that the substrate determines to a great extent the properties of the GaN layer. The growth time of the AlN buffer layers was varied to study the effect of AlN buffer layer on the characteristics of GaN. XPS analysis show at the surface of the layers and other elements - nitrogen, oxygen, carbon. In what form they are is difficult to determine because these elements do not form solid compounds at mentioned temperatures. It should be noted that samples 153, 155, where the GaN layer is less, the concentration of the oxygen is 2 times greater than in the samples 156, 162 and 164. A thick layer of GaN deposited at a lower temperature has a lower concentration of oxygen, but still quite high and which also shows the presence of other sources of oxygen Electron binding energy values of the all detected elements correspond with the order of one percent and are in satisfactory agreement with values obtained by other researchers [1,2 ]. A greater deviation of binding energy of Al2p may be attributed to the quality of the corresponding layer.

## ИССЛЕДОВАНИЕ МАКЕТНЫХ ОБРАЗЦОВ СВЕТОДИОДНЫХ ЛАМП ОБЩЕГО НАЗНАЧЕНИЯ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ НА ОСНОВЕ СВЕТОДИОДНЫХ ЛИНЕЕК

**В.С. Солдаткин<sup>1\*</sup>, В.И. Туев<sup>1</sup>, А.В. Иванов<sup>1</sup>, А.Ю. Олисовец<sup>1</sup>, Ю.В. Ряполова<sup>1</sup>, А.П. Алексеев<sup>2</sup>**

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники. Просп. Ленина, 40,  
634050, г. Томск, (3822) 701-513, E-mail: issledowate186@mail.ru;  
ООО «Русслед». Просп. Кирова, 5, 634034, г. Томск, (3822) 908-112.

В работе излагаются результаты исследования светотехнических, электрических и тепловых характеристик макетных образцов светодиодных ламп, изготовленных на основе светодиодных линеек в колбе лампы накаливания. Результаты исследований показали, что светодиодные лампы такого типа можно производить со светодиодными линейками одного типа, но разных групп по эффективности и сроку службы, используя различные устройства электропитания.

Традиционные источники света – лампы накаливания – до сих пор являются самыми распространёнными осветительными приборами бытового назначения, несмотря на появление на рынке новых люминесцентных и светодиодных ламп. Это связано с тремя основными факторами. Первый фактор – стоимость лампы: в настоящее время цена на лампу накаливания не превышает 20 руб., при этом люминесцентные не менее 100 руб., а светодиодные не менее 180 руб. на розничном рынке. Второй фактор – качество света. Качество света определяется в первую очередь индексом цветопередачи. Индекс цветопередачи лампы накаливания равен 98 и близок к солнечному свету. Современные требования к светодиодным источникам света на мировом уровне регламентируют для применения в освещении использовать светодиоды с индексом цветопередачи не менее 85. Люминесцентные лампы существенно отстают от светодиодных ламп по этому показателю. Третий фактор – дизайн. За длительное время потребители привыкли к лампам традиционной формы, к тому же большинство осветительных приборов рассчитаны именно под конструкцию грушевидной колбы с цоколем.

Относительно недавно, на рынке появился новый тип светодиодных ламп («LED filament bulbs»). Внешне они не имеют особых отличий от ламп накаливания, но вместо вольфрамовой стириали в такой лампе установлены светодиодные линейки, а устройство питания «драйвер» установлено внутри цоколя.

Производство таких ламп стало возможным благодаря разработке и освоению высокоэффективных светодиодных кристаллов малой мощности. Светодиодная линейка содержит порядка трех десятков светодиодных кристаллов. Типовой электрический режим линейки: прямой постоянный ток 10 мА, прямое постоянное напряжение 65–77 В. Конструкция линейки представляет собой металлическую или металлокерамическую полосу размерами примерно 40×3×1 мм, на которой расположены светодиодные кристаллы планарного типа, соединённые в последовательную схему. Линейка герметизируется силикон-люминофорной композицией.

Именно благодаря этим качествам: привычный дизайн, высокая эффективность, индекс цветопередачи не менее 85 светодиодная лампа с линейными излучателями является наиболее перспективным продуктом для производства. В ТУСУРе при финансовой поддержке министерства образования и науки Российской Федерации в рамках проекта RFMEFI57714X0061 ведется разработка с последующим выводом на рынок инновационного светодиодного источника света, способного заменить существующие лампы без внесения изменений в устройство светильника, и имеющего меньшую стоимость за счет конструкции, адаптированной к традиционной технологии массового производства ламп накаливания.

Объектом данных исследований является светодиодная линейка, смонтированная в колбу лампы. Для принятия технического решения о количестве светодиодных линеек в лампе, а следовательно световых, стоимостных и ресурсных характеристиках лампы и драйвера необходимо провести исследования зависимости прямого напряжения, светового потока и световой отдачи от прямого тока и зависимости прямого напряжения от температуры окружающей среды для светодиодных линеек с металлическим и металлокерамическим основаниями. В процессе проведения измерений использовалось стандартное поверенное оборудование и аттестованные методы измерений. Для проведения исследований выбраны по два макетных образца светодиодной лампы с тремя типами светодиодных линеек, образцы под номерами: 1, 2 (нейтральная цветовая температура, металлическое основание); 3, 4 (тёплая цветовая температура, металлокерамическое основание); 5, 6 (тёплая цветовая температура, металлокерамическое основание).

На рисунке 1 приведены ВАХ для макетов ламп и на рисунке 2 приведены зависимости световой отдачи макетных образцов ламп от прямого тока.

В процессе проведения исследований установлено, что наиболее приемлемыми для применения в светодиодных лампах являются светодиодные линейки на металлическом основании.

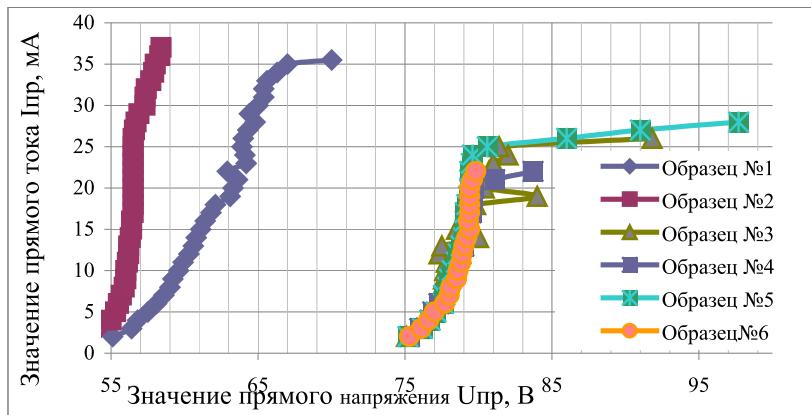


Fig. 1. Current-voltage characteristics of LED filament bulbs

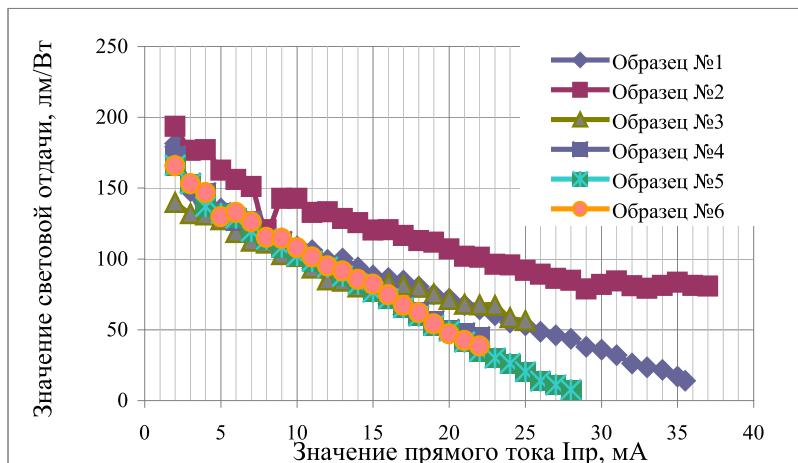


Fig. 2. The dependence of the light output from the direct current prototypes of LED filament bulbs

#### STUDY PROTOTYPES OF LED LAMPS GENERAL PURPOSE PRODUCED BASED ON THE LED STRIP

*V.S. Soldatkin<sup>1</sup>\*, V.I. Tuev<sup>1</sup>, A.V. Ivanov<sup>1</sup>, A.Y. Olisovets<sup>1</sup>, Y.V. Ryapolova<sup>1</sup>, A.P. Alekseev<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Tomsk State University of Control Systems and Radio Electronics. Ave. Lenin, 40, 634050, Tomsk, (3822) 701-513, E-mail: issledowatel86@mail.ru;

<sup>2</sup>LLC "Rusled." Ave. Kirov, 5, 634034, Tomsk, (3822) 908-112.

The paper presents results of a study of lighting, electrical and thermal characteristics of the prototypes of LED lamps manufactured by LED strip in the housing of the bulb - a glass flask with an E27 base. By using the application of LED lines as the radiating elements can be produced in the conventional LED lamp housing for consumers, with a high luminous efficiency - about 120 lm / W and a resource of up to 50 000 hours. The results showed that the LED lamps of this type can be made with the same LED printheads but different groups on the efficiency and service life using different ballasts supply.

## ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВЕТОДИОДОВ БЕЛОГО СВЕЧЕНИЯ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ РАБОТЕ

**C.Н. Маркова, И.С. Матешев, Ю.П. Тимонин, А.Н. Туркин\*, К.С. Федоренко**  
Физический факультет МГУ, Ленинские горы, 119991, г. Москва, andrey@turkin.su

Работа посвящена поиску исследованию изменений характеристик белых светодиодов на основе конструкции кристалл синего свечения + люминофор при длительной работе. В исследовании используются светодиоды белого свечения, на основе конструкции кристалл синего свечения + люминофор, произведенные в России. На данный момент светодиоды подверглись старению в течение 1700 часов при температуре р-п перехода в 125°C с несколькими контрольными точками для измерений характеристик. В контрольных точках проводились измерения спектральных, вольтамперных и люмен-амперных характеристик. Результаты для светового потока и изменения цветовой температуры представлены в таблице 1 и показали следующее:

- Снижение светового потока с 96 лм до 57 лм (Рис. 1)
- Изменение цветовой температуры образцов с 4900К до 5800К
- Некоторый рост напряжения на образцах к 1700 часам работы

На основе этих данных был сделан вывод о деградации люминофора, как об основной причине изменения параметров светодиода белого свечения. Был рассчитан и экспериментально подтвержден коэффициент деградации для белых люминофорных светодиодов. Воспользовавшись экспоненциальным законом деградации был произведен расчет теоретического коэффициента деградации кристалла.

На данный момент ведутся исследования дальнейшей деградации образцов, параллельно с исследованием различных образцов люминофоров. На основе полученных результатов планируется создание рекомендаций 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. Так же, у исследуемых светодиодов наблюдается сдвиг цветовой температуры в процессе непрерывной работы. Данный сдвиг заметен человеческим глазом.

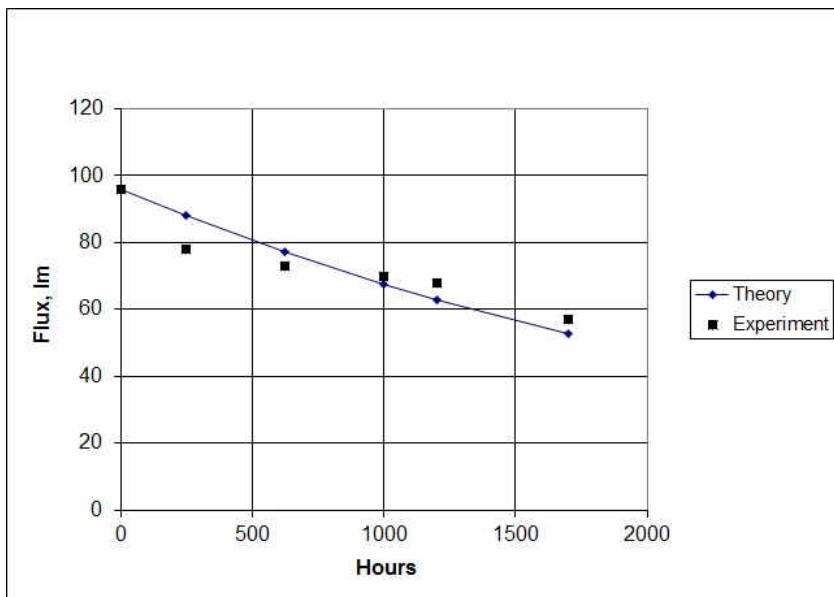


Рис. 1. Зависимость светового потока от времени

Таблица №1. Предварительные результаты деградации белых светодиодов.

Параметры	Образец №1					
	0 часов	250 часов	625 часов	1000 часов	1200 часов	1700 часов
<b>Световой поток, лм</b>	96	78	73	70	68	57
<b>КПД, К</b>	4900	5251	5335	5492	5645	5862

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

[1]. А.Н.Ковалев, Ф.И.Маняхин, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники, 1998, №3, стр. 60-65.

## WHITE LEDs PARAMETER CHANGES IN CONTINUOUS DUTY

*S.N. Markova, I.S. Mateshev, Y.P. Timonin, A.N. Turkin\*, K.S. Fedorenko*  
MSU Physics Faculty, Leninskie Gory, 119991, Moscow, andrey@turkin.su

The paper is devoted to the research of the behavior of white light emitting diodes, based on phosphor + blue chip LED-design under continuous duty. In this research, three phosphor-based white LEDs assembled in Russia were used. For now, LEDs have undergone aging for 1700 hours at p-n junction temperature of 125° with several breakpoints for measuring characteristics. At these points measurements of spectral, voltage-current and lumen-current parameters were conducted. Results, considering luminous flux and color temperature, are presented in Table 1 and indicate the following:

- Luminous Flux decrease from 96 lm to 57 lm.
- Samples' color temperature shift from 4900K up to 5800K
- Certain operating voltage rise for samples, measured after 1700 hours running.

Based on this data, a conclusion of phosphor degradation as a predominant element of overall white phosphor-based LED's degradation was drawn. Coefficient of white LEDs luminous flux decreasing was calculated and experimentally proofed. In addition theoretical dice degradation coefficient was calculated, basing on exponential law of luminous flux decreasing.

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

## УЛЬТРАФИОЛЕТОВЫЙ ДИОД С КЕРАМИЧЕСКИМ ОСНОВАНИЕМ И ПЛАСТМАССОВОЙ ЛИНЗОЙ

*B.E. Удальцов<sup>1</sup>\*, A.A. Титова<sup>1</sup>, А.В. Желаннов<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого. Большая Санкт-Петербургская ул., д.41, 173003, Великий Новгород.

тел. +7(911)6354115, e-mail: veou@list.ru;

<sup>2</sup>ОАО «ОКБ-Планета». ул. Федоровский Ручей, д. 2/13, 173004, г. Великий Новгород

Разработана конструкция ультрафиолетового диода (УФ-светодиода) с керамическим основанием и пластмассовой линзой, отличающаяся компактностью, высоким значением коэффициента вывода излучения и узкой направленностью потока излучения.

При конструировании УФ-светодиодов необходимо учитывать особенности этих приборов, в частности, меньший, чем у приборов видимого и ИК излучения КПД, более низкие коэффициенты отражения от металлических поверхностей и коэффициенты пропускания стекол, ограниченное применение пластмасс из-за деградации свойств под воздействием ультрафиолета [1]. По этим причинам первые УФ-светодиоды собирались в металлокерамические корпуса с кварцевыми линзами, что оправдано при создании мощных приборов для применения в спектротехнике, предназначенный для жестких условий эксплуатации. Современные мощные светодиоды изготавливаются в металлокерамических корпусах, обеспечивающих хороший теплоотвод и электрическую изоляцию кристаллов, а также возможности групповой сборки с последующим разделением керамической платы на отдельные фрагменты или готовые корпуса (кадры). Вместе с тем, появились и стали доступными компаунды и пластмассы с высокими оптическими свойствами и стойкостью в ультрафиолетовом диапазоне.

Учитывая изложенное нами разработана конструкция УФ-светодиода [3], проведено математическое моделирование, изготовлены экспериментальные образцы диодов с потребляемой мощностью до 1 Вт. На рисунке 1 представлена конструкция предлагаемого диода, состоящего из теплоотводящего основания 1 с контактными площадками 2, выводами для поверхностного монтажа 8 и отверстиями для установки штифтов оправы линзы 3. На снование 1 установлена оправа 4 линзы 5 с полусферической полостью 6, а также кристалл излучающего диода 7, контактные площадки которого соединены с контактными площадками основания и выводами корпуса 8.

При пропускании электрического тока через кристалл генерируемое ультрафиолетовое излучение направляется как на поверхность отражателя, так и на световыводящую поверхность линзы. Боковое излучение кристаллов за счет внутреннего отражения на конической поверхности эффективно используется и после фокусировки на сферической поверхности линзы выводится из корпуса [2].

Теплоотводящее основание прибора выполнено из керамики с высокой удельной теплопроводностью (более 150 Вт/(м·К)), снабжено металлизированными контактными площадками для пайки или разварки выводов кристалла диода, а также контактами для поверхностного либо навесного монтажа прибора. В основании имеются отверстия для штифтов, используемых для крепления оправы линзы путем их оплавления. Отражатель и купол изготовлены из пластмассы с высоким коэффициентом пропускания ультрафиолетового излучения и вместе образуют линзу, имеющую полусферическую полость для размещения излучающего кристалла. Пространство полусферической полости, не занятое кристаллом, заполняется прозрачным для ультрафиолетового излучения гелем (компаундом). Боковая поверхность линзы в виде усеченного конуса обеспечивает полное внутреннее отражение лучей, исходящих от кристалла. Конструкция прибора пригодна для монтажа по групповой технологии СОВ (чип на плате), с последующим разделением кадров оснований и установкой линзы.

При макетировании конструкции излучающего диода по предполагаемому варианту использовались кристаллы УФ-светодиодов на основе р-п-гетероструктуры в системе GaAlN типа 1 NC 107 фирмы "Нитридные кристаллы" размером 1,0×1,0 мм, с длиной волны излучения 360 нм.

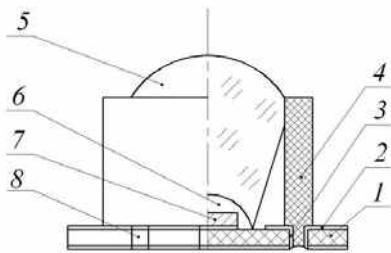


Fig. 1. UV-LED design

- [1] А.А.Уварова Ультрафиолетовый излучающий диод// Сборник конкурсных научных работ аспирантов и молодых ученых по направлению «Стратегическое партнерство ВУЗов и предприятий радиоэлектронной промышленности». - СПб. - 2009. - С.16-21
- [2] А.А.Титова, В.Е. Удальцов, Д.А.Филиппов Экспериментальное исследование и математическое моделирование процессов распространения излучения в светодиодах. «Совр. проблемы науки и обр.», №2, 2013, 8 с. (Изд.РАЕН,ISSN 1817-6321)
- [3] В.Е. Удальцов, А.В. Желаннов, А.А. Титова, О.Г. Фомин. Ультрафиолетовый излучающий диод. Патент РФ на полезную модель № 142036 от 20.02.2014 (Заявка № 2014100302 от 09.01.2014)

#### UV-LED WITH THE CERAMIC BASE AND A PLASTIC LENS

*V.E. Udal'tsov<sup>1</sup>\*, A.A. Titova<sup>1</sup>, A.V. Zhelannov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Yaroslav-the-Wise Novgorod State University"(NovSU). B. St. Petersburgskaya Street, 41, 173003, Veliky Novgorod,

phone. +7(911)6354115, e-mail: veou@list.ru;

<sup>2</sup> JSC "OKB-Planeta", Fedorovsky Ruchei Street, 2/13, 173004, Veliky Novgorod.

The design of the uv-diode with the ceramic base and a plastic lens differing in compactness, high value of light extraction and a narrowly targeted stream of radiation is developed. The diode consists of the heat-removing basis 1 with contact pads 2, pads for surface mounting and holes for installation of frame pins 3. The frame 4, the lens 5 with a hemispherical cavity 6, and also a crystal of the emitting diode 7 are mounted on the base. Contact pads of a crystal are connected to contact pads of the base and leads of the case 8.

## ТЕПЛООБМЕН В ЛЮМИНОФОРСОДЕРЖАЩИХ СЛОЯХ С РАЗЛИЧНЫМИ МАТРИЦАМИ В СТРУКТУРЕ МОЩНЫХ СВЕТОДИОДОВ

**E.C. Колодезный<sup>1\*</sup>, М.А. Швалева<sup>1</sup>, В.С. Серебрякова<sup>1</sup>, В.Е. Бугров<sup>1</sup>, А.Е. Романов<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>Университет ИТМО, Кронверкский 49, 197101, Санкт-Петербург, Россия,

тел. +7(812)4068067, e-mail: e.kolodeznyy@gmail.com;

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

Главное препятствие для эффективного отвода тепла от люминофорсодержащего слоя (ЛСС) к охлаждающей системе мощного светодиода (более 10 Вт) – это низкая теплопроводность (около 0,2 Вт/(м<sup>2</sup>К)) силиконового геля, обычно используемого в ЛСС в качестве инкапсулянта (матрицы) для частиц люминофора. Потери электрической и оптической энергии, связанные с безызлучательной рекомбинацией зарядов в активной области, сдвигом Стокса, безызлучательными переходами и уменьшением времени оптических переходов, преобразуются в тепло [1]. Это способствует повышению температуры в ЛСС и может привести к таким нежелательным явлениям, как смещение спектральных пиков, падению оптической эффективности, изменению в цвете и др.[2] Один из способов решения данной проблемы – это использование стекла в качестве матрицы для частиц люминофора. Поскольку стекло обладает теплопроводностью около 2 Вт/(м<sup>2</sup>К), теплообмен между ЛСС и подложкой светодиода может быть существенно улучшен, что в итоге увеличит эффективность оптоэлектронного устройства.

Существует два технологических метода получения матриц из стекла. Первый метод заключается в расплавлении стекла и диспергировании в расплав порошкового люминофора с последующим запеканием. Недостатком метода является воздействие высокой температуры в течение технологического цикла на частицы люминофора, вследствие чего они деградируют. Второй метод заключается в распределении частиц люминофора в растворе «жидкого» стекла, его отверждением и запеканием при небольшой температуре (около 150°C) для придания прочностных свойств. Таким образом, при использовании «жидкого» стекла люминофор не успевает деградировать и сохраняет заданные оптические свойства. В настоящей работе теоретически исследованы температурные поля в мощных светодиодных устройствах при варьировании параметров ЛСС. В качестве источника излучения выбран коммерческий модуль OptoganX10 [3].

Моделируя тепловые нагрузки, найденные в эксперименте (1 Вт в ЛСС, 6 Вт в активной области), мы получили температурное распределение внутри светодиода (рис. 1). Оказывается, что низкая теплопроводность инкапсулянта является причиной появления областей локального перегрева в ЛСС. Температура тепловых пятен (90°C) при использовании силиконового геля вплотную приближается к границе термического гашения сильнолегированного YAG:Ce<sup>3+</sup>[4]. Использование тонкослойного силиконового ЛСС с толщиной около 0.1 мм предотвращает локальный перегрев. Этот эффект объясняется уменьшением теплового сопротивления между ЛСС и керамической подложкой, однако при использовании столь тонкого слоя сложно создать необходимую цветовую температуру. Использование стекла, полученного первым методом не решает проблему нагрева, поскольку вследствие деградации люминофора данная структура обладает высоким тепловыделением (в 2.5 раза выше, чем в силиконовом ЛСС).

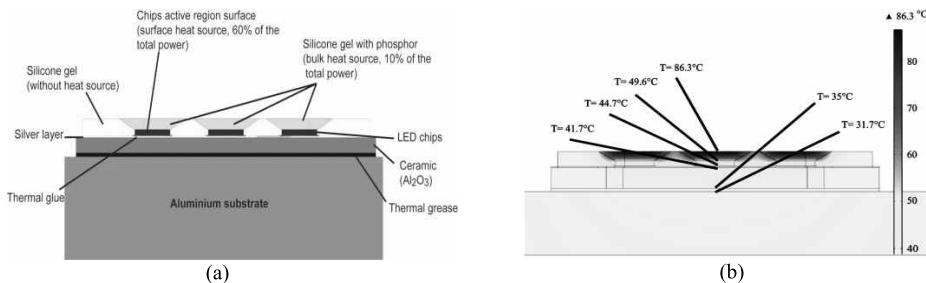


Рис.1 Геометрическая модель мощного светодиодного модуля, используемая для численного моделирования (а); пример рассчитанного температурного поля (б)

Оптимизационное решение в отношении данной конструкции – обрамляющая металлическая рамка, примыкающая к керамическому основанию и позволяющая увеличить коэффициент теплопередачи. При толщине оптимизированной конструкции в 1,5 мм температура ЛСС существенно падает (до 50°C). ЛСС, изготовленный по второму методу с использованием «жидкого» стекла, имеет тепловые характеристики, приближающиеся к характеристикам стандартной конструкции с силиконовой матрицей. Для дальнейшего улучшения теплообмена необходимо решить проблему крепежа стеклянных ЛСС к светодиодному модулю и нормализовать концентрационный состав частиц люминофора в растворе «жидкого» стекла.

- [1] P.E. Smet, A.B. Parmentier, D. Poelman. Journal of the electrochemical society, **158**, R37-R54 (2011)
- [2] R.J. Xie, Y.Q. Li, N. Hirosaki, H. Yamamoto. Nitride Phosphors and Solid-State Lighting. Boca Raton, FL: Taylor & Francis, 2011
- [3] [http://www.optogan.ru/assets/files/spec/datasheet\\_x10\\_family\\_v10\\_russian.pdf](http://www.optogan.ru/assets/files/spec/datasheet_x10_family_v10_russian.pdf).
- [4] V.Bachmann, C.Ronda, A.Meijerink. Chemistry of Materials, **21(10)**, 2077-2084, (2009).

## HEAT TRANSFER IN PHOSPHOR LAYERS WITH DIFFERENT MATRICES FOR HIGH-POWER LEDs

*E.S. Kolodeznyi<sup>1\*</sup>, M.A. Shvareva<sup>1</sup>, V.S. Serebryakova<sup>1</sup>, V.E. Bougrov<sup>1</sup>, A.E. Romanov<sup>1,2</sup>*

<sup>1</sup>ITMOUniversity, Kronversky 49, 197101, Saint-Petersburg, Russia,  
phone: +7(812)4068067, e-mail: e.kolodeznyy@gmail.com;

<sup>2</sup>Ioffe Physical-Technical Institute RAS, Politehnicheskaya 26, 194021,  
Saint-Petersburg, Russia

Heat transfer management is one of the key factors for high-power LED efficacy improvement. Phosphor-containing layer is the most sensitive part of LED module for overheating due to low thermal conductivity of the used encapsulants.

In this work, we model the thermal behavior of phosphor-containing layers with different types of matrices: silicone gel and glass-ceramics, for high power LEDs. Two types of glass-ceramic matrices are investigated: high-temperature processed glass and low-temperature processed «liquid» glass. We found hotspots in the phosphor-containing layer made with a silicone gel. High-temperature glass matrices demonstrate low conversion efficacy. «Liquid» glass matrices show comparable with silicone gel results, but have a plenty of optimization options.

# ИССЛЕДОВАНИЕ НОВОГО ЛЮМИНОФОРНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ РАСТВОРА ЖИДКОГО СТЕКЛА $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ ДЛЯ БЕЛЫХ СВЕТОДИОДОВ

**М.А. Швальева<sup>1,\*</sup>, Е. Шульга<sup>2</sup>, И. Кинк<sup>2</sup>, А.Е. Романов<sup>1,3</sup>, К.Д. Мынбаев<sup>1,3</sup>, В.Е. Бугров<sup>1</sup>**

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

тел. +7(812)4068067, e-mail: [shvalevama@niuitmo.ru](mailto:shvalevama@niuitmo.ru);

<sup>2</sup> Тартуский университет. Ülikooli 18, 50090 Тарту, Эстония;

<sup>3</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе. Политехническая ул. 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия

На данный момент в светодиодных технологиях в качестве матрицы для люминофорных частиц используют силикон. Силиконовый люминофорный материал имеет значительные недостатки, такие как: низкая теплопроводность, деградация и уменьшение прозрачности под влиянием температуры со временем, что ухудшает характеристики светодиодного светильника и уменьшает срок его службы. В работах [1-4] было предложено заменить силиконовую матрицу на стеклянную, поскольку она обладает более высокой термопроводностью и химической стабильностью. В ходе проведенных исследований нами был разработан и изучен новый люминофорный материал на основе раствора жидкого стекла  $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ , способный решать такие проблемы, как отвод избыточного количества тепла из светодиодной структуры, увеличение вывoda света и размера квантового выхода. Синтезированный люминофорный материал использовался в качестве материала первичной оптики в специально сконструированном светодиодном модуле, оптические свойства которого были также детально изучены.

В проводимом исследовании была создана смесь из раствора жидкого стекла  $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ , микрочастиц люминофора ИАГ:Ce<sup>3+</sup> и микрочастиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , которые добавлялись для увеличения вязкости смеси. После перемешивания до однородного состояния, формировались образцы композитного люминофорного материала. Подготовленные таким образом образцы сушились на воздухе при комнатной температуре, после чего равномерно нагревались в муфельной печи до 150 °C и выдерживались при данной температуре.

Была исследована морфология поверхности синтезированных образцов. В полученных образцах микрочастицы ИАГ:Ce<sup>3+</sup> и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  распределены неравномерно, что служит причиной неоднородного вывода света из светодиода, благодаря, в частности, негомогенной морфологии поверхности образцов композитного люминофорного материала. Регистрировались суммарные спектры электролюминесценции светодиодных модулей Optogon X10, использующих в своей структуре синтезированные образцы композитного люминофорного материала (Рис.1a).

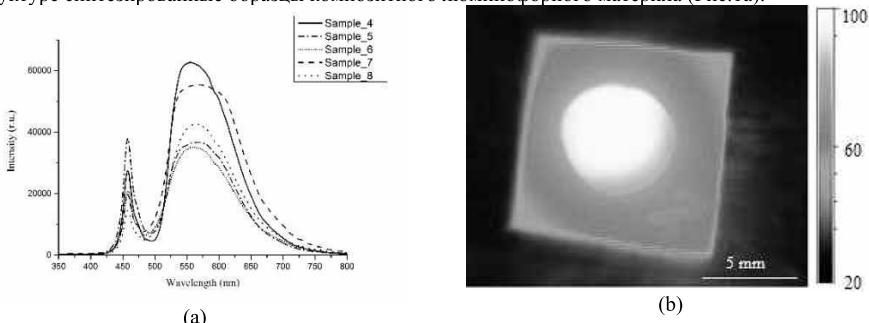


Рис. 1 Спектр электролюминесценции светодиодных модулей X10 с образцами синтезированного люминофорного материала (а); Изображение в тепловизоре поверхности образцов светодиодных модулей с образцом синтезируемого люминофора после 30 минут работы (б).

Увеличение концентрации микрочастиц ИАГ:Ce<sup>3+</sup> привело к уменьшению интенсивности синего излучения и увеличению желтого. Вид полученного спектра, как и интенсивность полученного излучения, были сопоставимы с промышленными образцами светодиодных модулей, в структуре которых используется силиконовый люминофорный слой. Была измерена температура нагрева поверхности образцов люминофорных материалов в работающем специально сконструированном светодиодном модуле (Рис. 1b). Увеличение концентрации микрочастиц ИАГ:Ce<sup>3+</sup> в образце люминофорного материала привело к увеличению температуры нагрева его поверхности в работающем светодиодном модуле. Полученные значения температуры (106 °C) были

ниже или соизмеримы с температурами промышленных образцов силиконовых люминофорных слоев в светодиодных модулях.

В результате проведенных исследований можно заключить, что была успешно разработана технология получения новых образцов композитного люминофорного материала на основе раствора жидкого стекла с микрочастицами ИАГ:Се<sup>3+</sup>. Полученные образцы по своим термическим и оптическим свойствам не уступают промышленным образцам силиконовых люминофоров. Разработанный люминофорный материал может быть перспективен для использования в качестве материала первичной оптики в светодиодных модулях и способен решить такие проблемы, как отвод избыточного тепла из светодиодной структуры и улучшение вывода света.

- [1]X. Yi, S. Zhou, C. Chen, H. Lin, Y. Feng, K. Wang, Y. Ni. Ceramics International, **40**, 7043- 7047 (2014)
- [2]T. Isobe. ECS Journal of Solid State Science and Technology, **2(2)**, R3012-R3017 (2013)
- [3]L.-Y. Chen, W.-C. Cheng, C.-C. Tsai, Y.-C. Huang, Y.-S. Lin, W.-H. Cheng. OPTICAL MATERIALS EXPRESS, **4(1)**, 121-128 (2014)
- [4]X. Zhang, L. Huang, F. Pan, M. Wu, J. Wang, Y. Chen, Q. Su. Applied materials & interfaces, **6**, 2709-2717 (2014)

#### **RESEARCH OF NEW LUMINOPHORE MATERIAL BASED ON SODIUM SILICATE SOLUTION Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub> FOR WHITE LEDs**

**M.A. Shvaleva<sup>1,\*</sup>, E. Shulga<sup>2</sup>, I. Kink<sup>2</sup>, A.E. Romanov<sup>1,3</sup>, K.D. Mynbaev<sup>1,3</sup>, V.E. Bougrov<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>ITMO University. Kronverkskyi av. 49, 197101, Saint-Petersburg, Russia,

tel. +7(812)4068067, e-mail: [shvalevama@niuitmo.ru](mailto:shvalevama@niuitmo.ru);

<sup>2</sup> University of Tartu. Ülikooli 18, 50090 Tartu, Estonia;

<sup>3</sup>Ioffe Physical-Technical Institute RAS. Politehnicheskayast. 26, 194021, Saint-Petersburg, Russia

Modern development of LED technology has reached such a stage that it further progress is only possible through the use of new luminophores materials based on glass-ceramics which are able to solve the problem of surplus heat removal of the structure and increase of light output .

In our research the fundamentally new technology for producing phosphor material based on a solution of sodium silicate Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub>has been developed. A study was conducted of the optical and thermal properties of the synthesized phosphor material. The synthesized phosphor material was usedas the material of primary optics in a specially designed LED module,the optical properties of which were investigated.

## КИНЕТИКА ПЕРЕГРЕВА АКТИВНОЙ ОБЛАСТИ InGaN ЛАЗЕРНОГО ДИОДА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ВОЗБУЖДЕНИИ

**E. V. Луценко<sup>1</sup>, Н. В. Ржеуцкий<sup>1</sup>, В. Н. Павловский<sup>1</sup>, Г. П. Яблонский<sup>1</sup>, M. Aljohenii<sup>2</sup>, A. Aljerwi<sup>2</sup>, A. Alyamani<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики НАН Беларусь. Просп. Независимости, 68, 220072, Минск,

тел. +375(017)2840419, e-mail: [e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by](mailto:e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by);

<sup>2</sup> KACST, National Nanotechnology Center. P.O. BOX 6086, 11442, Riyadh;

Прогресс, достигнутый в последние годы в области создания и улучшения характеристик полупроводниковых лазеров с активной областью на основе InGaN, обусловил появление новых областей их применения. Так, компактные источники когерентного излучения фиолетового-зеленого диапазона спектра востребованы в системах отображения информации, системах записи и считывания информации высокой плотности, в области телекоммуникации, при проведении химического и биологического анализа и др. Кроме того, современные InGaN лазеры также вызывают интерес как источники накачки полупроводниковых [1] и твердотельных [2, 3] лазерных сред. При этом, для выбора режима работы, обеспечивающего долговечность инжекционного лазера, необходима корректная оценка температуры перегрева его активной области.

В работе использован метод измерения кинетики температуры перегрева активной области лазерных диодов (ЛД) по смещению спектра излучения. Для реализации метода использовалась установка на основе стрик-камеры с минимальным временным разрешением 25 пс, представленная на рис. 1. С помощью предложенного метода исследован коммерческий InGaN ЛД с номинальной мощностью 1.5 Вт, излучающий на длине волны ~439 нм.

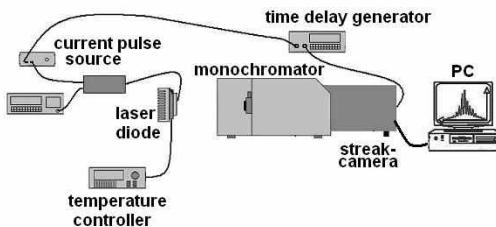


Рис.1. Схема экспериментальной установки определения кинетики температуры ЛД.

Кинетика температуры перегрева активной области определялась по временной зависимости спектрального смещения излучения инжекционного лазера при подаче прямоугольного импульса тока длительностью около 100 нс. Экспериментальная установка содержала монохроматор, сопряжённый со стрик-камерой с временным разрешением в используемом режиме работы не хуже 1 нс. Использовавшийся генератор прямоугольных импульсов тока был построен на основе схемы разряда кабельной формирующей линии. Для исследуемого InGaN лазерного диода при фиксированной температуре его корпуса измерялись кинетики спектров излучения при различных значениях величины импульса тока: 1, 2, 3, 4 и 5 А. На рис. 2(а) и 2(б) для примера приведены карты спектрально-временного распределения интенсивности лазерного излучения для значений тока 1 А и 5 А соответственно. Кинетики спектрального положения излучения лазерного диода (рис. 3(а)) рассчитывались как средневзвешенные значения спектров, определенных интегрированием временных интервалов длительностью 1 нс. Для определения коэффициента температурного смещения спектрального положения излучения лазерного диода  $k$  кинетики спектров измерялись при различных температурах корпуса диода: 15°C, 20°C и 30°C. Полученное значение  $k \approx 0.04$  нм/К слабо зависело от тока инжекции. По смещению спектра излучения лазерного диода и величине  $k$  определялись кинетики температуры перегрева активной области при различных токах инжекции (рис. 3(б)).

Можно говорить, что для исследованного лазерного диода при токе 1 А влияние разогрева активной области структуры на его излучение за время импульса длительностью до 100 нс не наблюдается. Максимальная величина перегрева за время действия импульса тока 5 А длительностью 100 нс составила около 23 °C. Указанный перегрев привел к уменьшению выходной оптической мощности InGaN лазера на ~13%. Признаки насыщения величины перегрева за время 100 нс наблюдаются лишь для случая возбуждения током 2-3 А.

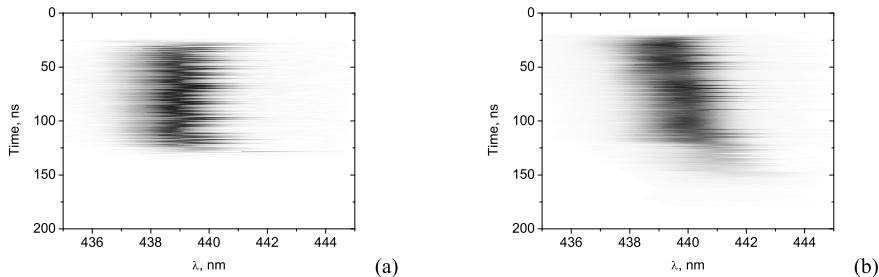


Рис.2. Карты спектрально-временного распределения интенсивности излучения InGaN ЛД при импульсе тока 1 А (а) и 5 А (б) и температуре корпуса ЛД 20°C

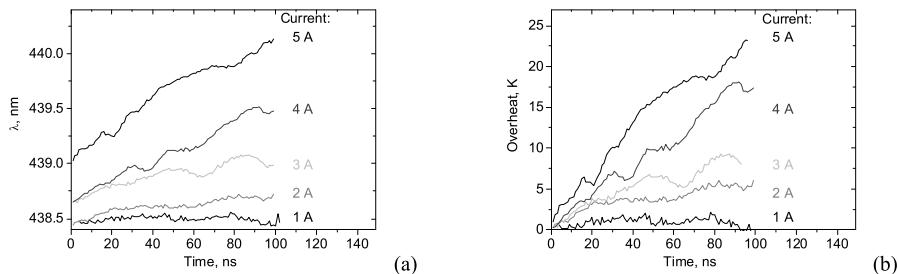


Рис.3. Кинетики спектрального положения излучения (а) и температуры перегрева активной области (б) InGaN ЛД при различных токах инжекции и температуре корпуса ЛД 20°C

Таким образом, показана возможность измерения кинетики перегрева активной области InGaN лазерных диодов с наносекундным разрешением, что позволяет выбирать оптимальные условия импульсного режима работы лазерных диодов в применениях, требующих высоких значений пиковой мощности оптического излучения.

[1] E.V. Lutsenko, et al. Quantum Electronics, **43**, 418 – 422 (2013).

[2] C. G. Durfee, et al. Optics Express, **20**, 13677 – 13683 (2012).

[3] B. Xu, et al. Optics Communications, **305**, 96 – 99 (2013).

## KINETICS OF ACTIVE REGION OVERHEAT TEMPERATURE OF InGaN LASER DIODE IN PULSE OPERATION MODE

**E. V. Lutsenko<sup>1</sup>, M. V. Rzheutskii<sup>1</sup>, V. N. Pavlovskii<sup>1</sup>, G. P. Yablonskii<sup>1</sup>, M. Aljohenii<sup>2</sup>,  
A. Aljerwi<sup>2</sup>, A. Alyamani<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> B. I. Stepanov Institute of physics of National academy of sciences of Belarus, Nezalezhnosti ave., 68; 220072, Minsk; e-mail: [e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by](mailto:e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by);

<sup>2</sup> KACST, National Nanotechnology Center. P.O. BOX 6086, 11442, Riyadh;

Based on measurements of spectral kinetics, an overheating temperature of a laser diode active region was determined as a function of time in nanosecond scale. The diode under test was a commercial InGaN laser diode ( $\lambda_{em} \sim 439$  nm) with a nominal current and output power of 1 A and 1.5 W, respectively. Peculiarities of the kinetics of the overheating temperature at different injection current values ranging from 1 A to 5 A are demonstrated. The proposed method can be used to choose the optimal parameters of pulse mode operation of laser diodes in applications demanding high peak optical power.

## СРАВНЕНИЕ РАСТЕКАНИЯ ТОКА И ТЕПЛА В МОЩНЫХ AlInGaN СВЕТОДИОДАХ УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО (360 нм) И ЗЕЛЕНОГО (530 нм) СПЕКТРАЛЬНЫХ ДИАПАЗОНОВ

*А.Е. Черняков<sup>1</sup>, А.Л. Закгейм<sup>1</sup>, К.А. Булашевич<sup>2</sup>, С.Ю. Карпов<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>НТЦ микроэлектроники РАН, ул. Политехническая 26, 194021, С.-Петербург,  
тел. +7(812)2927922, e-mail: chernyakov@mail.ioffe.ru;

<sup>2</sup> ООО «Софт-Импакт», а/я 83, пр. Энгельса 27, 194156, С.-Петербург;

За последние годы усилиями ведущих фирм-производителей AlInGaN светодиодов (СД) значительно увеличены не только их эффективность, но и рабочие токи, площадь кристаллов и, соответственно, выходная оптическая мощность в широком интервале длин волн – от УФ до зелёного спектрального диапазона. Этот процесс сопровождается усложнением конструкции кристалла и топологии контактов [1], что требует тщательной оптимизации растекания тока и тепла в СД чипах при предельно жёстких условиях их работы.

Целью работы являлось сравнение мощностных характеристик, а также растекания тока и тепла в AlInGaN светодиодах с одной и той же конструкцией чипа, но сильно отличающихся по длине волны излучения: УФ (360 нм) и зеленого (530 нм). Исследования проводились на коммерческих светодиодных кристаллах фирмы SemileDs вертикальной геометрии с боковыми размерами  $1200 \times 1200 \mu\text{m}^2$  и толщиной 145  $\mu\text{m}$ . Конфигурация верхнего n-контакта этих СД показана Рис.1.

Светодиодные чипы монтировались с помощью пайки на кремниевую плату-носитель, которая, в свою очередь, прикреплялась к массивному радиатору. Оптические и электрические (вольт-амперные) характеристики СД измерялись с использованием комплекса «OL 770-LED High-speed LED Test and Measurement System» [2]. Общее тепловое сопротивление  $R_{\text{th}\Sigma}$  и тепловые сопротивления отдельных звеньев эквивалентной тепловой цепи  $R_{\text{thi}}$  определялись по методу релаксации рабочего напряжения [3] с помощью прибора «Thermal Transient Tester T3Ster» (MicRed, Ltd.). Для этого предварительно определялся температурный коэффициент изменения рабочего напряжения  $TCU_f$  для каждого образца. Ближнее поле собственной электролюминесценции (ЭЛ) СД регистрировалось в оптическом микроскопе Mitutoyo, оснащенным цифровой камерой Canon (12 Mpix CMOS фоточувствительной матрицы). Минимальное и максимальное поле зрения оптической системы составляло  $536 \times 357 \mu\text{m}^2$  и  $5362 \times 3520 \mu\text{m}^2$ , соответственно, с наилучшим пространственным разрешением  $\sim 0.25 \mu\text{m}$ . При этом оптическая система собирала свет в пределах  $15^\circ$  конуса вокруг нормали к поверхности образцов. Для получения распределения температуры по поверхности чипа, применялся специально разработанный ИК микроскоп с InAs чувствительной матрицей, работающей в диапазоне 2.5–3.0  $\mu\text{m}$  и разрешением  $\sim 3 \mu\text{m}$  [4].

Картины температурного распределения и ближнего поля излучения были получены для указанных выше образцов при наборе рабочих плотностей тока в диапазоне от 10 до 100  $\text{A}/\text{cm}^2$ . Экспериментально наблюдалась различная картина распределения интенсивности ЭЛ для УФ и зелёных СД чипов при сходных профилях температуры, слабо зависящих от режима работы диодов. Распределения интенсивности ЭЛ в поперечном сечении, проходящем через середину чипа (Рис.2), показывают, что зелёный СД чип (кривая 1) имеет более однородное распределение интенсивности ЭЛ по сравнению с УФ СД (кривая 2), для которого характерны провалы глубиной до 40% в середине между n-контактными шинами (глубокие провалы на графике соответствуют тени от n-контактов). Поскольку ближнее поле ЭЛ коррелирует с распределением плотности тока в активной области, его большая неоднородность для УФ СД указывает на более сильный эффект локализации тока вблизи контактных электродов. Обнаруженная более резкая зависимость теплового сопротивления от тока указывает на то, что УФ СД вследствие иных свойств материала имеют склонность к шинированию тока при больших уровнях накачки, приводящему к уменьшению «эффективного сечения» теплоотвода [5]. Так тепловое сопротивление УФ чипа при увеличении плотности тока от 10 до 100  $\text{A}/\text{cm}^2$  возрастает в 3.6 раза, в то время, как у зелёного – в 1.5 раза.

Для интерпретации полученных результатов были проведены самосогласованные трёхмерные расчёты растекания тока и переноса тепла в светодиодном чипе с использованием коммерческого программного обеспечения SimuLED [6]. Так как геометрия контактов в рассматриваемых чипах совпадает, различия в пространственном распределении плотности тока определяются, в первую очередь, различием в электропроводности n-слоя, а также различным контактным сопротивлением p-электродов. Степень латеральной неоднородности распределения плотности тока в активной области возрастает с увеличением тока. Концентрация тепловыделения в областях с повышенной плотностью тока приводит к худшему теплообмену между чипом и платой по сравнению со случаем

однородного распределения тока. Таким образом, общее тепловое сопротивление чипа растет с током. Проведенные расчеты хорошо согласуются с экспериментальными распределениями оптической мощности излучения чипа и его температуры, что является дополнительным подтверждением правильности высказанной ранее гипотезы о связи неоднородности растекания тока с увеличением теплового сопротивления чипа [5].

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ (соглашение о субсидии № 14.607.21.0010 от 05.06.2014, уникальный идентификатор: RFMEFI60714X0010).

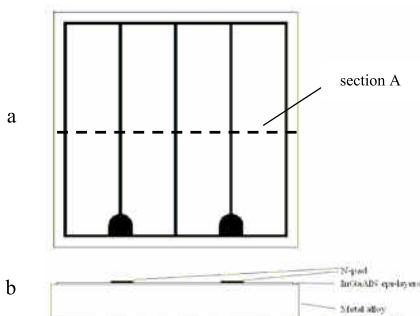


Рис. 1. Схема конструкции чипа: (а) вид сверху, (б) вид сбоку. Конфигурация электродов показана черным цветом.

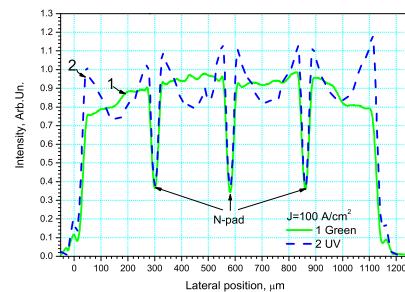


Рис. 2. График распределения ЭЛ в сечении А. 1 – зеленый СД, 2-УФ СД.

- [1] [http://www.semileds.com/Quality by Design SemiLEDs.htm](http://www.semileds.com/Quality_by_Design_SemiLEDs.htm)
- [2] А.Л. Закгейм, А.Е.Черняков. Светотехника, №4 (2013), с.51
- [3] M. Rencz and V. Székely, "Semiconductor Thermal Measurement and Management Symposium, 2004. Twentieth Annual IEEE," in Structure function evaluation of stacked dies, Budapest, 2004.
- [4] А.Л. Закгейм, Г.Л. Курьшев, М.Н. Мизеров, В.Г. Половинкин, И.В.Рожанский, А.Е. Черняков. ФТП, том 44, вып. 3 (2010), с.390
- [5] A. E. Chernyakov, A. L. Zakheim, K. A. Bulashevich, S. Yu. Karpov, V. I. Smirnov, V. A. Sergeev, 15-th international Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems (EuroSimE 2014), «Theoretical and Experimental Study of Thermal Management in High-Power AlInGaN LEDs», At Ghent, Belgium, p.1-5
- [6] [www.str-soft.com/products/SimuLED](http://www.str-soft.com/products/SimuLED)

## COMPARISON OF CURRENT SPREADING AND HEAT TRANSFER IN HIGH-POWER AlInGaN LEDs OPERATING IN UV AND GREEN SPECTRAL RANGES

*A.E. Chernyakov<sup>1</sup>, A.L. Zakgeim<sup>1</sup>, K.A. Bulashevich<sup>2</sup>, S.Yu. Karpov<sup>2</sup>*

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

26 Polytekhnicheskaya Str., 194021 St. Petersburg, Russia

e-mail: chernyakov@mail.ioffe.ru

<sup>2</sup> STR Group – Soft-Impact, Ltd., P.O.Box 83, 194156 St.Petersburg, Russia

The paper reports on influence of the emission wavelength and relevant materials properties on characteristics of LEDs operating in UV and green spectral ranges and having a similar chip design. Light-current-voltage characteristics of the LEDs were obtained by the automated «OL 770-LED High-speed LED Test and Measurement System». The thermal resistance was measured by the forward-voltage relaxation method with the «T3Ster». The near-field electroluminescence (EL) was mapped by a Mitutoyo optical microscope equipped with a Canon digital camera. To obtain the temperature distribution inside the chip, the infra-red (IR) thermal radiation in the spectral range of 2.5-3.0  $\mu\text{m}$  was mapped by a specially designed IR microscope. Coupled three-dimensional simulations of the current spreading, heat transfer, and light propagation/absorption/extraction in/from various LED chips have been carried out to provide interpretation of the above measurements.

**ВЛИЯНИЕ ХВОСТОВ ЗОН ЛОКАЛИЗОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ НА ПОЛЯРИЗАЦИЮ  
ФОТО- И ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ГЕТЕРОСТРУКТУР С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ  
InGaN/GaN, ВЫРАЩЕННЫХ В т-ПЛОСКОСТИ**

***H. B. Ржесуцкий<sup>1</sup>, Е. В. Луценко<sup>1</sup>, В. Н. Павловский<sup>1</sup>, Г. П. Яблонский<sup>1</sup>, M. Aljohenii<sup>2</sup>,  
A. Aljerwi<sup>2</sup>, A. Alyamani<sup>2</sup>, C. Mauder<sup>3</sup>, B. Reuters<sup>4</sup>, H. Kalisch<sup>4</sup>, M. Heukens<sup>3,4</sup>, A. Vescan<sup>4</sup>***

<sup>1</sup> Институт физики НАН Беларусь. Просп. Независимости, 68, 220072, Минск,

тел. +375(017)2949025, e-mail: [m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by](mailto:m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by);

<sup>2</sup> KACST, National Nanotechnology Center. P.O. BOX 6086, 11442, Riyadh;

<sup>3</sup> AIXTRON SE. Dornkaustr., 2, 52134 Herzogenrath;

<sup>4</sup> GaN Device Technology, RWTH Aachen University. Sommerfeldstr., 24, 52074, Aachen;

В работе исследовались фото- и электролюминесцентные свойства гетероструктур с квантовыми ямами InGaN/GaN, выращенных в т-плоскости на подложках LiAlO<sub>2</sub> методом осаждения металлоорганических соединений из газовой фазы. Активная область гетероструктур состояла из десяти (образец 1) и пяти (образец 2) пар квантовых ям/барьеров InGaN/GaN с толщинами соответственно 2 нм/10 нм и 2.5 нм/19.5 нм. Люминесценция гетероструктур исследовалась при различных уровнях оптического и электрического возбуждения. Измерения поляризованных спектров проводились с использованием пленочного поляризационного фильтра.

На рис. 1 приведены поляризованные спектры электролюминесценции (ЭЛ) и фотолюминесценции (ФЛ). Для обоих образцов спектры ЭЛ смешены в длинноволновую область относительно ФЛ. В случае образца 2 излучение ЭЛ заметно ушириено по спектру и слабее поляризовано (степень поляризации  $\rho_2$  ЭЛ = 0.19) по сравнению с излучением ФЛ для этого образца ( $\rho_2$  ФЛ = 0.31). Для образца 1 степень поляризации излучения люминесценции существенно не отличается в случаях оптического и электрического возбуждения и составляет  $\rho_1$  ЭЛ ≈  $\rho_1$  ФЛ ≈ 0.4.

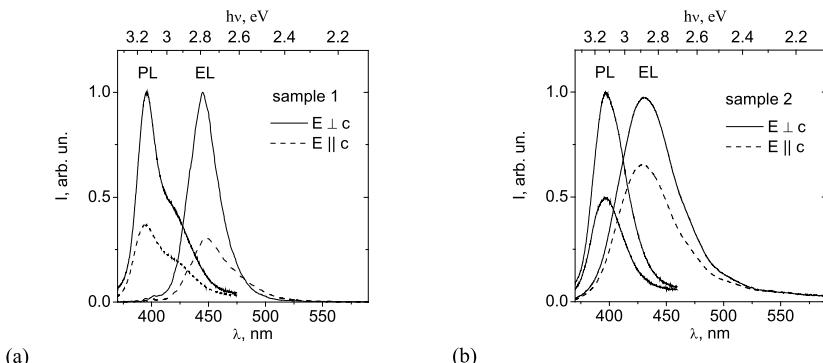
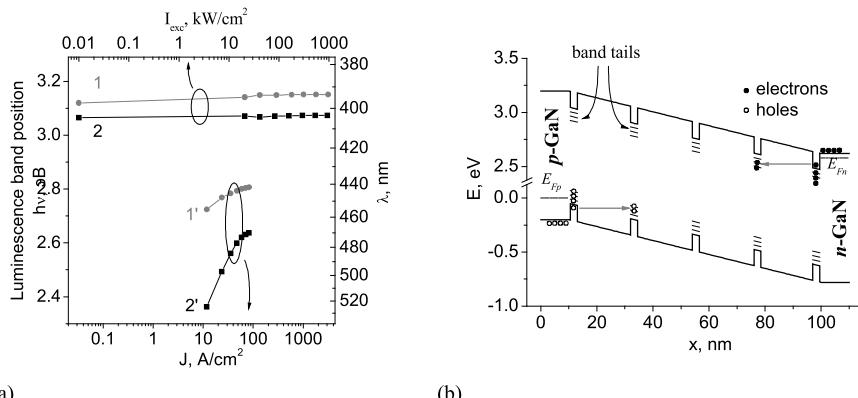


Рис. 1. Поляризованные спектры электро- ( $J = 80 \text{ A/cm}^2$ ) и фотолюминесценции ( $I_{\text{возб}} \sim 1 \text{ МВт/см}^2$ ) гетероструктур 1 (а) и 2 (б)

На рис. 2(а) приведены зависимости спектрального положения полос ФЛ и ЭЛ от уровня возбуждения. Шкалы уровня оптического и электрического возбуждения на графике совмещены так, чтобы по порядку величины соответствовать примерно одинаковой плотности неравновесных носителей заряда в активной области структуры. Из рисунка видно, что изменение уровня оптического возбуждения почти на пять порядков для обоих образцов приводит к смещению полосы ФЛ не более, чем на 30 мэВ, в то время как увеличение уровня электрического возбуждения всего на один порядок приводит к коротковолновому смещению спектра ЭЛ на 82 мэВ (образец 1) и 275 мэВ (образец 2). Малое смещение спектров ФЛ при изменении уровня возбуждения в таких широких пределах говорит об отсутствии в исследуемых гетероструктурах пространственного разделения разноименных носителей заряда под влиянием встроенного электрического поля. Причиной наблюдаемой для обоих образцов сильной зависимости спектрального положения ЭЛ от тока инжекции является наличие хвостов плотности состояний в слоях квантовых ям InGaN.



(a)

(b)

Рис.2. Спектральное положение ФЛ (1, 2) и ЭЛ (1', 2') в зависимости от уровня возбуждения; цифры соответствуют номеру образца (а); механизм рекомбинации носителей заряда в активной области гетероструктуры InGaN/GaN при электрической инжекции (б)

Для объяснения наблюдаемых различий в поведении ФЛ и ЭЛ для разных образцов предлагается механизм рекомбинации, схема которого приведена на рис. 2(б). При протекании тока инжекции в гетероструктурах с квантовыми ямами носителей заряда туннелируют на разрешенные состояния в слоях квантовых ям, как показано горизонтальными стрелками на схеме рис. 2(б). При этом, в первую очередь заполняются самые глубокие, доступные для заселения уровни в хвостах плотности состояний InGaN. При этом вследствие низкой плотности состояний в хвостах увеличение тока инжекции приводит к значительному увеличению смещения р-п-перехода, и, соответственно, спектральному смещению полосы излучения ЭЛ. Этот эффект проявляется сильнее для образца 2, который демонстрировал большую полуширину спектра ЭЛ и, соответственно, большую неоднородность состава InGaN. Сильное размытие распределения состояний InGaN образца 2 приводит к заселению в хвостах зон состояний второй валентной подзоны, в результате чего наблюдается уменьшение степени поляризации ЭЛ. При оптическом возбуждении неравновесные носители заряда имеют возможность заселять более высокозенергетические и более плотные локализованные состояния InGaN, в результате чего излучение ФЛ занимает более коротковолновое спектральное положение, которое слабее зависит от уровня возбуждения, и демонстрирует более высокую степень поляризации.

## INFLUENCE OF BAND TAILING ON PHOTO- AND ELECTROLUMINESCENCE POLARIZATION OF m-PLANE InGaN/GaN QUANTUM WELL HETEROSTRUCTURES

*M. V. Rzheutski<sup>1</sup>, E. V. Lutsenko<sup>1</sup>, V. N. Pavlovskii<sup>1</sup>, G. P. Yablonskii<sup>1</sup>, M. Aljohenii<sup>2</sup>,  
A. Aljerwi<sup>2</sup>, A. Alyamani<sup>2</sup>, C. Mauder<sup>3</sup>, B. Reuters<sup>4</sup>, H. Kalisch<sup>4</sup>, M. Heukens<sup>3,4</sup>, A. Vescan<sup>4</sup>.*  
<sup>1</sup> B. I. Stepanov Institute of physics of National academy of sciences of Belarus, Nezalezhnosti ave., 68;  
220072, Minsk; e-mail: [m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by](mailto:m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by);  
<sup>2</sup> KACST, National Nanotechnology Center. P.O. BOX 6086, 11442, Riyadh;  
<sup>3</sup> AIXTRON SE. Dornkaulstr., 2, 52134 Herzogenrath;

<sup>4</sup> GaN Device Technology, RWTH Aachen University. Sommerfeldstr., 24, 52074, Aachen;

Nonpolar InGaN/GaN LED structures were grown on LiAlO<sub>2</sub> (100) substrates. Their photoluminescence and electroluminescence were investigated at different excitation levels. It was shown that pronounced InGaN band tailing results in the population of both the highest and the second highest valence subbands at current injection and, therefore, decreased degree of polarization of electroluminescence. The differences in luminescence properties under optical and electrical excitation are discussed.

## ОСОБЕННОСТИ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ СЛОЕВ InGaN И СВЕРХРЕШЕТОК InGaN/GaN

A.B. Сахаров<sup>1</sup>, В.В. Лундин<sup>1</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1</sup>, А.Е. Николаев<sup>1</sup>, А.Ф. Цацульнников<sup>1</sup>, С.О. Усов<sup>1,2</sup>,  
Н.А. Черкашин<sup>3</sup>, М.Н. Корытов<sup>3</sup>, Н.В. Ржесуцкий<sup>4</sup>, Е.В. Луценко<sup>4</sup>

<sup>1</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;

<sup>3</sup>Center for Material Elaboration & Structural Studies of the National Center for Scientific Research,  
Toulouse, France

<sup>4</sup>Институт физики НАН Беларуси, пр. Независимости, 68, 220072, Минск

Гетероструктуры на основе твердого раствора InGaN являются на данный момент основой всех оптоэлектронных приборов видимого диапазона, при этом в активных областях светодиодов и лазеров используются квантовые ямы, а толстые слои InGaN используются лишь как пассивные элементы, хотя они представляются крайне перспективными для работы при больших плотностях возбуждения из за меньшего эффекта Оже-рекомбинации.

В данной работе исследовалась фотолюминесценция (ФЛ) гетероструктур с толстыми слоями InGaN и сверхрешетками (CP) InGaN/GaN в зависимости от уровня возбуждения. Исследуемые полупроводниковые структуры были выращены методом газофазной эпитаксии из металлогорганических соединений на сапфировых подложках. Сверхрешетки формировались посредством прерываний роста слоя InGaN на несколько секунд, что приводило к формированию периодической структуры обогащенной и обедненной по индию [1] (Рис.1). Для измерения кинетик фотолюминесценции (ФЛ) использовалась установка на основе стрик-камеры C4334-01 Hamamatsu, позволявшей регистрацию оптического сигнала с временным разрешением около 20 пс. Возбуждение ФЛ осуществлялось излучением 4-й гармоники фемтосекундного Yb:KYW лазера ( $\lambda = 260$  нм,  $t = 140$  фс) и непрерывного гелий-кадмийового лазера ( $\lambda = 325$  нм).



Рис.1. ПЭМ изображение поперечного сечения CP InGaN/GaN (время прерывания роста 80 сек)

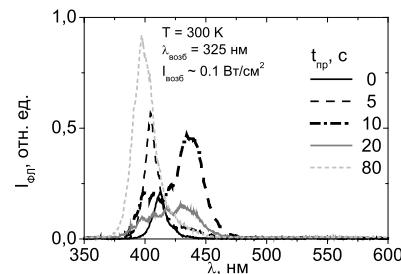


Рис. 2. Спектры ФЛ CP InGaN/GaN с различным временем прерывания роста

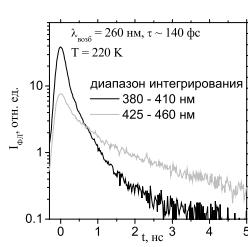


Рис. 3. Кинетики ФЛ для различных полос излучения CP InGaN/GaN

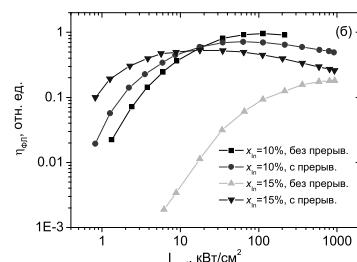


Рис. 4. Зависимости эффективности ФЛ слоев и CP InGaN, выращенных в различных условиях, от уровня возбуждения

Как видно из рисунка 2, использование прерываний роста при осаждении InGaN приводит не только к увеличению интенсивности ФЛ, но и к существенной трансформации формы спектра, связанной с появлением новых линий. Измерения кинетики ФЛ для двух линий в спектре ФЛ СР, сформированной при превании роста в течении 80 сек (Рис.3) показывают, что длинноволновая полоса обладает существенно большим временем спада ФЛ, и, по-видимому, может быть связана с локализующими центрами образованными флуктуацией толщины слоя InGaN.

Исследования ФЛ при изменении уровня возбуждения показали большую эффективность ФЛ от СР чем слоя  $In_{0.15}Ga_{0.85}N$ , выращенного без прерываний роста (Рис.4). Кроме того, для СР структуры наблюдается заметное смещение спектрального положения полосы ФЛ (на ~80 мэВ), отсутствующее для слоя  $In_{0.15}Ga_{0.85}N$ . Такая же тенденция, хоть и менее выраженная, наблюдается для пары структур с содержанием индия  $x_{In} = 10\%$ : сверхрешеточная структура показала смещение спектра (~30 мэВ) с изменением уровня возбуждения и более высокую эффективность ФЛ при низких уровнях возбуждения.

По полученным данным, можно сделать вывод, что при использовании прерываний роста при осаждении InGaN образуются объекты, обеспечивающие локализацию носителей на флуктуациях состава/толщины InGaN. Очевидно, более сильная локализация приводит также к уменьшению транспорта носителей заряда к центрам безызлучательной рекомбинации, что проявляется в большей эффективности ФЛ и более сложной зависимости ФЛ от возбуждения и температуры.

Работа поддержана РФФИ (грант 14-02-9003214-Бел-а) и Программой фундаментальных исследований Президиума РАН №1.

- [1] W. V. Lundin, A. E. Nikolaev, A. V. Sakharov, M. A. Yagovkina, and A. F. Tsatsulnikov, Technical Physics Letters, **40**(5), 385 (2014)

## LUMINESCENCE PECULIARITIES OF InGaN LAYERS AND InGaN/GaN SUPERLATTICES

*A.V. Sakharov<sup>1</sup>\*, W.V. Lundin<sup>1</sup>, E.E. Zavarin<sup>1</sup>, A.E. Nikolaev<sup>1</sup>, A.F. Tsatsulnikov<sup>1</sup>, S.O. Usov<sup>1,2</sup>, N.A. Cherkashin<sup>3</sup>, M.N. Korytov<sup>3</sup>, M.V. Rzheutski<sup>4</sup>, E.V. Lutsenko<sup>4</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;

<sup>3</sup> Center for Material Elaboration & Structural Studies of the National Center for Scientific Research,  
Toulouse, France

<sup>4</sup> Stepanov Institute of physics of NAS of Belarus. Nezalezhnosti Av., 68, 220072, Minsk;

In this paper, we report on photoluminescence (PL) studies of InGaN layers and InGaN/GaN superlattices (SLs) formed by growth interruptions. It was shown that use of growth interruptions during InGaN growth allows efficient modification of PL properties of heterostructures formed, including arising a new lines in PL spectra and a complex luminescence kinetics. InGaN/GaN SLs shows higher efficiency of luminescence due to formation of localization potentials, reducing non-radiative carriers recombination.

## ДИАГНОСТИКА ЗЕЛЕНЫХ InGaN СВЕТОДИОДОВ ПО НЧ ШУМУ

***В.А. Сергеев, И.В. Фролов, А.А. Широков***

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

При разработке и освоении производства новых типов светодиодов необходимо оперативно получать информацию о соответствии фактических конструкционных и электрофизических параметров изделий параметрам, заложенным при проектировании. Задача решается применением различных диагностических методов, среди которых особое место занимают шумовые методы, обладающие высокой чувствительностью к наличию структурных и технологических дефектов.

Целью работы является выяснение возможности применения токовых характеристик НЧ шума для диагностики зеленых светодиодов InGaN/GaN и изучения закономерностей изменения шумовых и светотехнических характеристик светодиодов в процессе ускоренных испытаний.

Исследовались коммерческие светодиоды с квантовыми ямами типа ARL-5213PGC фирмы Arlight с параметрами: длина волн в максимуме спектра излучения  $\lambda_{\max} = 525$  нм, максимальный рабочий ток  $I_{\text{имп},\max} = 70$  мА, максимальная рассеиваемая мощность  $P_{\max} = 140$  мВт. Испытания проводились в импульсном режиме при длительности импульсов тока  $\tau_{\text{имп.}} = 100$  мкс, скважности 100, амплитуде  $I_{\text{имп.}} = 0.5$  А, температуре в термостате 100°C. Контролировались вольт-амперные (ВАХ), вольт-фарадные (ВФХ), ватт-амперные, спектральные характеристики и зависимости среднего квадрата шумового тока от тока инжекции на частоте 10 кГц в полосе 18 db.

Зависимости среднего квадрата шумового тока от тока инжекции двух светодиодов показаны на рис.1. Зависимости интенсивности шума светодиодов №19 и №31 от тока существенно отличаются. У светодиода №19 шум монотонно растет в диапазоне токов  $10^{-4} - 10^{-2}$  А, затем испытывает насыщение и спад. У светодиода №31 этот рост выражен значительно слабее и имеет немонотонный характер. Для выяснения возможных причин указанных различий в токовых зависимостях был проведен анализ низкочастотной шумовой эквивалентной схемы, содержащей два генератора шумового тока, моделирующих источники шума, расположенные: один в области гетероперехода; второй в активной области структуры [1]. Расчет показал, что зависимость среднего квадрата шумового тока от тока инжекции светодиода №19 обусловлена рекомбинационно-диффузионными процессами в области гетероперехода, и шумовой ток пропорционален квадрату концентрации носителей заряда. У светодиода №31 эта зависимость определяется двумя процессами: при малых токах инжекции основную роль в изменении уровня шума с ростом тока играют туннельно-рекомбинационные процессы в области пространственного заряда (ОПЗ) гетероструктуры. При этом уровень шума растет пропорционально концентрации носителей заряда. В области средних и больших токов преобладают диффузионные процессы в активной области структуры. При этом уровень шума пропорционален квадрату концентрации носителей заряда. После четырехчасовых испытаний наблюдается слабый рост НЧ шума во всем диапазоне токов (рис.1). Зависимости (рис.1) характерны для исследованных светодиодов в пределах выборки из  $N = 100$  шт.

На рис.2 показаны графики внешней квантовой эффективности светодиодов в относительных единицах до и после четырех часов испытаний. Видно, что квантовая эффективность светодиода с шумовой характеристикой вида рис.1, №19 после испытаний резко снизилась, в то время как квантовая эффективность светодиода №31 возросла. Такого рода закономерности имели место для большинства исследованных светодиодов.

Как показано в [2], эти процессы связаны с диффузионным перераспределением примесей в активной области структуры под действием прямого тока, проходящего через структуру.

Проведенные исследования показывают, что формирование вида токовой зависимости НЧ шума и характер изменения квантовой эффективности светодиодов при испытаниях обусловлены структурой ОПЗ [3]. У светодиодов исследованного типа с явно выраженной квантовой ямой в ОПЗ (рис. 3, а) токовая характеристика НЧ шума имеет монотонный характер с зависимостью, близкой к квадратичной. У таких светодиодов при испытании происходит спад квантовой эффективности. У светодиодов без явно выраженной неоднородности в ОПЗ уровень НЧ шума значительно ниже, и его токовая зависимость немонотонна. У таких светодиодов при испытании происходит рост квантовой эффективности.

На наш взгляд, для зеленых InGaN светодиодов типа ARL-5213PGC токовые зависимости НЧ шума могут использоваться для оценки качества гетероструктур и прогнозирования надежности светодиодов при эксплуатации.

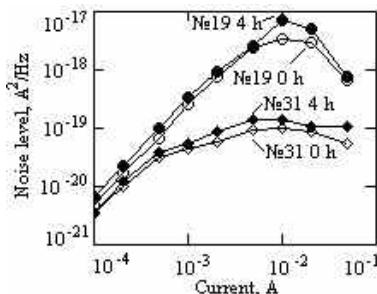


Рис. 1. Токовые зависимости среднего квадрата шумового тока на частоте 10 кГц

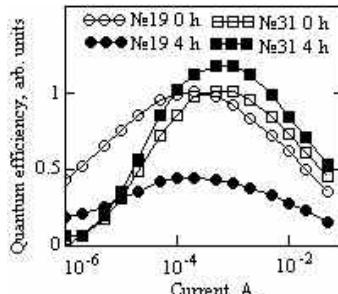
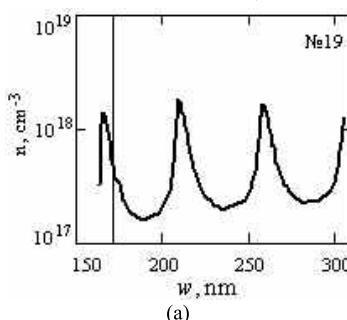
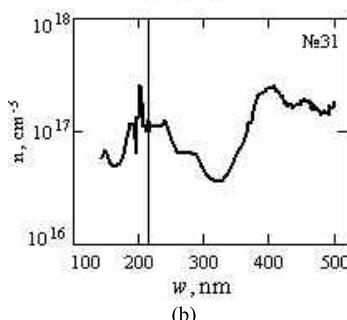


Рис.2. Токовые зависимости квантовой эффективности светодиодов до и после испытаний



(a)



(b)

Рис.3. Профили распределения концентрации примеси в гетероструктурах светодиодов с явно выраженным максимумом концентрации примеси в ОПЗ (а) и без явно выраженного максимума (б). Вертикальной линией обозначена граница ОПЗ при нулевом смещении

Работа подготовлена при поддержке Минобрнауки РФ в рамках проекта «Разработка методов и аппаратуры для исследования и контроля тепловых процессов в мощных полупроводниковых излучающих приборах на основе гетероструктур» ФЦП «Исследования и разработки по перспективным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы» (соглашение о предоставлении субсидии № 14.607.21.0010 от 05.06.2014 г.).

- [1] В.А. Сергеев, И.В. Фролов, А.А. Широков. *Тез. докл. Международной научно-технической конференции INTERMATIC-2014* (М., Россия, 2014), с. 174.
- [2] А.Н. Ковалев, Ф.И. Маняхин, В.Е. Кудряшов, А.Н. Туркин, А.Э. Юнович. ФТП, **33**, 224 (1999).
- [3] А.А.Грешнов, Д.В.Давыдов, А.Л.Закгейм, Д.А.Лавринович, А.П.Карташова, В.В.Ратников, Ф.М.Снегов, О.А.Солтанович, А.Е.Черняков, Н.М.Шмидт, Е.Б.Якимов. *Тез. докл. 5-й Всерос. конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы* (М., Россия, 2007) с.79.

## DIAGNOSTICS OF GREEN InGaN LED ON LF NOISE

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

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

The green InGaN LEDs with quantum wells type ARL-5213PGC company Arlight are investigated. It was found that the form of the current dependence of the low frequency (LF) noise and behavior of the quantum efficiency of the LED during the test due to the structure of the space charge region (SCR). In LEDs with high heterogeneity of structure SCR there was decrease in the external quantum efficiency of the test. In LEDs with low heterogeneity of structure SCR there was increase in the external quantum efficiency of the test. For green InGaN LEDs type ARL-5213PGC current depending on the LF noise can be used to assess the quality of heterostructures and prediction of reliability in operation.

## МОЩНЫЙ ОДНОКРИСТАЛЬНЫЙ БЕЛЫЙ СВЕТОДИОД

Л.М. Коган<sup>1</sup>, Н.А. Гальчина<sup>1</sup>, А.Л. Гофштейн-Гардт<sup>1</sup>,

Н.П. Сощин<sup>2</sup>, А.Н. Туркин<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ООО «НПЦ ОЭП «ОПТЭЛ», 105187, г. Москва, Щербаковская ул., д. 53, [npcoptel@mail.ru](mailto:npcoptel@mail.ru)

<sup>2</sup>ООО НПК «Люминофор», 141190, г. Фрязино, [inpec@mail.ru](mailto:inpec@mail.ru)

<sup>3</sup>Физический факультет МГУ, Ленинские горы, 119991, г. Москва, [andrey@turkin.su](mailto:andrey@turkin.su)

Однокристальный белый светодиод увеличивает плотность светового потока, исключает “теневой” эффект, лучше работает с внешней оптикой. Выполнен на печатной плате с Cu основой.

Излучающий кристалл синего свечения фирмы “SemiLEDS” имеет размер 2,09 мм х 2,09 мм, длина волны излучения 450 нм. Светопреобразующий узел выполнен в соответствии с патентом РФ [1]. Люминофор создан на основе алюмо-иттриевого граната [2].

Созданные светодиоды излучают естественный белый свет (КЦТ = 4000-5000 К). Световые и электрические параметры светодиода (тип У-157Бл) при трех значениях тока приведены в таблице.

Таблица.

Входные электрические параметры			Световые параметры			Световая отдача, $\eta_V$ , лм/Вт
$J_b$ , А	$U_b$ , В, не более	$P_e$ , Вт, тип. знач.	Световой поток, $\Phi_V$ , лм	Сила света, $I_V$ , кд, тип. знач.		
			не менее	тип. знач		
0,35	2,9	1,0	150	158	40	155
1,0	3,25	3,15	400	430	112	128
2,0	3,5	6,8	700	730	200	104

Как видим, световая отдача при токе 350 мА составила 155 лм/Вт, световой поток при токе 2 А и потребляемой электрической мощности 6,8 Вт составил 730 лм, что соответствует световому потоку ламп накаливания мощностью 60 Вт. Зависимость светового потока и световой отдачи от прямого тока приведена на рисунке 1. Световая отдача при токе 150 мА составила 167 лм/Вт.

Угол излучения светодиода  $2\theta_{0,5} = 120 \pm 3$  град. Сила света при токе 1 А составила 115 кд, при токе 2 А - 200 кд.

Использование мощных однокристальных белых светодиодов в светотехнических изделиях снижает трудоёмкость производства. Конструкция светодиода типа У-157Бл приведена на рис. 2.

[1] Патент РФ на изобретение № 2416841. Конструкция светодиода с люминофором. Н.А. Гальчина, Л.М. Коган.

[2] А.Л. Гофштейн-Гардт, Л.М. Коган, И.Т. Рассохин, Н.П. Сощин, А.Н. Туркин. Мощные белые светодиоды и модули со световым потоком до 1500 лм. Светотехника, 2014, № 3, с. 30 – 32.

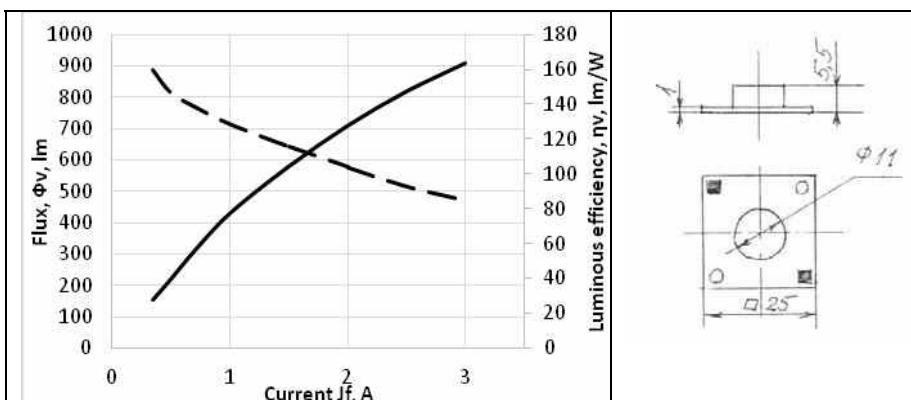


Рисунок 1. Зависимости светового потока ( $\Phi_V$ ) и световой отдачи ( $\eta_V$ ) от прямого тока ( $J_b$ ).

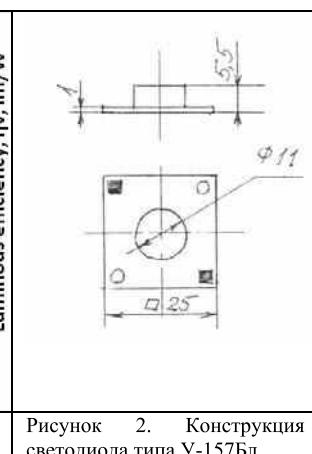


Рисунок 2. Конструкция светодиода типа У-157Бл.

## POWER SINGLE CHIP WHITE LIGHT-EMITTING DIODE

*L.M. Kogan<sup>\*1</sup>, N.A. Galchina<sup>1</sup>, A.L. Gofshtein-Gardt<sup>1</sup>,  
N.P. Soschin<sup>2</sup>, A.N. Turkin<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>«SMC «OPTEL», 53, Shcherbakovskaya str., 105187, Moscow, [npcoptel@mail.ru](mailto:npcoptel@mail.ru)

<sup>2</sup>SMC «Luminophor», 141190, Fryazino, [inpec@mail.ru](mailto:inpec@mail.ru)

<sup>3</sup>MSU Physics Faculty, Leninskie Gory, 119991, Moscow, [andrey@turkin.su](mailto:andrey@turkin.su)

Single chip white light-emitting diode increases luminous flux density, eliminates “shadow” effect, better operates with secondary optics. It's assembled on Cu-based board.

Blue light-emitting chip made by SemiLEDs company has 2,09 mm x 2,09 mm sizes, emission wavelength is 450 nm. A light emitting assembly is made in accordance with RF Patent [1]. A used phosphor is based on yttrium-aluminum garnet [2].

Designed light-emitting diode color is neutral white (CCT = 4000-5000 K). Luminous efficiency at a current 350 mA is 155 lm/W, luminous flux at a current 2 A and a power consumption 6,8 W is 730 lm. This flux value corresponds to one of 60W incandescent bulb.

Power single chip white light-emitting diode using in light and engineering devices decreases a labor content of manufacturing.

## СВЕТОДИОДЫ БЕЛОГО СВЕЧЕНИЯ С СИЛОЙ СВЕТА ДО 5000 КД

**Л.М. Коган<sup>1</sup>, А.Л. Гофштейн-Гардт<sup>1</sup>, А.А. Колесников<sup>2</sup>, А.Н. Туркин<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>ООО «НПЦ ОЭП «ОПТЭЛ», 105187, г. Москва, Щербаковская ул., д. 53, [prcoptel@mail.ru](mailto:prcoptel@mail.ru)

<sup>2</sup>ООО «Оптрон», 105187, г. Москва, Щербаковская ул., д. 53, [om@optron.ru](mailto:om@optron.ru)

<sup>3</sup>Физический факультет МГУ, Ленинские горы, 119991, г. Москва, [andrey@turkin.su](mailto:andrey@turkin.su)

Светодиоды (СД) предназначены для использования в прожекторах. Применяется излучающий кристалл фирмы “SemiLEDs” с нанесённым слоем люминофора (размер 1,2x1,2 мм). Световой поток кристалла не менее 130 лм при токе 350 мА, коррелированная цветовая температура (КЦТ) 4000 – 5000 К.

Полимерный корпус для вывода излучения (показатель преломления  $n = 1,56$ ) имеет эллиптическую световыводящую поверхность. Излучающий кристалл располагается во втором фокусе эллипса от вершины линзы (патент РФ [1]).

Разработаны две конструкции СД: типа У-250Бл с диаметром линзы 18 мм и типа У-254Бл с диаметром линзы 24 мм. Световые и электрические параметры СД приведены в таблице.

Таблица.

Тип СД	Входные электрические параметры			Световые параметры			Коэффициент преобразования, кд/Вт	
	$J_F$ , мА	$U_F$ , В, не более	$P_e$ , Вт	Сила света, $J_V$ , кд		Угол излучения, $2\theta_{0,5}$ , град.		
				не менее	тип. знач			
У-250Бл	600	3,5	1,9	4000	4500	5000	6,5	
У-254Бл	600	3,5	1,9	5000	5500	6000	3,0	

Как видим, СД типа У-250Бл при диаметре линзы 18 мм обеспечивает получение силы света не менее 4000 кд при угле излучения  $2\theta_{0,5} = 6,5$  град. Увеличение линзы до диаметра 24 мм (СД типа У-254Бл) позволяет получить угол излучения  $2\theta_{0,5} = 3,0$  град. и силу света не менее 5000 кд. КЦТ = 4000-5000 К. Коэффициент преобразования достигает 2900 кд/Вт.

Конструкция светодиодов представлены на чертежах (рисунок 1). В подобной конструкции могут быть изготовлены узконаправленные светодиоды других цветов свечения.

[1] Патент РФ на полезную модель № 48673. Мощный светодиод. Авторы: Коган Л.М., Рассохин И.Т., Гальчина Н.А.

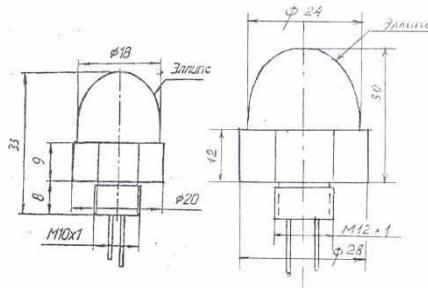


Рисунок 1. Чертежи СД типа У-250Бл (слева) и типа У-254Бл (справа).

## WHITE LIGHT-EMITTING DIODES WITH LUMINOUS INTENSITY UP TO 5000 CD

***L.M. Kogan<sup>\*1</sup>, A.L. Gofshstein-Gardt<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, [npcoptel@mail.ru](mailto:npcoptel@mail.ru)

<sup>2</sup>«Optron», 53, Shcherbakovskaya str., 105187, Moscow, [om@optron.ru](mailto:om@optron.ru)

<sup>3</sup>MSU Physics Faculty, Leninskie Gory, 119991, Moscow, [andrey@turkin.su](mailto:andrey@turkin.su)

Light-emitting diodes (LED) are designed to be used in projectors. A phosphor coated light-emitting chip made by SemiLEDs company is used (sizes are 1,2 mm x 1,2 mm). The chip luminous flux is not less than 130 lm at 350 mA current value, correlated color temperature (CCT) is 4000 – 5000 K.

Output polymer frame (refractive index n = 1,56) has an elliptical shape. Light-emitting chip is put in second ellipse focus from lens peak (RF Patent).

LED with lens diameter 18 mm provides luminous intensity value not less than 4000 cd with angle distribution  $2\theta_{0,5} = 6,5$  deg. Lens diameter increasing up to 24 mm allows to obtain luminous intensity 5000 cd at  $2\theta_{0,5} = 3,0$  deg.

## ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ СВЕЖЕВВЕДЕННЫХ А-ВИНТОВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В НИЗКООМНОМ НИТРИДЕ ГАЛЛИЯ

***О.С. Медведев<sup>\*</sup> <sup>1,2</sup>, О.Ф. Выченко<sup>1</sup>, А.С. Бондаренко<sup>1</sup>, В.В. Вороненков<sup>2</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  
тел.: +7 952 243 47 63, email: o.s.medvedev@spbu.ru

<sup>2</sup> Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

Изучение механизма влияния дислокаций на электронные свойства нитрида галлия представляет большой интерес в связи с их большой плотностью, вызванной механическими напряжениями при гетероэпитаксиальном выращивании. К настоящему времени установлено, что дислокации в нитриде галлия могут выступать не только как центры безызлучательной рекомбинации, но и приводить к появлению новых полос люминесценции. Согласно полученным немногочисленным данным спектральное положение указанных полос варьируется в широких пределах [1-6]. Для ростовых дислокаций сообщалось о люминесцентных линиях при 3.21 эВ[7] и 3.4 эВ[6]. Для дислокаций, введенных пластической деформацией при повышенных температурах при – при 1.8, 1.9 и 2.4 эВ[8] и 2.9 эВ[2]. Недавно появилось сообщение о наблюдении в высокомомных монокристаллах GaN люминесценции совершенных винтовых дислокаций, введенных царапанием при комнатной температуре при 3.35 эВ[4].

В настоящей работе представлены результаты исследования новой полосы люминесценции в спектральной области возле 3.0-3.2 эВ, обнаруженной недавно на винтовых дислокациях в деформированных пластики при комнатной температуре низкоомных монокристаллах GaN [1]. Отличие спектрального положения в низкоомном и высокомомном нитриде галлия связывается с различием в структуре ядер винтовых дислокаций в этих материалах.

В работе исследовались монокристаллы GaN (0001) толщиной более 100мкм, выращенные по ХГФЭ технологии с плотностью ростовых дислокаций порядка  $10^6 \text{ см}^{-2}$ , концентрация легирующей примеси, оцененная из вольт-фарадных характеристик составляет  $\sim 10^{16}$ . Катодолюминесцентные (КЛ) измерения проводились при ускоряющих напряжениях от 3 до 30 кВ, токах электронного луча от 0.2нА до 10нА в температурном диапазоне 70-300К. Введение свежих дислокаций проводилось царапанием или индентированием базисной (0001) либо призматической поверхности (10-10) при комнатной температуре.

На рис.1А представлен панхроматический КЛ снимок вблизи царапины. Свежевведенные винтовые дислокации представляют собой яркие прямые линии в направлениях {12-10}. КЛ спектр GaN при 70К, полученный вдали от свежевведенных дислокаций, показан на рис.1В пунктирной линией. В спектре кристалла присутствует излучение свободного экситона (FE) 3.47 эВ, излучение экситона, связанного на поверхностных состояниях ( $D_{\text{e}}\text{BE}$ ) 3.4 эВ[7], а также второе фононное повторение FE 3.29 эВ. В исследуемых кристаллах интенсивность желтой и синий линий излучения достаточно низкая (на спектре не приведены). При измерении КЛ спектра винтовых дислокаций появляется серия линий излучения в спектральной области 3.0-3.21эВ. Дислокационное излучение (ДИ) представляет собой дуплетную линию в области 3.13-3.21 эВ и фононные повторения каждой линии в дуплете (рис.1В сплошная линия). Положение дислокационных линий излучения оказывается очень чувствительно 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. Примечательным свойством винтовых дислокаций являлось их движение - частичное исчезновение и появление под действием облучения электронным лучом как при 300К, так и при 70К. Этот факт делает маловероятным объяснения происхождения наблюданной полосы как результат возникновения точечных дефектов[5]. Свежевведенные дислокации с краевой компонентой в базисной и призматической плоскостях скольжения имеют темный контраст и представляют собой безызлучательные центры рекомбинации так же, как и РД. Дополнительных линий излучения на РД и свежевведенных дислокаций с краевой компонентой не обнаружено. Другие особенности ДИ винтовых дислокаций в направлении {12-10} и модель ДИ будут представлены на конференции.

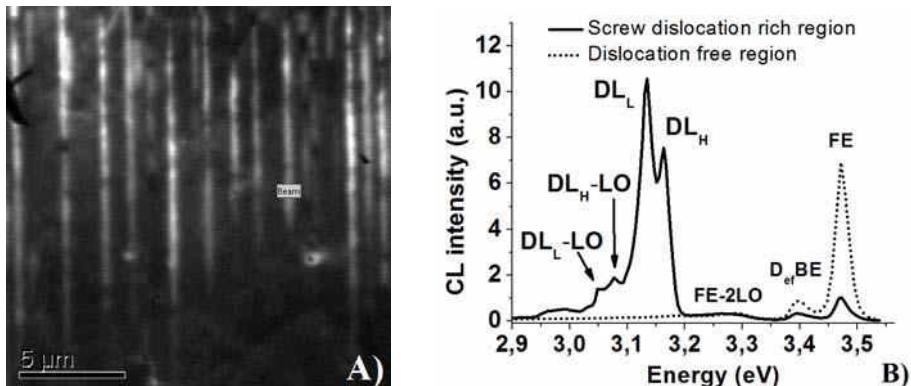


Рис.1.А) Катодолюминесцентное изображение в панхроматическом режиме вблизи царапины, ускоряющее напряжение 8кВ, ток зонда 250пА  
Б) Катодолюминесцентный спектр бездислокационного участка кристалла (пунктирная линия) и спектр свежевведенных винтовых дислокаций (сплошная линия) при T=70К.

- [1] O. Medvedev, O. Vyvenko, A. Bondarenko, and V. Voronenkov, in *12th international workshop on Beam Injection Assessment of Microstructures in Semiconductors*, 2014, p. MoA4.
- [2] M. Albrecht, H. P. Strunk, J. L. Weyher, I. Grzegory, S. Porowski, and T. Wosinski, *J. Appl. Phys.*, vol. 92, no. 4, p. 2000, 2002.
- [3] I. Ratschinski, H. S. Leipner, F. Heyroth, W. Fränzel, O. Moutanabbir, R. Hammer, and M. Jurisch, *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 281, p. 012007, Feb. 2011.
- [4] M. Albrecht, L. Lymparakis, and O. Neugebauer, *Phys. Rev. B*, vol. 241201, no. 90, pp. 1–4, 2014.
- [5] J. Huang, K. Xu, Y. M. Fan, J. F. Wang, J. C. Zhang, and G. Q. Ren, *Nanoscale Res. Lett.*, vol. 9, no. 649, 2014.
- [6] Y. G. Shreter et al. *Mater. Res. Soc.*, vol. 449, pp. 683–688, 1997.
- [7] M. A. Reschchikov and H. Morkoç, *J. Appl. Phys.*, vol. 97, no. 6, p. 061301, 2005.
- [8] I. Yonenaga, Y. Ohno, T. Yao, and K. Edagawa, *J. Cryst. Growth*, vol. 403, pp. 72–76, Oct. 2014.

#### LUMINESCENCE OF FRESHLY-INTRODUCED A-SCREW DISLOCATIONS IN LOW-OHMIC GALLIUM NITRIDE

*O. Medvedev<sup>1,2</sup>, O. Vyvenko<sup>1</sup>, A. Bondarenko<sup>1</sup>, V. Voronenkov<sup>3</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>3</sup> Ioffe Institute RAS, St.-Petersburg, 194021 St. Petersburg, Russia

phone: +7 952 243 47 63, email: o.s.medvedev@spbu.ru

Gallium nitride is a promising direct-wide-gap semiconductor for high power and optical electronic applications. GaN films are grown mostly heteroepitaxially on diverse substrates, as the result heteroepitaxial GaN contains a high density of dislocations. Indentation is an ideal technique for investigate the fundamental properties of dislocations in a crystal by introducing dislocations into a small volume. In this research observed the optical properties of fresh-induced screw dislocations in GaN.

Fresh dislocations were introduced by indentation or scratching of as-grown (0001) sample surface at room temperature. Bright lines propagated in the basal plane in the directions {12-10} corresponding to screw dislocations were seen in panchromatic CL map (see Fig.1A). Under electron beam irradiation screw dislocations moved quickly and partly disappeared. Spectral measurements on the screw dislocation-rich regions revealed the appearance of a set of additional intense narrow not well resolved lines at 3.0-3.2 eV (Fig. 1B, solid line).

## ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА ГЕТЕРО-ГРАНИЦЕ СТРУКТУР n-ZnO/p-GaN НА ВИД СПЕКТРОВ ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ

**М.В. Еременко, М.М. Медздрогина, В.С. Левицкий, В.Н. Жмерик, А.Я. Виноградов, С.Н. Родин**  
ФТИ им.А.Ф.Иоффе, г.Санкт-Петербург, ул.Политехническая, 26

Оксид цинка ZnO – широкозонный прямозонный полупроводник типа A<sup>II</sup>B<sup>VI</sup> с шириной запрещенной зоны  $E_g = 3, 34$  eV – интенсивно исследуется в настоящее время в связи с возможностью использования в различных оптоэлектронных устройствах [1]. Среди широкозонных полупроводниковых соединений ZnO – один из наиболее перспективных материалов для оптоэлектроники, имеющих энергию связи экситона 60 meV, вследствие чего может быть использован для создания приборов, работающих при повышенных температурах. ZnO имеет хорошую радиационную стойкость, химически стабильный и дешевый материал [2].

В последние годы большое количество исследований посвящено попыткам получения качественного и устойчивого p-ZnO с целью получения p-p перехода для создания полупроводниковых структур на основе этого материала. Трудности получения воспроизводимого и устойчивого p-ZnO обусловлены малой величиной энергии образования вакансий исходной полупроводниковой матрицы, а, следовательно, низкой эффективностью легирования мелкими акцепторными примесями.

При создании светоизлучающих структур на основе n-ZnO используются другие полупроводниковые материалы с р-типов проводимости: p-Si [3], p-CuO [4], p-NiO [5]. Близким по энергетическим и структурным параметрам полупроводником с р-типов проводимости является p-GaN с шириной запрещенной зоны, равной  $E_g=3, 37$  eV, энергией связи экситона 25 meV, рассогласованием постоянной решетки не более 1, 9 % по отношению к величине постоянной решетки ZnO. Данный подход является весьма распространенным [6, 7]. В данной работе слои n-ZnO были нанесены методом магнетронного распыления на подложки p-GaN, выращенные методом MBE на сапфире.

Представлены результаты исследований влияния различных дефектов, в том числе напряжений, а также неоднородностей морфологии гетероперехода на вид спектров электролюминесценции (интенсивность и длину волны излучения) структуры n-ZnO/p-GaN. Слои n-ZnO получены методом магнетронного распыления, p-GaN - методом молекулярно-лучевой эпитаксии. В спектрах фотолюминесценции (ФЛ) (T=300K) структур n-ZnO/p-GaN:Mg, при надбарьерном возбуждении наблюдались ярко выраженные линии излучения, связанные с рекомбинацией свободных (363 nm) и связанных экситонов (377 nm, 390 nm), характерных для n-ZnO. В области примесной ФЛ 450-600 nm существенного излучения не наблюдалось. Высокое совершенство исходных слоев подтверждается измерениями электрических, оптических, структурных параметров. Спектры электролюминесценции (ЭЛ) измерялись при T=300K Полоса излучения в спектре ЭЛ структуры n-ZnO/p-GaN имела максимум излучения - 437 nm, связанный с переходами между мелким донором и валентной зоной p-GaN:Mg GaN, пик с максимумом 374 nm, а также излучение с  $\lambda \approx 520$  nm, связано с дефектами решетки ZnO. Полоса с максимумом 412 nm, по всей вероятности, как и в статье [8], в которой рассматривалась структура с наличием сильных напряжений на границе гетероперехода, соответствует интерфейской эмиссии.

- [1] O.Lupan, T.Pauporte, B.Viana, *Adv.Mater.*, **22**, 3298(2010)
- [2] T.Wang, H.Wu, Z.Wang, C.Chen, C.Liu, *Appl.Phys.Lett.*, **101**, 161905, (2012)
- [3] H.H.Huang, G.J.Fang, X.M.Mo, H.Long, H.N.Wang, S.Z.Li, Y.Li, Y.P.Zhang, C.X.Pan, D.L.Caroll, *Appl.Phys.Lett.*, **101**, 223504, (2012)
- [4] S.F.Chichibu, T.Ohmori, N.Shibata, T.Koyama, T.Onuma, *Appl.Phys.Lett.*, **85**, 013509, (2004)
- [5] H.Long, G.J.Fang, H.H.Huang, X.M.Mo, W.Xia, B.Z.Dong, X.Q.Meng, X.Z.Zhao, *Appl.Phys.Lett.*, **95**, 013509, (2009)
- [6] H.H.Huang, G.J.Fang, Y.Li, S.Z.Li, X.M.Mo, H.Long, H.N.Wang, L.Caroll, X.Z.Zhao, *Appl.Phys.Lett.*, **100**, 233502(2012)
- [7] L.C.Zhang, Q.S.Li, L.Shang, Z.I.Zhang, R.Z.Huang, H.H.Huang, F.Z.Zhao, *J.Phys.Dappl.Phys.*, **45**, 485103, (2012)
- [8] X.Li, J.Qi, Q.Zhang, Q.Wang, F.Yi, Z.Wang, Y.Zhang, *Appl.Phys.Lett.*, **102**, 221103, (2013)

**THE EFFECT OF THE TENSIONS ON THE BOUNDARY IN THE HETEROSTRUCTURE n-ZnO/p-GaN ON THE ELECTROLUMINESCENCE SPECTRA**

*M.V. Eremenko, M.M. Mezdrogina, V.S. Levitskii, A.Ya. Vinogradov, V.N. Zhmerik, S.N. Rodin*  
Ioffe Institute RAS, St.-Petersburg, 194021 St. Petersburg, Russia

The effect of various defects such as the tensions, inhomogeneous of surface morphology in electron-hole junction on electron luminescence spectra (intensity, wave length of illumination) in the structure n-ZnO/p-GaN was investigated. Films of n-ZnO were prepared with magnetron sputtering method in gaseous mixture argon with oxygen at 520-550 °C temperature, p-GaN films were prepared with molecular-beam epitaxial technique.

The measurements of electrical (mobility, concentration of carriers charge by Van-der-Pau technique), optical (photoluminescence spectra), structural (Raman spectroscopy) parameters were confirmed of high quality n-ZnO and p-GaN investigated films. There were detected in photoluminescence spectra at temperature T=300K the bright lines of illumination connected with recombination FX<sub>A</sub> excitons (363 nm) and bounded excitons (377nm, 390 nm, 410 nm), which were characteristic for ZnO films. Illumination of lines with wave length 450-600 nm in the impurity area in the PL spectra was insignificant. The region of illumination in electroluminescence spectra n-ZnO/p-GaN hetero structure with wave length 437 nm was in accordance with junctions between shallow donor and valence zone of p-GaN, there was in EL spectra small intensity of illumination at 374 nm (ZnO) and illumination with 520 nm connected with defects of ZnO lattice.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ГЛУБОКИХ ЦЕНТРОВ В AlN МЕТОДОМ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ

***И.А. Александров\*, В.Г. Мансуров, К.С. Журавлев***

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, пр. ак. Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск,  
тел. +7(383)3304475, e-mail: aleksandrov@isp.nsc.ru

Перспективы широкого использования AlN в полупроводниковых приборах, таких как ультрафиолетовые (УФ) фотоприемники и УФ излучатели, и высокочастотные транзисторы [1, 2], стимулировали широкое и интенсивное исследование свойств AlN. Наиболее активно изучается объемный AlN, технологии получения которого активно развиваются в последнее время. Тем не менее, по сравнению с дефектами в GaN [3], дефекты в AlN достаточно мало изучены. Основной трудностью здесь является то, что AlN – широкозонный материал, что ограничивает возможность применения методов электрической характеризации. Поэтому особенно важными для исследования дефектов в AlN являются оптические методы, такие как спектроскопия ФЛ и спектроскопия возбуждения ФЛ, которые дают информацию об энергетической структуре дефектов.

В данной работе исследованы свойства полосы ФЛ с максимумом при 2 эВ в слоях AlN, выращенных методом молекулярно-лучевой epitаксии. Для характеристики полосы ФЛ в AlN с максимумом излучения при 2 эВ были проведены измерения спектров возбуждения ФЛ, температурной зависимости спектров ФЛ и кинетики ФЛ для слоев AlN, выращенных в различных условиях. Показано, что полоса связана с донорно-акцепторной рекомбинацией между глубоким и мелким центрами. Определены энергии ионизации центров и параметры глубокого центра в модели конфигурационных координат.

Слои AlN выращивались методом молекулярно-лучевой epitаксии на сапфировых подложках в направлении (0001) с использованием аммиака в качестве источника азота. Исследовалась серия образцов, выращенных в N-обогащенных условиях с варьируемым отношением потоков Al к NH<sub>3</sub>. Возбуждение ФЛ производилось четвертой гармоникой импульсного Nd:YLF лазера с энергией фотона 4.71 эВ. Кривые затухания ФЛ измерялись с использованием системы время-коррелированного счета фотонов. Измерение спектров возбуждения ФЛ проводилось с использованием ксеноновой лампы в качестве источника возбуждения. Температура образца задавалась и поддерживалась с использованием гелиевого криостата в диапазоне 5-300 К и нагревателя с термопарой K-типа для диапазона температур 300-600 К.

В спектрах ФЛ слоев AlN на сапфировых подложках, измеренных при комнатной температуре, наблюдаются две полосы с положением максимума при 2.0 эВ и 2.7 эВ. Полоса ФЛ с максимумом при 2.7 эВ наблюдается в сапфировых подложках без AlN, поэтому мы связываем ее с ФЛ дефектов в подложке. Ширина на полуысоте полосы с максимумом при 2.0 эВ при комнатной температуре составляет около 0.7 эВ. Энергетическое положение полосы ФЛ широкозонного AlN свидетельствует о том, что в процессе рекомбинации участвует глубокий центр. В спектре возбуждения ФЛ при регистрации вблизи максимума дефектной полосы ФЛ AlN наблюдается полоса с максимумом при 4.64 эВ. Большое различие спектральных положений полосы возбуждения ФЛ и полосы ФЛ свидетельствуют о том, что центр рекомбинации характеризуется большим Стоксовым сдвигом, обусловленным сильной электрон-решеточной связью. Оптические свойства таких центров обычно хорошо описываются моделью конфигурационных координат [4]. Неэкспоненциальная зависимость интенсивности ФЛ от времени после импульсного возбуждения и уменьшение времени затухания в высокогенергетичной части спектра свидетельствуют о донорно-акцепторном типе рекомбинации. Для всех образцов наблюдается примерно одинаковый закон затухания, что свидетельствует о том, что тип перехода одинаков для всех образцов, и концентрация преобладающей компоненты (доноров либо акцепторов) слабо зависит от условий роста. Интенсивность дефектной полосы ФЛ AlN растет с увеличением потока алюминия при постоянном потоке аммиака, что можно связать с ростом концентрации непреобладающей компоненты с ростом отношения потоков Al и NH<sub>3</sub>. Для определения энергетических параметров центров рекомбинации была исследована температурная зависимость ФЛ AlN. Максимум полосы ФЛ AlN при увеличении температуры сдвигается в сторону высоких энергий от 1.94 эВ при 5 К до 2.12 эВ при 573 К. Интенсивность этой полосы уменьшается при повышении температуры с энергией активации 186 мэВ. Зависимость ширины полосы ФЛ от температуры описывается моделью конфигурационных координат со значениями параметра Хуанга-Рис 20.5 и энергии кванта локальных колебаний решетки 60 мэВ. Из определенных по температурной зависимости ширины полосы параметра Хуанга-Рис и энергии кванта локальных колебаний решетки, а также из

положений максимума полос ФЛ и возбуждения ФЛ были определены энергии ионизации глубокого центра (2.6 эВ) и мелкого центра (0.18 эВ), участвующих в процессе рекомбинации. Энергия ионизации мелкого центра близка к энергии активации тушения ФЛ. Следовательно, тушение ФЛ скорее всего связано с наличием канала безызлучательной рекомбинации, который активируется при ионизации мелкого центра. Энергия ионизации глубокого центра совпадает с рассчитанной в работе [5] энергией ионизации вакансии алюминия  $V_{Al}(2/-1)$ .

Таким образом, исследованы свойства полосы ФЛ в AlN при 2 эВ. Полоса ФЛ отнесена к донорно-акцепторному переходу с энергией ионизации глубокого центра 2.6 эВ и энергией ионизации мелкого центра 0.18 эВ. Глубоким акцептором предположительно является вакансия алюминия  $V_{Al}(2/-1)$ . Полоса ФЛ описана в модели конфигурационных координат с энергией кванта локальных колебаний решетки 60 мэВ и параметром Хуанга-Рис 20.5.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты 14-02-92007, 14-02-00033 и 13-02-00985).

- [1] J. Lia and Z. Y. Fan, R. Dahal, M. L Nakarmi, J. Y. Lin, and H. X. Jiang, *Appl. Phys. Lett.* **89**, 213510 (2006).
- [2] Y. Taniyasu, M. Kasu, T. Makimoto, *Nature*, **441**, 325 (2006).
- [3] M. A. Reschchikov, H. Morkoc, *J. Appl. Phys.* **97**, 061301 (2005).
- [4] K. Huang and A. Rhys, *Proc. R. Soc. A* **204**, 406 (1950).
- [5] B. E. Gaddy, Z. Bryan, I. Bryan, R. Kirste, J. Xie, R. Dalmau, B. Moody, Y. Kumagai, T. Nagashima, Y. Kubota, T. Kinoshita, A. Koukitu, Z. Sitar, R. Collazo, D. L. Irving, *Appl. Phys. Lett.* **103**, 161901 (2013).

## PHOTOLUMINESCENCE STUDY OF ENERGY STRUCTURE OF DEEP CENTERS IN AlN

*I.A. Aleksandrov\*, V.G. Mansurov, K.S. Zhuravlev*

Rzhanov Institute of Semiconductor Physics Siberian Branch of Russian Academy of Sciences. Pr.  
Lavrentieva, 13, 630090, Novosibirsk,  
phone. +7(383)3304475, e-mail: aleksandrov@isp.nsc.ru;

We report time-resolved and temperature-dependent photoluminescence investigations of 2 eV photoluminescence band in AlN with below bandgap excitation. Series of the samples grown by molecular beam epitaxy on sapphire substrates with varying growth conditions have been studied. Intensity of the 2 eV photoluminescence band has been found to increase with increasing III/V flux ratio. The 2 eV photoluminescence band has been described in one-dimensional configuration coordinate model. A possible origin of this orange emission has been discussed.

## КОМПЛЕКСООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ

**E.H. Вигдорович**

Московский государственный университет приборостроения и информатики, Стромынка 20, 107996 Москва  
evgvig@mail.ru

Экспериментальные исследования GaN для спинтроники стали проводиться особенно интенсивно после того как T. Dietl, H. Ohno, F. Matsukura , используя модель Зинера, предсказали возможность получения GaN:Mn с высокой температурой Кюри [1]. Исследовательская группа, возглавляемая Хиденобу Хори (Hidenobu Hori) из Института современной науки и технологий в Японии, сообщила о том, что на GaN:Mn достигнута температура 940К, экстраполируемая от измерений, проводимых при 750К. Установлено, что GaN, легированный Mn, имеет две ферромагнитные фазы. Одна, связанная с однородным распределением Mn, сохраняет ферромагнитные свойства до 75–100 К, вторая, обусловленная преципитатами GaMn, до температур выше 300К. Цель данной работы - оценить поведение марганца и хрома в нитриде галлия в предположении, что основной причиной аномальной зависимости концентрации носителей от уровня легирования является комплексообразование.

Теория образования ионных пар была разработана Райссом, Фуллером и Морином [2]. Согласно этой теории при комнатной температуре возможно образование нейтральной ионной пары ( $D^+A^0$ )<sup>0</sup>, связанный кулоновскими силами взаимодействия.

Долю связанных в пары акцепторов можно найти по уравнению

$$\frac{P}{N_A} = \frac{1}{2} \left( 1 + \frac{1}{N_A K_p} + \frac{N_D}{N_A} \right) - \left[ \frac{1}{4} \left( 1 + \frac{1}{N_A K_p} + \frac{N_D}{N_A} \right)^2 - \frac{N_D}{N_A} \right]^{\frac{1}{2}}$$

Константа равновесия  $K_p$  в приближении закона распределения Больцмана будет определяться вероятностью нахождения примеси в пределах сферы  $4\pi r^2 dr$  с радиусом  $r$ , считая от центра акцептора, и ее выражение будет иметь вид

$$K_p = 4\pi \int_a^b r^2 [\exp(q^2 / \epsilon kT)] dr$$

где  $a$  – кратчайшее расстояние между двумя ионами противоположного знака.

Расчет вели для  $N_A = 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  и концентрации остаточных доноров  $N_D = 1.10^{17} \text{ см}^{-3}$ . В качестве компенсирующих доноров выбрали  $\text{Si}^{4+}$ ,  $\text{S}^{6+}$  и  $\text{C}^{4+}$ . Результаты расчета показаны на рис.1, откуда видно, что во всем интервале температур, вплоть до 1000К марганец и хром образуют прочные комплексы с фоновыми примесями. И только при температурах, превышающих 1000К, начинается заметная диссоциация нейтральных комплексов.

Вторым фактором, оказывющим воздействие на электрофизические свойства материала, является процесс образования комплексов атомов примеси с атомами основного вещества. Такое явление имеет место при более сильном взаимодействии разноименных атомов по сравнению с одноименными атомами. При сильно положительных значениях энергии смешения ( $v > 2RT$ ) твердый раствор примеси - полупроводник может распадаться с образованием включений второй фазы.

Если считать твердый раствор примеси - полупроводник регулярным, то можно написать следующее соотношение:

$$\gamma = \exp \frac{v(1-x)^2}{RT}$$

где  $\gamma$  – коэффициент активности легирующей примеси;

$v$  – энергия смешения;

$x$  – концентрация атомов легирующей примеси.

Для его нахождения используем следующее соотношение:

$$\gamma = \frac{1 + \exp(-\frac{E_A}{kT})}{1 + \exp(-\frac{E_A - E_F}{kT})}$$

где  $E_A$  – энергия ионизации примеси,

$E_F$  – энергия уровня Ферми (отсчет ведется от середины запрещенной зоны).

Энергию уровня Ферми вычисляли для нитрида галлия легированного марганцем и хромом при  $N_D=1.10^{16} \text{ см}^{-3}$  и  $N_A=5.10^{16} \dots 1.10^{21} \text{ см}^{-3}$  по уравнению

$$E_F = kT \ln \frac{(N_v e^{\frac{E_F}{kT}} - N_D) \pm J / ((N_v e^{\frac{E_F}{kT}} - N_D)^2 + 4N_v(N_A - N_D)e^{\frac{E_F}{kT}}) J^2}{2(N_A - N_D)e^{\frac{E_F}{kT}}}$$

где  $N_v$ - плотность состояний в валентной зоне.

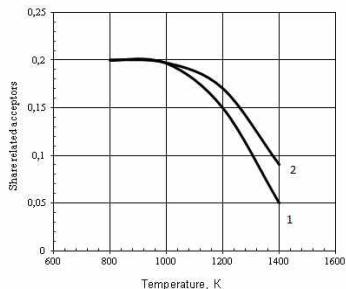


Рис.1. Зависимость доли связанных в пары акцепторов  $P/N_A$  от температуры при легировании: 1 - марганцем, 2 - хромом

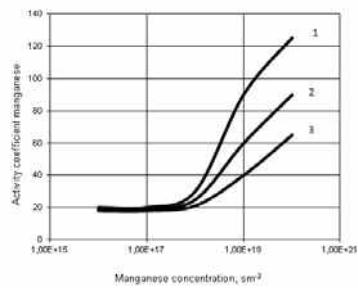


Рис.2. Зависимость коэффициента активности марганца от концентрации марганца в нитриде галлия при разных температурах, °C: 1 - 750, 2 - 800, 3 - 850

Результаты расчета энергии смешения  $v$  приведены в таблице.

Таблица

Концентрация примеси, $\text{cm}^{-3}$	Энергия смешения при различных температурах					
	марганец			хром		
	750°C	800°C	850°C	750°C	800°C	850°C
$5 \cdot 10^{16}$	1840	-476	-2281	-61,9	-102,7	-203,2
$1 \cdot 10^{17}$	3190	1132	-443	-41,1	-76,0	-140,5
$5 \cdot 10^{17}$	5382	4933	3150	-20,4	-32,2	-49,7
$1 \cdot 10^{18}$	6394	5762	4642	0	-19,3	-33,3
$5 \cdot 10^{18}$	8467	7947	7399	12,2	6,4	4,5
$1 \cdot 10^{19}$	9004	8635	7969	18,2	17,0	13,4
$5 \cdot 10^{19}$	9728	9501	9018	24,3	25,4	28,8
$1 \cdot 10^{20}$	9879	9659	9336	26,3	27,6	31,0
$5 \cdot 10^{20}$	-	-	-	28,3	29,7	35,4
$1 \cdot 10^{21}$	-	-	-	30,3	31,8	37,6

Показано, что при легировании нитрида галлия хромом данная примесь образует твердые растворы с атомами основы во всем интервале выбранных нами концентраций в широком диапазоне температур. В случае же легирования марганцем при высоких концентрациях легирующей примеси, а именно  $N_{\text{Mn}} \geq 5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , может наблюдаться распад твердых растворов полупроводник–примесь. Повышение температуры процесса сдвигают порог распада в сторону больших концентраций примеси. Комплексообразование может быть результатом взаимодействия атомов легирующей примеси как с атомами основного вещества, так и с атомами неконтролируемых примесей.

[1] A. G. Mal'shukov, K. A. Chao, Optoelectric spin injection in semiconductor heterostructures without a ferromagnet. //Phys.Rev. 2002, B 65, 241308

[2] В.М. Глазов, В.С.Земсков Физико-химические основы легирования полупроводников. - М., "Наука", 1967, 150с.

## COMPLEXATION WITH THE DOPING OF GALLIUM NITRIDE TRANSITION METALS.

E. N. Vigdorovich

Moscow state University of instrument engineering and informatics, Stromynka street 20, 107996 Moscow  
evvgig@mail.ru

It is shown that the doping of gallium nitride chromium this mixture forms a solid solution with the atoms of the bases in the entire interval of the chosen concentrations in a wide range of temperatures. In the case of doping with manganese at high dopant concentrations, namely  $N_{\text{Mn}} \geq 5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , can be observed decay of the solid solution semiconductor-admixture. Increasing the process temperature shift of the threshold decay towards high concentrations of impurities. Complexation may be the result of the interaction of dopant atoms with atoms of the basic substance, and with the atoms of uncontrolled impurities.

## ПРИМЕНЕНИЕ ДВУХСЛОЙНЫХ ПЛЕНОК ИТО В СОСТАВЕ ПРОЗРАЧНЫХ И ОТРАЖАЮЩИХ КОНТАКТОВ СВЕТОДИОДОВ СИНЕГО И БЛИЖНЕГО УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ДИАПАЗОНОВ

**Л.К. Марков<sup>1</sup>\*, И.П. Смирнова<sup>1</sup>, М.В. Кукушкин<sup>1</sup>, А.С. Павлюченко<sup>1,2</sup>, Д.А. Закгейм<sup>1,2</sup>,**  
**С.И. Павлов<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021, Санкт-Петербург

+7(812)2927369, e-mail: l.markov@mail.ioffe.ru

<sup>2</sup> ЗАО «ЭПИЦЕНТР», пр. Энгельса, 27 лит. Х, 194156, Санкт-Петербург;

Широкое применение оксида индия и олова (ITO) в технологии создания контактов для высокозэффективных светодиодов на основе AlInGaN гетероструктур обусловлено сочетанием относительно высоких значений проводимости и прозрачности материала [1–3]. В то же время особенности материала р-области GaN в совокупности с необходимостью получения минимальных значений контактных сопротивлений к нему накладывает ряд существенных ограничений на выбор способов и режимов технологических операций нанесения пленок ITO.

Ранее мы провели [4] сравнение электрических и оптических свойства пленок ITO, полученных электронно-лучевым испарением и магнетронным напылением. Как показало исследование, при близких значениях коэффициентов пропускания обеих пленок, пленка, полученная методом магнетронного распыления, отличается пониженным удельным сопротивлением вследствие более высоких значений концентрации и подвижности носителей. Кроме того, метод магнетронного распыления позволяет получить более плотную пленку с ровной внешней границей. Несмотря на то, что интегральная прозрачность пленки, полученной магнетронным распылением, незначительно меньше прозрачности пленки, полученной электронно-лучевым испарением, в спектрах отражения пленок, нанесенных методом магнетронного распыления, наблюдается интерференционная модуляция. Таким образом, с учетом конструктивной интерференции коэффициент пропускания пленки, полученной магнетронным распылением, подбором толщины можно сделать выше, чем у пленки, получаемой электронно-лучевым испарением в конкретных диапазонах длин волн излучения.

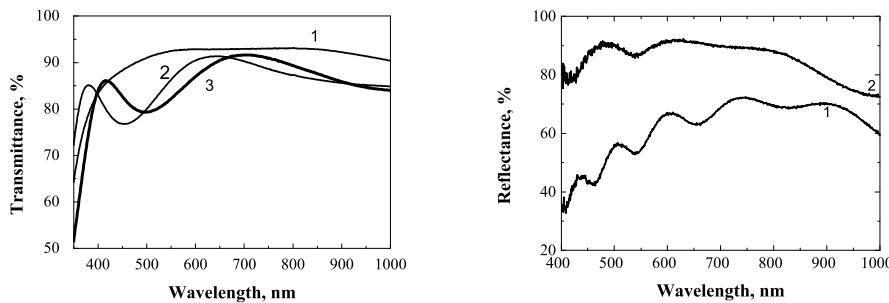
Однако основным препятствием на пути использования магнетронных пленок в технологии формирования р-контактов является негативное влияние плазмы магнетронного разряда на р-область GaN гетероструктур. Так, показано [1,4], что при реактивном ионном травлении р-GaN не только в плазме диодного типа, но и в индуктивно-связанной плазме, обеспечивающей более “мягкое” радиационное воздействие на материал, происходит деградация р-области светодиодной гетероструктуры, что обусловлено возникновением дефектов в GaN. По этой же причине, исходя из нашего опыта, нанесение р-контактов ионным пучком или методами магнетронного распыления также приводит к необратимым изменениям светодиодной гетероструктуры AlGaN.

В данной работе нами исследовалась возможность получения комбинированных пленок ITO, схожих по своим свойствам с пленками магнетронного напыления. Для этого на начальной стадии формирования контакта на открытую поверхность р-области гетероструктуры электронно-лучевым испарением наносился тонкий (10 нм) слой ITO, защищающий ее от негативного воздействия плазмы. Затем поверх него методом магнетронного распыления формировалась основная пленка того же материала (толщиной 190 нм). На рис. 1 (а) приведены спектры пропускания пленок, полученных методами электронно-лучевого испарения, магнетронным напылением и комбинированным методом. Значения удельных сопротивлений пленок, полученных тремя способами составляют соответственно  $1.31 \cdot 10^{-03}$  Ом·см,  $3.23 \cdot 10^{-04}$  Ом·см и  $6.45 \cdot 10^{-04}$  Ом·см. Таким образом, пленка, полученная по разработанной двухстадийной технологии, незначительно уступает по своим электрооптическим свойствам пленке, нанесенной методом магнетронного напыления.

В работе [1] нами была описана технология изготовления контакта к р-области GaN на основе Ag, в котором в качестве контактного материала вместо никеля были использованы тонкие слои ITO. Более высокая прозрачность слоя ITO по сравнению со слоем Ni обеспечивает лучшее отражение света от контакта и, соответственно, заметное увеличение квантового выхода светодиодов. В то же время, известно, что ионы серебра обладают высокой подвижностью и склонны к миграции в электрических полях от анода к катоду с образованием дендритных структур в области катода [5]. В светодиодах миграция ионов серебра может привести к утечкам, и как следствие, к потере эффективности или полному выходу их из строя. Поэтому одна из возможных альтернатив в кристаллах флип-чип конструкции предполагает использование относительно толстых слоев ITO для получения контакта к р-области и обеспечения необходимого растекания

тока в пределах активной области кристалла. В этом случае отражающий слой Ag может быть электрически развязан с проводящим элементом слоем изолятора (как правило, SiO<sub>2</sub>).

В данной работе продемонстрировано, что комбинированные пленки, обладая более ровной внешней границей, дают преимущество при использовании в составе контакта к p-GaN флип-чип светодиодов с отражающим элементом, отделенным от прозрачного проводящего слоя пленкой диэлектрика. Для этого было проведено сравнение коэффициента отражения пленок ITO/SiO<sub>2</sub>/Ag, нанесенных на покровное стекло толщиной 0.17 мм, в которых слой ITO был получен электронно-лучевым испарением и комбинированным (электронно-лучевым + магнетронным) методом. На рис. 1 (b) представлены спектры отражения изготовленных образцов.



(a) (b)  
Рис.1. Спектры пропускания стекол с пленками ITO, полученные различными способами:  
(1) электронно-лучевым, (2) магнетронным и (3) комбинированным напылением (жирная кривая)  
(a); Спектры отражения стекол с пленками ITO/SiO<sub>2</sub>/Ag, в которых слой ITO получен разными  
методами: электронно-лучевым испарением (1) и комбинированным методом (2) (b)

- [1] Л.К.Марков , И.П.Смирнова, А.С.Павлюченко, Е.М.Аракчеева, М.М.Кулагина, ФТП, 43(11), 1564, (2009)
- [2] T. Margalith, O. Buchinsky, D. A. Cohen, A. C. Abare, M. Hansen, S. P. DenBaars, L. A. Coldren, Appl. Phys. Lett. 74, 3930 (1999)
- [3] C.S. Chang et al. Semicond. Sci. Technol. 18, L21–L23 (2003)
- [4] И.П. Смирнова, Л.К. Марков, А.С. Павлюченко, М.В. Кукушкин, С.И. Павлов. ФТП, 48, 61 (2014)
- [5] R. W. Cahn. P. Haasen. E. J. Kramer. Materials Science and Technology. (Weinheim, WILEY-VCH Verlag GmbH, 2000) V. 2, p.451

## UTILIZATION OF TWO-LAYER ITO FILMS AS A PART OF TRANSPARENT AND REFLECTIVE CONTACTS FOR BLUE AND NEAR-UV LEDs

**L.K. Markov<sup>1\*</sup>, I.P. Smirnova<sup>1</sup>, M.V. Kukushkin<sup>1</sup>, A.S. Pavluchenko<sup>1,2</sup>, D.A. Zakheim<sup>1,2</sup>, S.I. Pavlov<sup>1</sup>.**  
<sup>1</sup>Ioffe Institute, 194021, Saint-Petersburg,  
+7(812)2927369, e-mail: l.markov@mail.ioffe.ru  
<sup>2</sup>EPICENTER JSC, Engelsa pr., 27-X, 194156, Saint-Petersburg;

In this work, the structural and optical properties of ITO films are studied. ITO films were obtained by two different ways: electron-beam evaporation and magnetron sputtering. A combined method including e-beam evaporation and following magnetron sputtering deposition is proposed. It is demonstrated that the proposed method allows us to produce films having high transparency, advantageous surface morphology, and high conductivity. The aforementioned films could be used as transparent conductive contact layers both in the reflective and in the transparent contacts to p-GaN area of blue and near-UV LEDs.

# ПОЛЯРНЫЕ ОПТИЧЕСКИЕ ФОНОНЫ В ЧЕТЫРЕХСЛОЙНОЙ НИТРИДНОЙ СВЕРХРЕШЕТКЕ $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}/\text{GaN}/\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}/\text{AIN}$

**Д.В. Панькин<sup>1</sup>\*, М.Б. Смирнов<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Физический факультет, СПбГУ. Ульяновская, 3, 198504, Санкт-Петербург.  
тел. +7(812)4287200, e-mail: dima-pankin@mail.ru;

Короткопериодные нитридные сверхрешетки (СР) сегодня рассматриваются как перспективные материалы для оптоэлектроники. [1, 2]. Электронные и оптические свойства такихnanoструктур существенно зависят от качества интерфейсов между слоями. Для контроля структуры выращенных СР широко применяется спектроскопия комбинационного рассеяния света (КРС) [3]. Эффективность применения КРС связана с наличием в фоновых спектрах СР мод, частоты которых сильно зависят от особенностей структуры [4]. На эту зависимость влияет и структура интерфейсов. Но этот фактор пока изучен не достаточно полно.

В данной работе изучается влияние толщины интерфейса на спектр полярных оптических фононов в бинарных сверхрешетках (СР) GaN/AlN. Спектр полярных оптических фононов в СР описывается в рамках модели диэлектрического континуума (МДК) [5, 6]. Интерфейс рассматривается как дополнительный слой, состоящий из твердого раствора  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$ . Профиль диэлектрической функции, а также расположение энергетических зон в периоде такой структуры представлены на рисунках 1а и 1б.

Нитридные материалы, их которых состоят слои рассматриваемых нами СР, имеют структуру вюрцита, вследствие чего полярные моды разделяются на А-моды, поляризованные вдоль оси роста СР (ось z) и дважды вырожденные Е-моды, поляризованные в плоскости интерфейса (ось x). Для короткопериодных СР, в которых толщины слоев много меньше длины волн рассеиваемого света, с хорошей точностью выполняется приближение однородной поляризации. В работе [4], где изучались фононы в СР с бесконечно тонкими интерфейсами, было показано, что модами, чувствительными к особенностям структуры СР, являются моды A(TO) и E(LO). Обобщая рассмотрение на случай структур с профилем диэлектрической функции, показанным на рис 1а, для E(LO)-фононов получаем уравнение (1), а для A(TO)-фононов уравнение (2):

$$d \bar{\epsilon}_{xx} = d_{\text{GaN}} \epsilon_{xx,\text{GaN}} + d_{\text{AlN}} \epsilon_{xx,\text{AlN}} + 2d_{\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}} \epsilon_{xx,\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}} = 0 \quad (1)$$

$$\frac{d}{\epsilon_{zz}} = \frac{d_{\text{GaN}}}{\epsilon_{zz,\text{GaN}}} + \frac{d_{\text{AlN}}}{\epsilon_{zz,\text{AlN}}} + 2 \frac{d_{\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}}}{\epsilon_{zz,\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}}} = 0, \quad (2)$$

здесь  $d = d_{\text{GaN}} + d_{\text{AlN}} + 2d_{\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}}$  - длина периода СР. Зависимости диэлектрических постоянных объемных составляющих GaN и AlN от частоты фона описываются стандартным законом дисперсии  $\epsilon(\omega) = \epsilon^{\infty} \frac{\omega^2 - \omega_{LO}^2}{\omega^2 - \omega_{TO}^2}$ , что превращает выражения (1-2) в уравнения нахождение  $\omega$ .

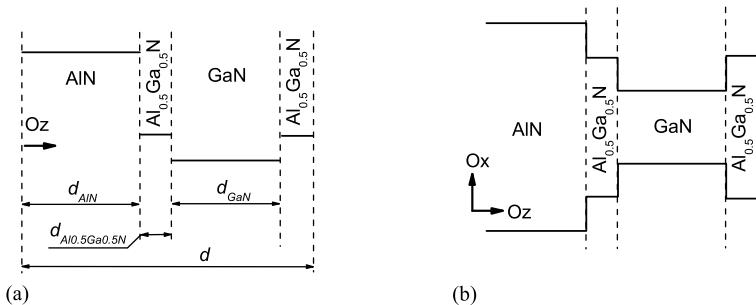


Рис.1. Структура периода рассматриваемой СР (сплошной линией показан профиль возможной диэлектрической функции в направлении роста - z) (а); Расположение энергетических зон в периоде (б)

Решая уравнения (1-2), мы изучили зависимость частот полярных оптических фононов от соотношения толщин слоев при разных значениях толщины интерфейса. В работе [4] было показано, что в бинарных СР с нулевым интерфейсом существуют моды двух типов: моды A(TO)+ и E(LO)+ с синфазными смещениями атомов соседних слоев, и моды A(TO)- и E(LO)- с антифазными

смещениями атомов. Первые моды дают интенсивные КРС линии в «правильном» частотном диапазоне (имеется в виду TO-LO расщепление), а вторые – слабые линии в «неправильном» диапазоне (их частоты показаны сплошными линиями на рис 2). В случае СР с интерфейсами конечной толщины для уравнений (1-2) мы получили не два, а три решения и для A(TO)-мод, и E(LO)-мод (соответствующие частоты показаны на рис 2 символами). Можно видеть, что наличие толстого интерфейса слабо влияет на частоты «сильных» мод A(TO)<sup>+</sup> и E(LO)<sup>+</sup>, но приводит к значительным изменениям частот «слабых» мод A(TO)<sup>-</sup> и E(LO)<sup>-</sup>. Каждая из этих мод расщепляется на две, а величина частотного сдвига достигает значения более  $50 \text{ cm}^{-1}$  при толщине интерфейса в 10% длины периода СР. Такое расщепление является проявлением фазовых соотношений в смещениях атомов в слоях СР и в материалах интерфейсов. Изучение величины расщеплений линий A(TO)<sup>-</sup> и E(LO)<sup>-</sup> в экспериментальных рамановских спектрах нитридных СР открывает возможность использования КРС для характеристизации качества интерфейсов выращенных образцов.

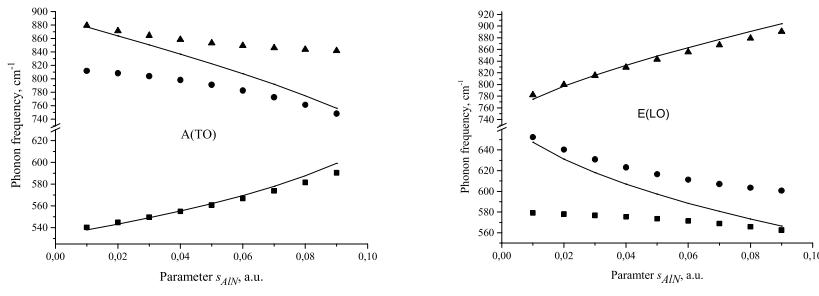


Рис.2. Пример полученных зависимостей частот A(TO) (а) и E(LO) (б) фононов от параметра  $s_{AIN}=qd_{AIN}$ , где  $q$  - волновой вектор фонона, в ТО и LO диапазонах: символами - для случая СР, представленной на рис 1, при фиксированном периоде СР  $s=qd=0.12$  и фиксированных толщинах слоев  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$   $s_{\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}}=qd_{\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}}=0.01$ , сплошной линией - для бинарной СР без переходного слоя  $s=qd=0.12$ ,  $s_{\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}}=qd_{\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}}=0$ .

- [1] S. Nikishin et al. Jpn. J. Appl. Phys. **44**, 7221 (2005).
- [2] D. Hofstetter et al. Appl. Phys. Lett. **92**, 231104 (2008).
- [3] V. Yu. Davydov et al. Phys. Stat. Sol. B **234**, 975 (2002).
- [4] М.Б. Смирнов и др. ФТТ, **47**(4), 716 (2005)
- [5] С. М. Рытов. ЖЭТФ **29**(5), 605 (1955).
- [6] J. Gleize et al. Phys. Rev. B **60**(23), 15985 (1999).

#### POLAR OPTICAL PHONONS IN FOUR-LAYERED NITRIDE SUPERLATTICE $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}/\text{GaN}/\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}/\text{AlN}$

D.V. Pankin<sup>1\*</sup>, M.B. Smirnov<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Saint-Petersburg State University, Physical Department, Ulianovskaya Street , 3, 198504, St. Petersburg,  
phone. +7(812)4287200, e-mail: dima-pankin@mail.ru;

The four-layered nitride superlattice  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}/\text{GaN}/\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}/\text{AlN}$  was investigated in the framework of dielectric continuum model. We have found that the We have found that the frequency-structure relations for the intense Raman lines related to the A(TO)<sup>+</sup> and E(LO)<sup>+</sup>phonons are not rather dependent on thickness of  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$  layers, whereas such dependences for the weak Raman lines related to the A(TO)<sup>-</sup> and E(LO)<sup>-</sup> phonons vary drastically. For these modes, the  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$  layers results in appearance of new propagating modes with alternating atomic displacements in the layers. This leads to splitting of the single Raman lines into two components. Magnitude of the frequency splitting depends strongly on the  $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$  thickness. This effect can be used for experimental estimation of the superlattice sample structures. Theoretical predictions for the splitting-thickness relations are presented.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ФОНОННОГО СПЕКТРА КОРОТКОПЕРИОДНЫХ СВЕРХРЕШЕТОК GaN/AlN

**В.Ю. Давыдов<sup>1</sup>\*, А.Н. Смирнов<sup>1</sup>, Е.М. Рогинский<sup>1</sup>, Ю.Э. Китаев<sup>1</sup>, М.Б. Смирнов<sup>2</sup>, Р.Н. Кюнн<sup>1</sup>,  
М.А. Яговкина<sup>1</sup>, М.М. Рожавская<sup>1,3</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1</sup>, В.В. Лундин<sup>1</sup>, А.Ф. Цацульников<sup>1,3</sup>**

<sup>1</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе, ул. Политехническая, д. 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия  
тел. +7(812)2927911, e-mail: valery.davydov@mail.ioffe.ru;

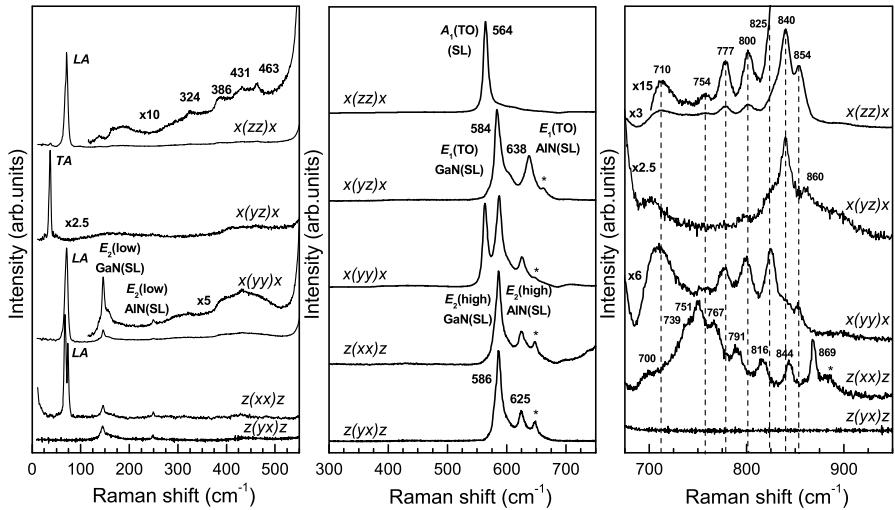
<sup>2</sup> НИИ физики им. В.А. Фока, СПбГУ, 198504, Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> НТЦ Микроэлектроники РАН, ул. Политехническая, д. 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия

Технология выращивания совершенных многослойных полупроводниковых периодических структур требует разработки новых неразрушающих диагностических методик, основанных на детальном исследовании фундаментальных физических свойств таких объектов.

Образцы короткопериодных гексагональных сверхрешеток (СР) GaN/AlN были выращены методом МОГФЭ в горизонтальном реакторе при температуре 1050°C на подложках (0001) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с использованием буферных слоев GaN и AlN. Период СР ( $d_s$ ) изменялся от 2 до 8 нм, а толщина структур варьировалась в диапазоне от 0.3 до 1 мкм. Подробности методики роста таких СР и результаты их детальных структурных исследований приведены в работах [1,2].

Метод рамановской спектроскопии является одним из основных в изучении колебательного спектра многослойных периодических структур. При этом в подавляющем большинстве случаев измерения спектров рамановского рассеяния осуществляются от плоскости СР в геометрии "рассеяния назад" вдоль направления роста структуры. Однако использование только такой геометрии эксперимента имеет существенное ограничение, поскольку оно не позволяет получать данные о полном наборе колебательных мод СР и их симметрийных свойствах. В настоящем сообщении мы представляем результаты наиболее детального экспериментального исследования фононного спектра СР GaN/AlN, выполненного с использованием метода микро-рамановской спектроскопии. Такой метод дает возможность получать информацию о фононных модах с волновыми векторами, направленными как вдоль направления роста СР, так и перпендикулярно ему, при использовании двух геометрий рассеяния (рис.1). В результате проведенных исследований впервые наблюдался полный набор колебательных мод короткопериодных СР GaN/AlN, который включал в себя сложенные продольные и поперечные акустические фононы, а также делокализованные и локализованные оптические фононы. Для интерпретации полученных экспериментальных данных был выполнен комплексный расчет электронной структуры в рамках теории функционала электронной плотности с представлением волновых функций электронов в базисе плоских волн. Это позволило в рамках теории возмущений изучить фононный спектр короткопериодных СР GaN/AlN в центре зоны Брилюзона. Процедура вычислений включала несколько этапов: оптимизацию геометрии структуры (начальные параметры задаются из эксперимента); расчет основного состояния; расчет фононного спектра и форм колебаний; расчет рамановского тензора. Вычисления проводились как в приближении обобщенных градиентов, так и в приближении локальной плотности. В обоих приближениях использовались псевдопотенциалы Фрица-Хабера, в которых электроны 3d-оболочки рассматриваются как валентные [3]. При этом, как показал анализ конечных результатов, наилучшее согласие теории с экспериментом дает приближение локальной плотности. Частоты и нормальные координаты фононов были вычислены при помощи Фурье-преобразования набора динамических матриц, рассчитанных методом нелинейного отклика на сетке  $q$  из точек  $6 \times 6 \times 4$  в неприводимой зоне Брилюзона. Рамановский тензор, как производная компонент диэлектрического тензора по отношению к нормальной координате фонона, был вычислен в рамках теории возмущения [4]. С использованием рассчитанного тензора были построены рамановские спектры СР GaN/AlN и выполнен их анализ с учетом экспериментально полученных результатов. В рамках комплексного исследования был также впервые выполнен симметрийный анализ генезиса колебаний короткопериодных СР из оптических и акустических мод объемных кристаллов GaN и AlN. Результаты такого анализа важны для интерпретации рамановских спектров, поскольку оптические моды СР порождаются как оптическими, так и акустическими ветвями объемных кристаллов. На основании проведенного анализа был сделан вывод о частотах и интенсивностях линий рамановского спектра СР AlN/GaN. Совокупность полученных результатов создала основу для разработки оптической количественной методики оценки важных параметров исследуемых СР. В частности, впервые экспериментально и теоретически была обнаружена сильная зависимость частот A<sub>1</sub>(LO) фононов, локализованных в слоях AlN СР AlN/GaN, от толщины слоя, что позволило создать высокоточную (с точностью до монослоя) методику оценки толщин слоев в таких многослойных низкоразмерных структурах.



**Рис.1.** Поляризованные рамановские спектры СР AlN/GaN с периодом  $d_s=3.8$  нм в области акустических и оптических фононов, измеренные при комнатной температуре. Длина волны возбуждающего лазера  $\lambda=514$  нм. Звездочками показаны фононные линии, относящиеся к буферному слою AlN.

Работа поддержана РФФИ (Грант 13-02-00804) и Программой фундаментальных исследований Президиума РАН №1.

- [1] W.V. Lundin, A.V. Sakharov, A.F. Tsatsulnikov, and V.M. Ustinov, Semicond. Sci. Technol. **26**, 014039 (2011).
- [2] R.N. Kyutt, M.P. Shcheglov, V.V. Ratnikov, V.Yu. Davydov, A.N. Smirnov, M.M. Rozhavskaya, E.E. Zavarin, and V.V. Lundin, Crystallography Reports **58**, 953 (2013).
- [3] M. Fuchs and M. Scheffler, Comput. Phys. Commun. **119**, 67 (1999).
- [4] M. Veithen, X. Gonze, and P. Ghosez, Phys. Rev. B **71**, 125107 (2005).

## EXPERIMENTAL AND THEORETICAL STUDIES OF PHONON SPECTRUM IN SHORT-PERIOD AlN/GaN SUPERLATTICES

*V.Yu. Davydov<sup>1</sup>, A.N. Smirnov<sup>1</sup>, E.M. Roginskii<sup>1</sup>, Yu.E. Kitaev<sup>1</sup>, M.B. Smirnov<sup>2</sup>, R.N. Kyutt<sup>1</sup>, M.A. Yagovkina<sup>1</sup>, M.M. Rozhavskaya<sup>1,3</sup>, E.E. Zavarin<sup>1</sup>, W.V. Lundin<sup>1</sup> and A.F. Tsatsulnikov<sup>1,3</sup>*

<sup>1</sup> Ioffe Physical-Technical Institute, Politekhnicheskaya, 26, 194021, St. Petersburg, Russia  
phone: +7(812)2927911, e-mail: valery.davydov@mail.ioffe.ru;

<sup>2</sup> Fock Institute of Physics, Saint-Petersburg State University, 198504, St.Petersburg, Russia

<sup>3</sup> Submicron Heterostructures for Microelectronics, Research and Engineering Center, RAS,  
Politekhnicheskaya, 26, 194021, St. Petersburg

High quality short-period (0001) AlN/GaN SLs have been grown by MOVPE intentionally for the lattice dynamic studies. For the first time the complete set of acoustic and optical phonon modes was observed in the Raman spectra of these multilayer structures by using micro-Raman spectroscopy. *Ab initio* calculations of the zone-center phonon modes in  $(\text{AlN})_n(\text{GaN})_n$  SLs with  $n=2, 4, 6$ , and  $8$  monolayers were carried out and the microscopic nature of all phonon modes was revealed. The genesis of SL normal modes from the modes of bulk GaN and AlN crystals have been performed. It allows one to make a conclusion on frequencies and intensities of phonon modes in SL's Raman spectra. We have shown both experimentally and theoretically that the  $A_1(\text{LO})$  phonons confined to the AlN layer exhibit strong sensitivity to its thickness. This finding allows one to develop a quantitative method of estimating individual layer thickness in short period AlN/GaN SLs with an accuracy of a monolayer from Raman spectroscopy data.

## СПОНТАННАЯ ПОЛЯРИЗАЦИЯ III-N СОЕДИНЕНИЙ

***С.Ю.Давыдов<sup>1,2</sup>, О.В.Посредник<sup>2\*</sup>***

<sup>1</sup>Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН. Ул. Политехническая, 26, 194021 Санкт-Петербург,

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ». Ул. Проф. Попова, 5, 197376 Санкт-Петербург; тел. +7(921)7792050, e-mail: posrednik1009@gmail.com;

Для оценок физических характеристик полупроводников представляется весьма удобным метод связывающих орбиталей Харрисона (МСО), в рамках которого были получены аналитические выражения для целого ряда кристаллофизических характеристик нитридов третьей группы (в дальнейшем III-N) [1], в том числе, для спонтанной поляризации  $P_{sp}$  бинарных соединений AlN, GaN и InN [2]. Однако интерес представляют не только бинарные III-N соединения, но и их твердые растворы, используемые в гетероструктурах. Настоящий доклад посвящен оценкам значений  $P_{sp}$  в твердых растворах  $X_x Y_{1-x} N$ , где X, Y = Al, Ga, In и  $x$  отвечает концентрации элемента X.

Дипольный момент связи определяется выражением  $\mathbf{p}_b = \gamma e \alpha_p g \mathbf{d}$ , где  $e$  – величина заряда электрона,  $\alpha_p$  – полярность связи,  $\mathbf{d}$  – вектор, направленный от аниона к ближайшему катиону,  $g$  – функция металличности  $\alpha_m$  и полярности связи, которая здесь принимается равной 1 ( $\alpha_m = 0$ ),  $\gamma$  – бесмерный коэффициент [2]. Величина результирующего дипольного момента  $\tilde{p}$  элементарной ячейки для гексагональной структуры определяется выражением  $\tilde{p} = p_b^{\parallel} + 3p_b^{\perp} \cos \vartheta$ , где дипольный момент  $p_b^{\parallel}$  ориентирован вдоль гексагональной оси  $c$ , моменты  $p_b^{\perp}$  – под углом  $\vartheta$  к оси  $c$ . Для модуля спонтанной поляризации получаем  $|P_{sp}| = \tilde{p} / \Omega$ , где  $\Omega$  – объем элементарной ячейки. Для твердого раствора положим:

$$d = xd(XN) + (1-x)d(YN), \quad \vartheta = x\vartheta(XN) + (1-x)\vartheta(YN), \quad \gamma = x\gamma(XN) + (1-x)\gamma(YN).$$

Далее, пусть  $p_b^{\parallel,\perp} = \bar{p}_b \pm \pi_{\parallel,\perp}$ ,  $d_{\parallel,\perp} = \bar{d} \pm \delta_{\parallel,\perp}$ ,  $\vartheta = \bar{\vartheta} - \vartheta_1$ , где знаки  $\pm$  относятся к первому и второму индексам соответственно. Тогда  $\tilde{p} \approx \bar{p}_b [(\pi_{\parallel} + \pi_{\perp}) / \bar{p}_b + 2\sqrt{2}\vartheta_1]$ . Полагая  $(\pi_{\parallel} + \pi_{\perp}) / \bar{p} \sim (\delta_{\parallel} + \delta_{\perp}) / \bar{d}$ , получим

$$|P_{sp}| \sim (3\sqrt{3} / 16)Ce / \bar{d}^2, \quad (1)$$

где  $C = (\delta_{\parallel} + \delta_{\perp}) / \bar{d} + 2\sqrt{2}\vartheta_1$ . Таким образом, что формула (1) содержит только кристаллографические характеристики соединения.

Значения  $P_{sp}$  для AlN, GaN и InN, вычисленные по формуле (1), приведены в таблице в сопоставлении с результатами других расчетов. Сравнение показывает, что выражение (1) дает вполне удовлетворительные значения. На рисунке показаны зависимости  $P_{sp}(x)$ , вычисленные по формуле (1). Из рисунка следует, что функции  $|P_{sp}(x)|$  для  $Al_xGa_{1-x}N$  и  $Ga_xIn_{1-x}N$  близки к линейным, тогда как для  $Al_xIn_{1-x}N$  имеет место слабая нелинейность.

Рассчитаем значение спонтанной поляризации твердого раствора  $Al_{0.33}Ga_{0.67}N$ . Расчет по схеме работы [2] дает  $P_{sp} = -5.62 \cdot 10^{-2}$  C/m<sup>2</sup> без учета металличности и  $-4.39 \cdot 10^{-2}$  C/m<sup>2</sup> с

учетом металличности. При оценке по формуле (1) имеем  $-6 \cdot 10^{-2}$  C/m<sup>2</sup>. В [4] получены значения  $-4.35 \cdot 10^{-2}$  C/m<sup>2</sup> и  $-4.78 \cdot 10^{-2}$  C/m<sup>2</sup>.

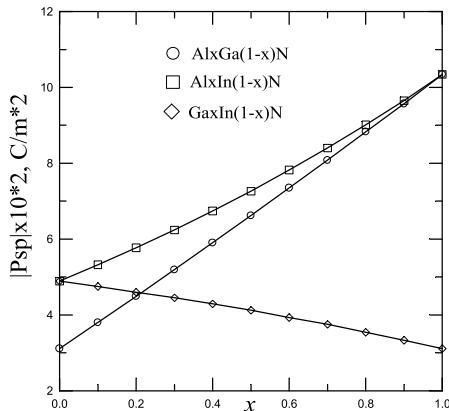


Таблица. Значения спонтанной поляризации (в ед.  $10^{-2}$  C / m<sup>2</sup>) нитридов третьей группы

	AlN	GaN	InN
$-P_{sp}$ (1)	10	3	5
$-P_{sp}$ [2]	8.7	3.7	7.9
$-P_{sp}$ [3]	9.0	3.4	4.2
$-P_{sp}$ [4]	9.7 – 9.0	3.4 – 3.0	-

Зависимости  $P_{sp}(x)$  для твердых растворов

$\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  (кружки),  $\text{Al}_x\text{In}_{1-x}\text{N}$  (квадраты) и  $\text{Ga}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$  (ромбы), рассчитанные по формуле (1).

Рассчитаем значение спонтанной поляризации твердого раствора  $\text{Al}_{0.33}\text{Ga}_{0.67}\text{N}$ . Расчет по схеме работы [2] дает  $P_{sp} = -5.62 \cdot 10^{-2}$  C/m<sup>2</sup> без учета металличности и  $-4.39 \cdot 10^{-2}$  C/m<sup>2</sup> с учетом металличности. При оценке по формуле (1) имеем  $-6 \cdot 10^{-2}$  C/m<sup>2</sup>. В [4] получены значения  $-4.35 \cdot 10^{-2}$  C/m<sup>2</sup> и  $-4.78 \cdot 10^{-2}$  C/m<sup>2</sup>.

Подводя итоги настоящей работы, отметим, во-первых, конкурентоспособность МСО с численными расчетами. Во-вторых, предложенная формула (1) позволяет легко оценить величину спонтанной поляризации, зная только структурные параметры соединения.

[1] С.Ю. Давыдов. ФТП **36**, 45 (2002).

[2] С.Ю. Давыдов. ФТП **51**, 1161 (2009).

[3] F. Bernardini, V. Fiorentini, D. Vanderbilt. Phys. Rev. B **63**, 193201 (2001).

[4] И.А. Супрядкина, К.К. Абгорян, Д.И. Бажанов, И.В. Митигуллин. ФТП **47**, 1647 (2013).

#### SPONTANEOUS POLARIZATION OF III-N COMPOUNDS

*S.Yu. Davyдов<sup>1,2</sup>, O.V. Posrednik<sup>2</sup>*

<sup>1</sup> Ioffe Physical-Technical Institute, Russian Academy of Sciences, Politekhnicheskaya ul. 26, 194021 St. Petersburg;

<sup>2</sup> St. Petersburg Electrotechnical University “LETI”, ul. Professora Popova 5, 197376 St. Petersburg;

phone. +7(123)4567890, e-mail: posrednik1009@gmail.com;

Within the scope of the Harrison's bond orbital model the spontaneous polarization values  $P_{sp}$  for AlN, GaN, InN and their alloys are obtained. Simple analytical formula for the estimations of  $P_{sp}$  included only nearest neighbor's bond lengths and angles is proposed.

**РОСТ И ИССЛЕДОВАНИЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР С ТОНКИМИ БАРЬЕРНЫМИ  
СЛОЯМИ AlN И Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ АММИАЧНОЙ  
МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИИ**

***И.С. Езубченко\*, И.О. Майборода, М.Л. Занавескин***

Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», пл. Академика Курчатова,  
д. 1, 123182, Москва, тел. +7(499)1967784, e-mail: ezivan9@gmail.com;

Полупроводниковые соединения нитрида алюминия, нитрида галлия и их твердые растворы AlGaN являются материалами, хорошо зарекомендовавшими себя в производстве транзисторов с высокой подвижностью электронов для различных применений [1]. В настоящее время наиболее активно ведется исследование в области разработки и создания транзисторов с возможностью работы на высоких частотах, порядка 100 ГГц и выше. Для достижения этих целей нитридные гетероструктуры должны удовлетворять ряду требований - высокие значения электрофизических параметров двумерного электронного газа, а конструкция и параметры структуры должны обеспечивать возможность создания короткого затвора. Укорачивание затвора должно сопровождаться уменьшением барьера, определяющегося расстоянием между затвором и проводящим каналом, образующимся на гетерогранице GaN и Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N. В противном случае проявляются короткоканальные эффекты, ухудшающие характеристики прибора и снижающие значение максимальной рабочей частоты [2]. Для возможности работы транзистора в диапазоне частот выше 100 ГГц, толщина барьера слоя должна составлять менее 10 нм.

Утонение барьера приводит к снижению концентрации носителей в электронном газе, которая зависит от толщины барьера слоя Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N и мольной доли алюминия [3]. Для поддержания высокого значения концентрации носителей в проводящем канале уменьшение толщины барьера слоя Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N должно сопровождаться повышением мольной доли алюминия. В то же время, чрезмерное напряжение, возникающее вследствие разницы постоянных решетки, может привести к образованию дефектов и даже трещин, поэтому важно подобрать именно оптимальную концентрацию алюминия для соответствующей толщины барьера слоя.

В данной работе исследована возможность роста гетероструктур с тонкими барьерными слоями, обладающих высокими конечными значениями концентрации и подвижности электронного газа, на сапфировых подложках методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ).

Наиболее перспективным, с точки зрения достижения высоких электрофизическиских параметров, является барьерный слой чистого AlN [3]. Была выращена серия гетероструктур с барьерным слоем AlN, толщина которого варьировалась от 2 до 4 нм. Все образцы показали низкую подвижность носителей порядка 300 см<sup>2</sup>/(В\*с) и высокое слоеовое сопротивление порядка 950 Ом, что указывает на структурные несовершенства выращенного слоя AlN и образование дефектов на гетерогранице, возникающие в результате сильной разницы в постоянных решетки.

Для улучшения качества конечных слоев было решено использовать в качестве барьера слоя AlGaN. В настоящее время наиболее зарекомендовавшей себя является структура с 20 - 30 нм барьерным слоем AlGaN, где мольная доля Al составляет около 30 % [4]. Нами были получены гетероструктуры с барьерным слоем AlGaN толщиной от 5 до 10 нм, в котором мольная доля алюминия была увеличена до 40 %. Все структуры показали высокие значения электрофизическиских параметров. Так, для структуры с 5 нм барьерным слоем концентрация составила порядка 1,5\*10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup>, подвижность 1500 см<sup>2</sup>/(В\*с), а слоеовое сопротивление 290 Ом.

На структурах с 5 и 10 нм барьерными слоями были сформированы тестовые транзисторы с грибообразными затворами Ni/Au с длиной основания и высотой ножки 0,15 и 0,3 мкм соответственно. Расстояние исток-сток составляло 4 мкм, затвор былмещен к истоку на 0,3 мкм. Полная периферия тестового транзистора составляла 100 мкм (WG=2x50 мкм). Для тестовых транзисторов с барьерным слоем 10 нм начальный ток насыщения достигал 1,2 А/мм, а максимальная крутизна – 350 мСм/мм. Для транзисторов с 5 нм барьерным слоем - 1,1 А/мм и 400 мСм/мм, соответственно. До формирования затвора обе структуры показали значение начального тока насыщения около 1,5 А/мм.

Формирование транзисторов и измерение их параметров производилось в ИСВЧПЭ РАН.

[1] Yahaya. JPE, **9**, 36 (2009)

[2] Jessen, G.H., Fitch, Robert C. IEEE TRANSACTIONS ON ELECTRON DEVICES, 2589 (2007)

[3] Y.C. Kong, Y.D. Zheng. Applied Physics A, **84**, 95 (2006)

[4] В.Г. Мокеров. Физика и техника полупроводников, **43** (4), 561 (2008)

**GROWTH AND INVESTIGATION OF THE HETEROSTRUCTURES WITH THIN AlN  
AND Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N BARRIER LAYERS GROWN BY AMMONIA MOLECULAR BEAM EPITAXY**

*I.S. Ezubchenko\*, I.O. Mayboroda, M.L. Zanaveskin*

National Research Center «Kurchatov institute», Akademika Kurchatova pl., 1, 123182, Moscow,  
phone. +7(499)1967784, e-mail: ezivan9@gmail.com;

Influence of the thickness and structure of the barrier layers on parameters of 2DEG was investigated. Samples with thin layer of the AlN have shown a low mobility of the 2DEG which was equal about 300 cm<sup>2</sup>/(V\*s). Series of samples with barrier layer Al<sub>0,4</sub>Ga<sub>0,6</sub>N had high values of electrophysical parameters of 2DEG. For sample with 5 nm barrier layer values of concentration and mobility was equal 1,5\*10<sup>13</sup> cm<sup>-2</sup> and 1500 cm<sup>2</sup>/(V\*s), respectively. On the basis of heterostructures with 5 nm and 10 nm barrier layers, the test transistors with a gate length LG = 0,15 μm were produced. For test transistors with 10 nm barrier layer, initial saturation current was equal 1,2 A/mm and transconductance was 350 mS/mm. For test transistors with 5 nm barrier layer, initial saturation current and transconductance was equal 1,1 A/mm and 400 mS/mm, respectively.

## РАЗВИТИЕ СТАНДАРТНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ III-НИТРИДОВ В ЗАО «СВЕТЛНАНА-РОСТ»

**Д.М. Красовицкий\*, А.Л. Дудин, С.В. Кокин, Н.И. Кацаец, 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 научно-производственных центров. В зарубежных разработках широко применяются принципы «foundry», в соответствии с которыми, использование стандартных конструкций и технологий позволяет изготавливать на их основе целые классы изделий. ЗАО «Светлана-Рост» последовательно развивает указанные выше принципы, основываясь на собственной научно-производственной базе. В настоящем докладе дан обзор ведущихся в Компании разработок в области нитридов III группы: от базовых технологических процессов, каждый из которых доводится до уровня стандартизации, достаточного для оказания технологических услуг, до комбинации указанных процессов в стандартизованные технологии производства различных классов ЭКБ и построения на их основе универсальных средств проектирования.

Основу любого процесса составляют приборные гетероструктуры, конструкция и параметры которых должны быть не только стабилизированы для адекватной статистической обработки, но и связаны с физической моделью, позволяющей выносить обоснованные рекомендации по оптимизации отдельных параметров или их совокупности путем технологических воздействий. Гетероструктуры на основе AlGaN с двойным электронным ограничением [1], разработанные ранее и выпущавшиеся по Техническим условиям, стали основой ряда разработок СВЧ ЭКБ с рабочими частотами до 8 ГГц [2]. За последнее время, в связи с возросшими требованиями потребителей гетероструктур, проведена оптимизация технологии и ее адаптация к подложкам различных производителей, в том числе- переход на карбид кремния диаметром 76,2 мм. «Традиционные» гетероструктуры ЗАО «Светлана-Рост» на основе AlGaN с улучшенными электрофизическими параметрами демонстрируют теперь подвижность электронов ДЭГ до 2000 см<sup>2</sup>/В·с при слоевой концентрации (1,2-1,4)×10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup>. 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 InAlN/GaN, потенциально имеющих повышенную стойкость к долговременной деградации. В настоящее время нами ведется приборная апробация и испытания данных гетероструктур, которые должны быть завершены к концу года.

Ранее сообщалось [2], что разработанный в ЗАО «Светлан-Рост» техпроцесс «AlGaN DHFET 05DL», существенно отставал по параметрам изготавливаемых кристаллов от изделий мировых лидеров. За прошедшее время наши усилия были направлены на коренную модернизацию существующего процесса и разработку следующих, более перспективных. Освоенные нами базовые технологии 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. Разработаны варианты исполнения затворного цикла, позволяющие создавать мощные полевые транзисторы с проектной нормой 0,5 мкм и удельной плотностью мощности не менее 5 Вт/мм для СВЧ ЭКБ S- и C-диапазонов, а также Т-образного затвора с проектной нормой 0,2 мкм, которая должна стать основой нового стандартизованного процесса для производства ЭКБ X-диапазона. В настоящее время, совместно с партнерами из Беларуси, разрабатывается библиотека стандартных элементов, и, на ее основе, комплект правил и средств проектирования, который должен быть представлен Заказчику также к концу года.

Другим направлением использования нитридов III группы, развиваемым в нашей Компании, является создание на их базе СВЧ акустоэлектронных приборов на объемных волнах, основу которых составляет СВЧ ФБАР резонатор (FBAR- finite bulk acoustic resonator) на нитридных epitаксиальных гетероструктурах высокого кристаллического качества [2]. В ЗАО «Светлана-Рост» в 2014 г. успешно завершена СЧ ОКР «Пьезо-8-СР», в рамках которой отработана технология изготовления комплексированных многослойных структур, включающая в себя выращивание гетероструктур AlN/GaN на подложках кремния методом МЛЭ, последующего плазмохимического травления, нанесения комбинированных «акустических зеркал» SiO<sub>2</sub>|Mo, полученных чередованием циклов плазмохимического осаждения и электронно-лучевого напыления. В ходе выполнения работы компаниями-соисполнителями на структурах нашего производства получены как

резонаторы с рекордной для РФ центральной частотой 11,4 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 разработчиков в данной области, что наглядно показывает эффективность используемой схемы взаимодействия, основанной на принципах специализации и кооперации отечественных предприятий.

- [1] А. Алексеев, Д. Красовицкий, С.Петров, В.Чалый. Компоненты и Технологии, **2**, 106 (2008).
- [2] Д. Красовицкий и др., Тез. докладов 9-й Всероссийской конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы» (Москва, МГУ им. Ломоносова, 13-15 июня 2013 г.), с. 117.

#### **PROGRESS IN III-NITRIDE TECHNOLOGIES DEVELOPMENT IN “SVETLANA-ROST”, JSC**

***D.M. Krasovitsky\*, A.L. Dudin, S.V. Kokin, N.I. Katsavets, A.G. Filaretov and V.P. Chaly***

<sup>1</sup>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 11.4 GHz are demonstrated.

**РОСТ НИЗКОДЕФЕКТНЫХ ТЕМПЛЕЙТОВ AlN И GaN  
НА ПОДЛОЖКАХ c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 6H-SiC И Si(111) МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-  
АКТИВИРОВАННОЙ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИИ**

***Д.В.Нечеев\*, В.В. Ратников, Н.В. Кузнецова, С.В. Троицков,***

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

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) AlGaN с высоким содержанием Al служат основой развития УФ-опто-электроники. Рекордные значения параметров УФ-светодиодов получены при росте ГС на объемных подложках AlN, которые обеспечивают существенное снижение плотности прорастающих дислокаций (ПД) (до  $10^5$ - $10^6\text{cm}^{-2}$ ) [1]. Однако высокая стоимость этих подложек вынуждает развивать методы гетероэпитаксиального роста AlGaN ГС на коммерчески доступных подложках c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Si(111), SiC(0001), в которых наблюдаются высокие концентрации ПД (вплоть до  $\sim 10^{10}\text{cm}^{-2}$ ) и возможен эффект растрескивания. Последний наиболее часто наблюдается при росте ГС на подложках Si и SiC, в которых из-за различия температурных коэффициентов растяжения при охлаждении ГС происходит генерация растягивающих напряжений. При снижении температур эпитаксии этот эффект должен уменьшаться и, кроме того, в этих условиях можно ожидать снижения вероятности генерации дислокаций. Поэтому развитие низкотемпературной технологии плазменно-активированной молекулярно-пучковой эпитаксии (ПА МПЭ) с широкими возможностями управления ростовыми условиями представляется перспективным методом повышения структурного качества AlGaN ГС [2]. В работе исследуются процессы генерации и распространения ПД в зародышевых (ЗС) и буферных слоях AlN, выращенных ПА МПЭ на подложках c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 6H-SiC и Si(111), с целью снижения концентраций ПД за счет оптимизации начальных стадий роста ЗС и ограничения их распространения (фильтрации) в буферных слоях путем введения в них сжимающих упругих напряжений.

В начале исследования проводились на подложках c-сапфира, на которых выращивались ЗС AlN толщиной 30-50 нм при различных температурах подложки ( $T_s=550$  и  $770^\circ\text{C}$ ) с использованием либо непрерывной, либо попеременной подачи ростовых потоков, приводящей в последнем случае к т.н. эпитаксии с повышенной миграцией (ЭПМ) адатомов. Буферные слои AlN (до 2 мкм) выращивались в металл-обогащенных условиях методом металл-модулированной эпитаксии (ММЭ), что обеспечило беззапятую морфологию поверхности с  $RMS=0.4$  нм [3]. Несколько ультратонких (толщиной 3-5 нм) вставок слоев GaN (до 6) выращивались при различных стехиометрических условиях, что приводило к варьированию их морфологии, контролировавшейся с помощью дифракции отраженных быстрых электронов. Эта диагностика использовалась и для контроля изменений  $a$ -постоянной решетки. Для роста AlN ЗС на подложках 6H-SiC и Si(111) использовались ЭПМ при температурах  $T_s=700$ - $740^\circ\text{C}$  с начальным покрытием поверхности подложки 3 монослоями (MC) Al. Образцы исследовались с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), а также рентгеновской дифракции (РД).

Рис.1 демонстрирует АСМ-изображения ЗС AlN, выращенных на подложках c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> низкотемпературной МПЭ ПА (a) - и высокотемпературной ЭПМ (d), что приводило соответственно к мелко- и крупнозернистой морфологии поверхности с размером зерна <10 нм и 100-130 нм. Это различие можно объяснить большей диффузионной длиной адатомов во втором случае. Как следует из ПЭМ изображений (b,c,e,f), в крупнозернистых слоях по сравнению с мелкозернистыми обеспечивается пятнократное снижение плотностей как винтовых, так и краевых ПД, что объясняется меньшей плотностью межзеренных границ, по которым происходит распространение ПД [4]. Кроме того, эти ЗС демонстрируют относительно высокие (-1.8 ГПа) остаточные упругие сжимающие напряжения, что, по-видимому, связано с меньшими растягивающими напряжениями, возникающими при коалесценции крупных зародышевых зерен [5]. Исследования роста вставок GaN в слоях AlN при Ga-обогащенных условиях обнаружили их псевдоморфный рост с 2D-морфологией (Рис.1g) и накоплением сжимающих напряжений, что приводит к отслоению пленок от подложек уже после 2-3 вставок. И, наоборот, при росте вставок в N-обогащенных условиях наблюдается 3D-рост и увеличение  $a$ -постоянной решетки на  $\Delta a/a \sim 2\%$  (Рис.1h), что соответствует почти полной релаксации упругих напряжений и введению растягивающих напряжений при дальнейшем росте AlN на GaN вставках. Это могло приводить к растрескиванию слоев при неоптимальных параметрах роста ЗС AlN. Согласно РД анализу введение вставок GaN снижало концентрации ПД независимо от режима роста вставок. Исходя из этих наблюдений, в AlN буферные слои при росте на подложках SiC вводились две вставки 2D-GaN, в случае подложек c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> число вставок 3D-GaN увеличивалось до шести, а при росте ГС GaN/AlN на Si(111) подложках вставки не использовались.

Результаты исследований позволили оптимизировать высокотемпературную ЭПМ зародышевого слоя AlN, который был одинаков для всех образцов, буферных слоев AlN и режимы введения в них вставок GaN. Наиболее узкие  $\omega$ -кривые РД с полуширинами 100-140 и 700-940 угл.сек. для AlN(0002) и AlN(10-15) рефлексов (что соответствует плотностям винтовых и краевых ПД  $(2-4) \times 10^7 \text{ см}^{-2}$  и  $(2.5-4.4) \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ , соответственно) были достигнуты в слоях AlN толщиной 600 нм выращенными на подложках SiC. Немного хуже были результаты для AlN(2мкм)/c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> слоев, которые продемонстрировали полуширину 270 и 790 для AlN(0002) и AlN(10-15) рефлексов. В обоих случаях слои обладали сжимающими упругими напряжениями и не имели следов трещин на поверхности с RMS <1нм ( $5 \times 5 \text{ мкм}^2$ ). ГС GaN(1мкм)/AlN(0.2мкм)/Si(111) имели шероховатость поверхности RMS=2 нм на площасти  $5 \times 5 \text{ мкм}^2$  и демонстрировали сжимающие остаточные напряжения при значениях полуширин РД  $\omega$ -кривых GaN(0002) и (10-15) 700-800 и ~1200 угл.сек.

Таким образом, проведенные исследования дефектной структуры в AlN слоях, выращенных ПА МПЭ на различных подложках (c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 6H-SiC, Si(111) с использованием различных ЗС и ультратонких вставок GaN позволили определить оптимальные условия получения гладких, относительно низкодефектных и упруго-сжатых темплейтов AlN и GaN.

- [1] James R. Grandusky et al., Appl. Phys. Express 6 032101 (2013).
- [2] S.V. Ivanov et al., Semicond. Sci. Technol. 29, 084008 (2014).
- [3] V.N. Jmerik et al., J. Cryst. Growth 354, 188-192 (2012)
- [4] M.Moram et al., J.Appl.Phys., 106, 073513 (2009).
- [5] S. Hearne et al., Appl. Phys. Lett. 74, N.3 356-358 (1999).

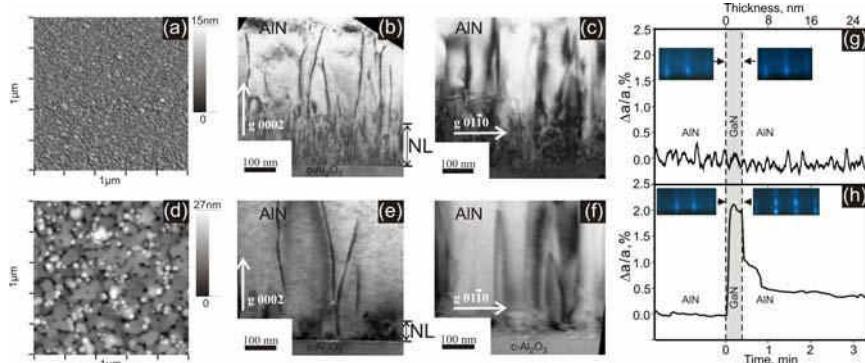


Рис. 1. ACM-изображения морфологии поверхности низкотемпературного МПЭ (а) и высокотемпературного ЭПМ (д) ЗС AlN. Соответствующие картины ПЭМ с векторами g[0002] и g[01-10] буферных слоев AlN, выращенных на таких ЗС. Изменение латеральной постоянной решетки при росте вставки GaN в буфере AlN при метал-обогащенных условиях (псевдоморфный рост) (г) и с использованием азот-обогащенных условий (почти полная релаксация  $\Delta a/a \sim 2\%$ ) (х).

#### GROWTH OF LOW-DEFECTS AlN AND GaN TEMPLATES ON c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 6H-SiC AND Si(111) SUBSTRATES BY PLASMA-ASSISTED MBE

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

The paper reports on application of the high-temperature migration enhanced epitaxy growth of AlN nucleation layers and metal-modulated epitaxy of thick AlN buffer layers containing (3-6)-nm thick GaN insertions grown under different stoichiometric conditions (2D Ga-rich or 3D N-rich) to fabrication of AlN and GaN templates on various substrates, such as c-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 6H-SiC, Si(111), in plasma-assisted molecular beam epitaxy. This approach enables one to obtain the compressively-stressed crack-free 600-nm-thick AlN/SiC templates with relatively narrow XRD FWHM values of 100-140 and 700-940 arcsec for (0002) and (10-15) reflexes, respectively. The 1-μm-thick GaN layers grown on Si(111) via the 200nm AlN buffer layer fabricated by using the same technological approach demonstrate the XRD FWHM values of 700-800 and ~1200 arcsec for the same reflexes.

## ВЛИЯНИЕ НИТРИДИЗАЦИИ САПФИРА И ЗАРОЖДЕНИЯ СЛОЁВ АИН НА МОРФОЛОГИЮ И СТРУКТУРНОЕ СОВЕРШЕНСТВО ПЛЕНОК АИН, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ АММИАЧНОЙ МЛЭ

**T.B. Малин<sup>1\*</sup>, Д.С. Милахин<sup>1</sup>, В.Г. Мансуров<sup>1</sup>, Ю.Г. Галицин<sup>1</sup>, А.С. Кожухов<sup>1</sup>,  
В.В. Рамников<sup>2</sup>, А.Н. Смирнов<sup>2</sup>, В.Ю. Давыдов<sup>2</sup>, К.С. Журавлёв<sup>1,3</sup>**

<sup>1</sup>Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,

пр. ак. Лаврентьева, 13, Новосибирск, 630090, Россия

тел. +7(383)3304474, e-mail: [mal-tv@mail.ru](mailto:mal-tv@mail.ru);

<sup>2</sup>Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе РАН

194021, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 26

<sup>3</sup> НГУ, 630090, г. Новосибирск

На сегодняшний день наиболее доступной и широко используемой подложкой для epitаксиального роста слоев AlN-нитридов является сапфировая подложка ориентации (0001). Большие разницы между параметрами кристаллических решеток и коэффициентами температурного расширения AlN-нитридов и сапфира приводят к возникновению большой плотности дислокаций и ухудшению электрофизических свойств выращиваемых слоев. Для согласования параметров решёток AlN и сапфира на поверхности сапфира формируют фазу кристаллического AlN в виде тонкого слоя. Процесс формирования фазы AlN на подложке сапфира осуществляется путем экспонирования нагретой подложки в потоке аммиака и носит название нитридизации. Процесс нитридизации зависит от формы и потока активного азота и от температуры подложки [1-5]. В ходе нитридизации на поверхности сапфира формируется фаза AlN, с разворотом ячейки AlN на 30° относительно ячейки сапфира, что в итоге приводит к эффективному рассогласованию параметров решёток в 13%. Важным свойством материалов на основе AlN-нитридов является полярность этих материалов, обуславливающая наличие встроенных внутренних полей в структурах данного типа. Процесс формирования зародышевых слоёв AlN определяет полярность буферного слоя AlN, и последующих epitаксиальных слоев гетероструктур AlN-нитридов.

Работа направлена на исследование влияния начальных условий роста AlN-нитридов на структурное совершенство выращиваемых слоёв AlN. С целью определить влияние начальных этапов роста на качество буферного слоя были выращены и исследованы слои AlN на подложках сапфира при различных условиях нитридизации сапфира и зарождения AlN. Для исследования влияния процесса нитридизации на морфологию поверхности и структурное совершенство тестовых пленок AlN, нами были выбраны две характерные точки на кинетической кривой нитридизации, соответствующие двум разным степеням завершённости процесса нитридизации, проводимого при температуре подложки 840°C и потоке аммиака 25 sccm. Были выбраны времена нитридизации 10 минут и 30 минут. Для изучения влияния условий зарождения на качество последующего AlN на подложках с двумя характерными нитридизациями варьировались времена экспонирования нитризированной подложки в фиксированном потоке алюминия, после чего на подложках выращивались слои AlN. Исследуемые образцы AlN выращивались на установке французской фирмы Riber-32(N). В качестве источника алюминия использовались стандартные эффузионные ячейки, в качестве источника активного азота использовался аммиак. Все слои AlN толщиной 1 мкм выращивались в потоке аммиака 15 sccm при температуре подложки 940°C со скоростью роста 0,3 мкм/ч.

В результате проведённой работы были получены две серии образцов AlN. Серия образцов с 10-минутной нитридизацией обладает более гладкой морфологией поверхности и лучшим кристаллическим совершенством по сравнению с серией образцов с 30-минутной нитридизацией. Вторая серия образцов с 30-минутной нитридизацией характеризуется более развитой морфологией поверхности и большими значениями X-ray FWHM, что может быть связано с увеличением толщины нитризированного слоя и формированием большего числа отклоненных зародышей фазы AlN, приводящих в дальнейшем к увеличению количества инверсионных доменов с AlN-HILLS и общему снижению качества кристаллической структуры. Влияние экспонирования нитризированных подложек в потоке атомарного Al оказывает влияние только на структурные параметры пленок и в целом носит одинаковый характер для обеих серий. При времени экспонирования 30 секунд X-ray FWHM уменьшаются по сравнению с образцами без нанесения, а при дальнейшем увеличении времени экспонирования до 300 секунд структурное совершенство пленок ухудшается, а для образца с 30-минутной нитридизацией наблюдается ещё и увеличение количества отклонённых от нормали доменов.

- [1] B. Agnarsson, M. Göthelid, S. Olafsson, H. P. Gislason, and U. O. Karlsson, J. Appl. Phys. 101, 013519 (2007);
- [2] S. Strite and H. Morkoc., J. Vac. Sci. Technol. B 10, 1237 (1992), rev.paper.
- [3] T. Yamaguchi, T. Araki, Y. Saito, K. Kano, H. Kanazawa, Y. Nanishi, N. Teraguchi, A. Suzuki, J. Crystal Growth, 1994.
- [4] N. Grandjean, J. Massies, and M. Leroux, J. Appl. Phys., 69 2071 (1996).
- [5] Yiyi Wang, Ahmet S. Özcan, Gözde Özaydin, Karl F. Ludwig, Jr., Anirban Bhattacharyya, Theodore D. Moustakas, Hua Zhou, Randall L. Headrick, and D. Peter Siddons, Phys. Rev. B 74, 235304 (2006).

**INFLUENCE OF SAPPHIRE NITRIDATION AND AlN NUCLEATION CONDITIONS ON  
MORPHOLOGY OF SURFACE AND CRYSTAL QUALITY OF AlN EPITAXIAL LAYERS  
PREPARED BY AMMONIA MBE**

*T.V. Malin<sup>1</sup>\*, D.S. Milakhin<sup>1</sup>, V.G. Mansurov<sup>1</sup> Yu.G. Galitsyn<sup>1</sup>, A.S. Kozhuhov<sup>1</sup>,  
V.V. Ratnikov<sup>2</sup>, A.N. Smirnov<sup>2</sup>, V.Yu. Davydov<sup>2</sup>, K.S. Zhuravlev<sup>1,3</sup>*

<sup>1</sup> ISP SB RAS. Lavrentiev, 13, 630090, Novosibirsk,

phone. +7(383)3304474, e-mail: [mal-tv@mail.ru](mailto:mal-tv@mail.ru);

<sup>2</sup> Ioffe Institute of RAS, 26 Politekhnicheskaya, St Petersburg 194021

<sup>3</sup> NSU, 630090, r. Novosibirsk

It is known an importance of initial steps of III-Nitride epitaxy on foreign substrates. Namely, the substrate surface nitridation and nucleation stage strongly impact onto properties of the following III-Nitride epitaxial layers. Up to date the optimal conditions for the initial steps are still under discussion. In the present work the influence of the nitridation duration, as well as amount of deposited Al during nucleation onto subsequent AlN layer quality is investigated. Two sets of samples with an AlN epitaxial test-layer of 1 mkm thick, which grown at identical growth conditions, but using variation of the nitridation time and Al deposition time, were prepared and investigated by AFM, XRD and Raman scattering spectroscopy. The most convenient conditions of the surface nitridation and Al deposition resulting to smooth AlN layer surface and high crystal quality are established.

## ПОЛУЧЕНИЕ ГРАФЕНОПОДОБНОГО AlN НА ПОВЕРХНОСТИ (111)Si МЕТОДОМ АММИАЧНОЙ МЛЭ

**В.Г. Мансуров<sup>1</sup>\*, Т.В. Малин<sup>1</sup>, Ю.Г. Галицын<sup>1</sup>, К.С. Журавлев<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>ИФП СО РАН, пр. ак. Лаврентьева, 13, Новосибирск, 630090, Россия

тел. +7(383)3304474, e-mail: [mansurov@isp.nsc.ru](mailto:mansurov@isp.nsc.ru);

После пионерских работ Гейма и Новоселова, посвященных исследованию графена, возник большой интерес ко многим другим графеноподобным материалам (например, к силициену и германену), в том числе и к графеноподобным диэлектрикам, таким как BN или AlN. Графеноподобными материалами принято называть плоские кристаллические структуры, в которых химические связи между атомами обеспечиваются  $sp^2$ -гибридизованными валентными орбитальными, вместо  $sp^3$ -гибридизованных орбиталей, которые обеспечивают связи в объемных кристаллических структурах. Графеноподобные материалы имеют новые уникальные свойства по сравнению с объемными материалами. На настоящий момент, работ посвященных графеноподобному AlN (g-AlN) немного и носят они, главным образом, теоретический характер [1-5].

Постоянная решетка графеноподобных структур меньше, чем соответствующая постоянная у трехмерных кристаллических структур. Например, постоянная решетки графена  $a=2.46\text{ \AA}$  (длина C-C связи 1.42 Å), в то время как у алмаза латеральная постоянная  $a_{(111)}=2.522\text{ \AA}$  (длина C-C связи 1.545 Å), постоянная решетки силицина  $a=3.8\text{ \AA}$  (длина Si-Si связи 2.19 Å), а у кристаллического кремния  $a_{(111)}=3.84\text{ \AA}$  (длина Si-Si связи 2.34 Å). Такие соотношения есть естественное следствие увеличения порядка межатомной связи в графеноподобных структурах ( $p=1.5$ ) по сравнению с объемными структурами ( $p=1$ ).

В данной работе методом дифракции быстрых электронов (ДБЭ) исследовано образование графеноподобного AlN при взаимодействии потока металлического алюминия с нитридованной поверхностью кремния (111)Si при температурах 900-1150°C.

Нитридизация (111)Si проводилась на атомарно-гладкой и чистой поверхности в потоке аммиака. Вначале была отработана процедура подготовки такой гладкой и чистой поверхности Si со сверхструктурой (7x7), в результате (7x7) отчетливо наблюдалась методом ДБЭ при температурах ниже ~830°C, дифракционная картина такой поверхности приведена на рис.1а. При повышении температуры выше 830°C происходит фазовый (7x7) $\rightarrow$ (1x1), именно такая поверхность со структурой (1x1) подвергалась воздействию аммиака при температурах 900-1150°C. В результате воздействия аммиака в течение нескольких секунд возникала упорядоченная сверхструктура (8x8)SiN/(111)Si.

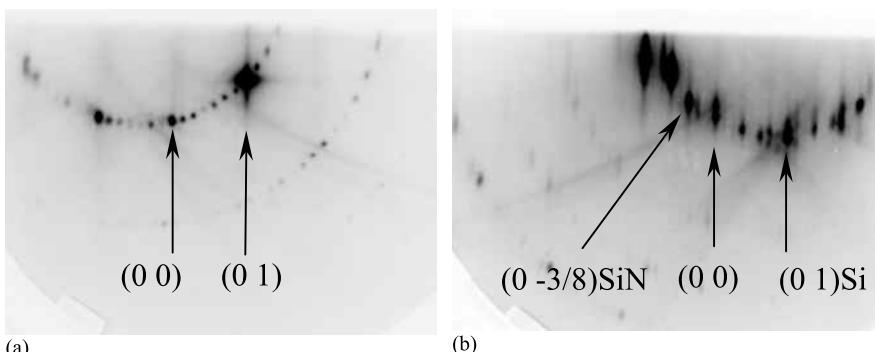


Рис.1. ДБЭ картины на (111)Si: (а) сверхструктура (7x7); (б) реконструкция (8x8)SiN после нитридизации поверхности кремния.

После достижения наилучшего качества дифракционной картины (8x8) поток аммиака отключался, и поверхность подвергалась воздействию потока алюминия (величина потока соответствовала скорости роста AlN ~0.1 Мл/сек). В ДБЭ картине наблюдалось появление фундаментальных рефлексов AlN, а так же сверхструктуры (4x4), как видно на рисунке 2а. Прецизионные измерения постоянной решетки AlN и совпадение рефлекса (01)AlN с дробным рефлексом (0 5/4) (в единицах кремния) позволили определить величину постоянной решетки AlN –

**3.08±0.003 Å** А. Эта величина существенно меньше значения латеральной постоянной решетки  $a=3.125\text{ \AA}$ , характерного для объемной вюрцитной фазы (0001)AlN, и она совпадает с теоретически рассчитанным значением для графеноподобного AlN [4].

При epitаксиальном росте g-AlN свыше ~5 монослоев происходит переход к вюрцитной структуре AlN (смотри рисунок 2б), который был ранее предсказан теоретически [5].

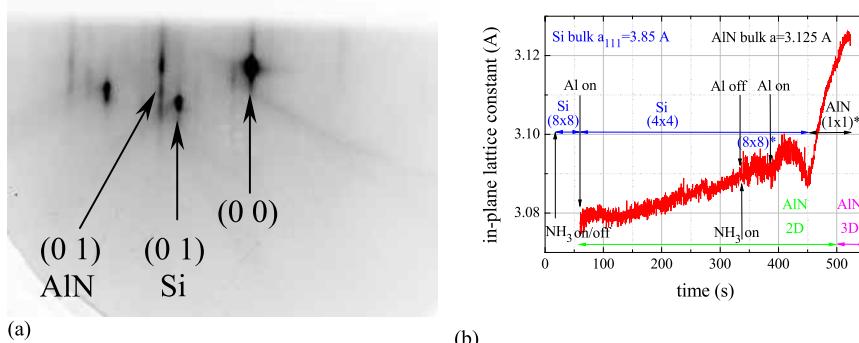


Рис.2. (а) ДБЭ картина g-AlN; (б) эволюция постоянной решетки при формировании нескольких слоев g-AlN (или графитоподобного AlN ).

- [1] E. F. de Almeida, Jr., F. De Brito Mota, C. M. C. de Castilho, A. Kakanakova–Georgieva, and G. K. Gueorguiev, Eur. Phys. J. B 85, 48 (2012).
- [2] Q. Peng, X. J. Chen, S. Liu, and S. De, RSC Adv. 3, 7083 (2013).
- [3] M. Xu, T. Liang, M. Shi, and H. Chen, Chem. Rev., 113, p. 3766–3798, (2013)
- [4] H. Sahin, S. Cahangirov, M. Topsakal, E. Bekaroglu, E. Akturk, R. T. Senger, and S. Ciraci, Phys. Rev. B 80, 155453 (2009)
- [5]. C. L. Freeman, F. Claeysens, N. L. Allan, and J. H. Harding, Phys. Rev. Lett. vol. 96, 066102 (2006)

## GRAPHENE-LIKE AlN LAYER FORMATION ON (111)Si SURFACE BY AMMONIA MBE

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

<sup>1</sup>ISP SB RAS, Lavrentiev, 13, 630090, Novosibirsk,

phone. +7(383)3304474, e-mail: [mansurov@isp.nsc.ru](mailto:mansurov@isp.nsc.ru):

An graphene-like (0001)AlN layer formation on (111)Si surface in ammonia MBE conditions has been investigated by RHEED method. Two steps procedure was used: at first, a highly ordered (8x8) silicon nitride film was prepared on the atomically flat and clean Si surface under ammonia flux. Then AlN layer was formed by deposition of Al atoms onto the (8x8) SiN surface. Appearance of fundamental AlN streaks as well as a new (4x4) superstructure on the (111)Si surface was observed by RHEED. The following exact relationship between the AlN and Si lateral lattice parameters of  $5a_{\text{AlN}}=4a_{\text{Si}}$  was established. Precise measurement of the AlN in-plane lattice parameter evolution during the initial stages of the AlN formation were carried out. The AlN lattice constant being **3.08 Å** is found in good agreement with ab initio calculations for the graphene-like AlN.

## ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ ЗАРОДЫШЕВЫХ СЛОЕВ AlN И AlGaN НА ТОКИ УТЕЧЕК В НЕМТ СТРУКТУРАХ

**Ю.В. Грищенко, И.С. Езубченко, М.Л. Занавескин, И.О. Майборода**

Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт». Пл. Курчатова, д.1, 123182, Москва, тел. +7 (499) 196-77-84, e-mail: mrlbr@mail.ru

Аммиачная молекулярно-лучевая эпитаксия как метод роста нитридов обладает рядом достоинств [1]. Большой проблемой для гетероструктур, выращенных методом аммиачной МЛЭ является высокая плотность проникающих дислокаций, которые могут быть причиной высоких токов утечек в буферных слоях гетероструктур для НЕМТ. Исследования структуры эпитаксиальных пленок нитридов показывают, что зарождение дефектов происходит на этапе роста начальных слоев [2]. Это дает основания полагать, что улучшение морфологии рельефа начальных слоев гетероструктур может помочь в снижении плотности проникающих дефектов и обеспечить приемлемый уровень токов утечек в буферных слоях приборных структур. Между тем, на данный момент практически отсутствуют работы, в которых изучается влияние морфологии начальных слоев на качество гетероструктур для НЕМТ. Целью настоящей работы являлось исследование возможности снижения токов утечек в буферных слоях гетероструктур, выращенных на подложках сапфира методом аммиачной МЛЭ, за счет улучшения морфологии рельефа начальных слоев. В качестве начальных слоев использовались пленки AlN и AlGaN.

Рост образцов проводился в установке STE3N\* Semitec на нитридизированных подложках сапфира (0001) в условиях избытка аммиака. Поверхность зародышевых слоев была изучена методами дифракции быстрых отраженных электронов (RHEED) и атомно-силовой микроскопии. Так же были измерены токи утечек в буферных слоях гетероструктур для НЕМТ, выращенных на основе зародышевых слоев AlN и AlGaN. Формирование омических контактов, меза-изоляции и измерение токов утечек проводилось на базе ИСВЧПЭ РАН. Измерение утечек через меза-изоляцию производилось на тестовых структурах с периферией 0,5 мм.

Образцы пленок AlN на подложках сапфира толщиной 200 – 300 нм были выращены при температурах подложки в диапазоне 1050-1150°C и в диапазоне потоков NH<sub>3</sub> 60-200 sccm. При исследовании полученных образцов методом ACM были обнаружены островковые образования, которые уже описывались в работе [3]. На некоторых образцах количество таких островков достигало более  $10^9$  на см<sup>2</sup> (рис. 1a). Изучение подобных поверхностных объектов на слоях AlN, выращенных методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений (MOCVD), показало, что они являются выходами областей инвертированной полярности [4]. Было установлено, что плотность островковых образований зависит от температуры подложки. Наименьшее их количество наблюдается при температуре роста 1050°C и составляет и  $10^7$  на см<sup>2</sup> (рис. 1b). На образцах с минимальным количеством дефектов была обнаружена террасная структура поверхности, ширина ступеней составила порядка 0,5 мкм (рис. 1b).

С целью поиска способов улучшения морфологии рельефа начальных слоев был так же опробован рост пленок AlGaN в диапазоне температур подложки 1050-1150°C, что в случае роста пленок GaN приводит к развитию рельефа. Однако в работе [5] было показано, что галлий может выступать в качестве сурфактанта при росте AlN, способствуя росту пленок с меньшим количеством дефектов и гладким рельефом. В результате проведенных ростовых экспериментов было установлено, что при температуре подложки 1050°C в растущую пленку AlGaN встраивалось менее 30% поступающего на поверхность галлия. Исследование рельефа полученных пленок AlGaN показало, что рост в условиях десорбции галлия способствует формированию атомарно гладких ступеней шириной до 1 мкм и более (рис. 1c). а увеличение потока галлия приводило к уширению атомарно гладких террас. На основании этих результатов можно сделать вывод о том, что при определенных условиях Ga частично встраивается в растущую пленку и меняет кинетику ростового процесса, т.е. может выступать в роли автосурфактана (*autosurfactant* в работе [6]) при росте пленок AlGaN методом аммиачной МЛЭ.

На основе зародышевых слоев с различной плотностью островков ( $10^9$  на см<sup>2</sup> и  $10^7$  на см<sup>2</sup>) были выращены гетероструктуры для НЕМТ, на которых были сформированы меза-изоляция и омические контакты. Измерение токов через меза-изоляцию показало, что минимальные утечки наблюдаются для структуры, выращенной на зародышевом слое с наименьшим количеством островков: 10 мкА при напряжении 50 В. Для структур на зародышевых слоях с плотностью островков более  $10^9$  на см<sup>2</sup> ток утечки при напряжении 50 В составил более 1 мА. Можно заключить, что величина токов утечек возрастает с увеличением плотности островков на

поверхности зародышевых слоев, что говорит о связи данных поверхностных образований с дефектами кристаллической структуры слоев.

Таким образом, в ходе работы было установлено, что количество поверхностных дефектов на высокотемпературных слоях AlN и AlGaN зависит от температуры подложки в процессе их осаждения. Установлено, что галлий может выступать в роли автосурфактанта при росте пленок AlGaN методом аммиачной МЛЭ. Исследование зависимости токов утечек от морфологии зародышевого слоя показало, что в гетероструктурах, выращенных на зародышевых слоях с меньшим количеством поверхностных дефектов, наблюдаются меньшие токи утечки в буферных слоях.

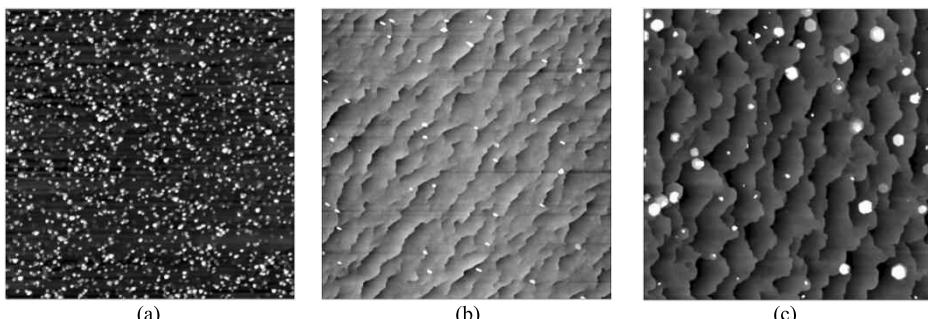


Рисунок 1. ACM изображения поверхности пленок AlN и AlGaN на подложках сапфира (10 x 10 мкм).

- [1] Stephen W Kaun et al. Semicond. Sci. Technol., **28**, 074001 (2013).
- [2] Z. Bougrioua et al. Phys. Stat. Sol. (a), **195**(1), 93–100 (2003).
- [3] Mansurov V.G. et al. J. Crystal Growth, **300**, 145–150 (2007).
- [4] Y. Wu et al. Appl. Phys. Lett., **84** (6), 912 (2004)
- [5] T. M. Altahtamouni et al. J. Phys. D: Appl. Phys., **45**, 285103 (2012).
- [6] S. T. King et al. Phys. Rev. Lett., **98**, 206106 (2007).

#### EFFECT OF AlN AND AlGaN INITIAL LAYERS MORFOLOGY IN HEMT STRUCTURES ON BUFFER LEAKAGE.

*Yu.V. Grishchenko, I.S. Ezubchenko, M.L. Zanaveskin, I.O. Mayboroda*

National Research Center “Kurchatov institute”. Akademika Kurchatova pl., 1, 123182, Moscow,  
phone. +7(499)4567890, e-mail: mrlbr@mail.ru

Morphology of high temperature (HT) AlN and AlGaN films grown on (0001) sapphire substrates by NH<sub>3</sub> MBE and its effect on leakage current in HEMT structures was studied. It was found that amount of surface defects on AlN films depends on substrate temperature during growth process. Number of hillocks was decreased by two orders of magnitude through deposition of films at substrate heated up to 1050°C instead of 1100°C. It was also found that growth of AlGaN films at wafer temperature above 1000°C leads to increased surface diffusion of adatoms during deposition process (autosurfactant effect) compared to AlN growth process carried out at the same temperature. GaN HEMT heterostructures were fabricated based on HT AlN and AlGaN initial layers. It was shown that usage of improved AlGaN initial layer with low surface defect density allows reducing the buffer leakage current.

**GAN BASED NANOSTRUCTURES CREATED BY  
METAL ORGANIC VAPOUR PHASE EPITAXY**

***B. Foltynski<sup>l</sup>, A. Boyd<sup>l</sup>, T. Korst<sup>l</sup>, J. Lindner<sup>l</sup>, M. Deufel<sup>l</sup>, M. Heuken<sup>l, 2\*</sup>***

<sup>1</sup>AIXTRON SE, Dornkaulstrasse 2, 52134 Herzogenrath, Germany

<sup>2</sup>RWTH Aachen University, Sommerfeldstrasse 24, 52074 Aachen, Germany

\*e-mail: m.heuken@aixtron.com

Light Emitting Diodes (LED), laser and high speed and high power transistor play an important role in today life and help serving megatrends such as health, safety, communication, energy and therefore sustainable economic growth. Nanostructures based on III/V-compound semiconductor such as GaAs and GaN play a key role as a core technology for these applications.

The Metal Organic Vapour Deposition (MOCVD) allows the production of these sophisticated devices on industrial scale. To address the challenges we developed a Planetary Reactor for 5x200 mm GaN-on-Si applications as well as a Closed Coupled Showerhead Reactor (CCS) for 31x4 inch wafer. Advanced process control and yield improvement using metrology tools play a significant role to achieve the required production quality. LED growth serves as example to explain physical dependencies and reactor design considerations for production type reactors.

This paper also discusses the different developments in the field of MOCVD to facilitate further reduction in production cost and simultaneously improve the device characteristics by using nanostructures such as nanowires. Looking at wafer bow of up to 200 mm diameter large wafer, temperature distribution in the reactor, photoluminescence mapping across the full wafer and high resolution XRD data helps to understand the effect of growth temperature and gas flow on the properties of the nanostructures.

**GaN НАНОСТРУКТУРЫ СОЗДАННЫЕ ГАЗОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИЕЙ**

***B. Foltynski<sup>l</sup>, A. Boyd<sup>l</sup>, T. Korst<sup>l</sup>, J. Lindner<sup>l</sup>, M. Deufel<sup>l</sup>, M. Heuken<sup>l, 2\*</sup>***

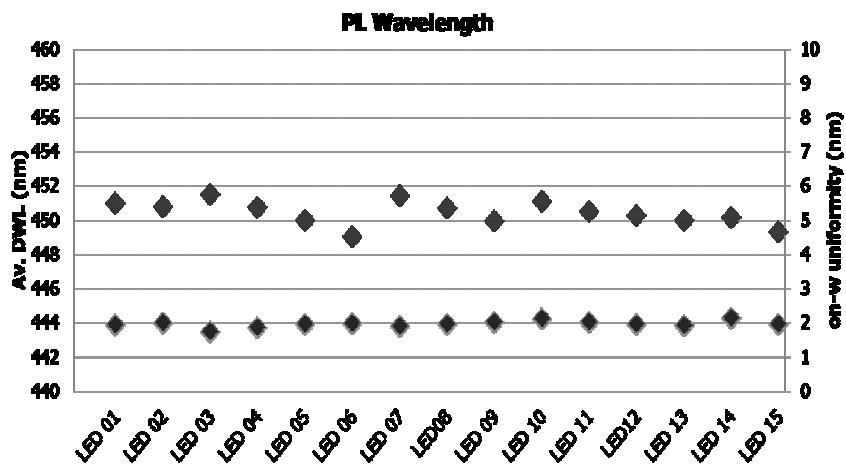
<sup>1</sup>AIXTRON SE, Dornkaulstrasse 2, 52134 Herzogenrath, Germany

<sup>2</sup>RWTH Aachen University, Sommerfeldstrasse 24, 52074 Aachen, Germany

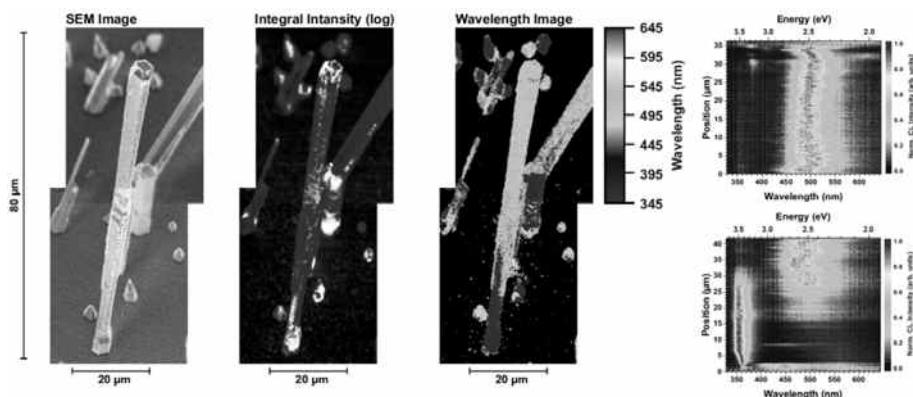
\*e-mail: m.heuken@aixtron.com

В статье рассматривается текущий прогресс в создании приборных структур на основе нитрида галлия и возможности использования для производства установок большого размера с реакторами конфигурации 5 x 200 мм и 31 x 4 дюйма.

*(Russian text is written by editors. Русский текст – ред. сборника)*



**Fig. 1:** Run to run uniformity of on wafer wavelength and dominating average wavelength of blue LED structures grown in the 31x4 inch AIXTRON R6 CCS reactor



**Fig.2:** Cathodoluminescence characterization of InGaN/GaN nanorods emitting at 500 nm from the upper part of the microrods grown in a closed coupled showerhead reactor

## МОС-ГИДРИДНАЯ ЭПИТАКСИЯ III-N ГЕТЕРОСТРУКТУР: КАК ТЕХНОЛОГИЯ ДОЛЖНА ВЛИЯТЬ НА БИЗНЕС

**В.В.Лундин<sup>\*Л2</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1,2</sup> М.Г.Попов<sup>1,2</sup>, А.В. Сахаров<sup>1,2</sup>, А.Ф. Цацульников<sup>1,2</sup>,**  
**Е.В.Яковлев<sup>3</sup>, Д.С.Базаревский<sup>3</sup>, Р.А.Талалаев<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> НТЦ Микроэлектроники РАН, Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия

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

<sup>3</sup> ООО “Софт-Импакт”, а/я 83, 194156, С.-Петербург

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

В докладе будут проанализированы требования к МОС-гидридным установкам, используемым в процессе разработки и производства приборов на основе III-N полупроводников, выполнение которых необходимо для максимально эффективного прохождения нового продукта по цепочке «НИР – ОКР - Производство». Будет показана вариативность выбора оптимального набора оборудования в зависимости от прогнозируемого объема и сроков производства, а также от полной длительности epitаксиального процесса.

Анализ приборных структур с точки зрения сложности их выращивания и требуемой длительности epitаксиального процесса будет произведен как для III-N технологии сегодняшнего дня, так и для различных сценариев ее дальнейшего развития. В частности, будет показано, что во многих случаях важнейшим параметром будет являться скорость роста Al-содержащих слоев. Даже для технологии III-N LED на сапфире длительность epitаксиального процесса сильно зависит от скорости роста GaN только для ее значений менее 6-8 мкм/час, а при больших величинах – в основном от скорости роста других слоев гетероструктуры и продолжительности не-ростовых этапов.

Проведенный анализ покажет, что применение одноподложечных МОС-гидридных epitаксиальных установок с малой длительностью epitаксиального процесса для осуществления полного цикла «разработка – производство» перспективно даже для массовых III-N приборов. Для high-end, специальных и заказных приборов такие установки имеют абсолютно неоспоримые преимущества по сравнению с доминирующими сегодня на рынке многоподложечными системами.

Анализ будет иллюстрирован нашими текущими результатами по разработкам технологических режимов МОС-гидридной epitаксии на установке с коротким технологическим циклом Dragon-125. В частности, достигнуты полные продолжительности epitаксиального процесса (от загрузки до разгрузки) для структуры синего светоизода на сапфировой подложке 2 часа 30 минут, для структуры HEMT на SiC подложке 1 час 40 минут.

В дополнение к ранее существовавшим у нас технологиям, разработаны:

- Технология осаждения в МОС-гидридном реакторе пассивирующего / маскирующего слоя Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (достигнутая скорость ~3 нм/мин ограничена источником SiH<sub>4</sub>);
- Технология селективной epitаксии сильнолегированных ( $n > 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ ) подконтактных площадок для структур III-N электроники. Полная длительность этого epitаксиального процесса 50 минут;
- Технология формирования AlGaN/AlN сверхрешеток методом конвертации AlGaN в AlN при прерываниях роста. Используются при росте буферных слоев для контроля механических напряжений.

Разработка и оптимизация технологии epitаксиального роста на установке Dragon-125 проводилась при поддержке проектов РФФИ 13-02-00804, 14-02-00488, 14-02-00521, Программ фундаментальных исследований Президиума РАН №1 и ОНИТ РАН №5

**MOVPE OF III-N HETEROSTRUCTURES:  
HOW TECHNOLOGY SHOULD INFLUENCE BUSINESS**

**W.V. Lundin<sup>1,2</sup>, E.E. Zavarin<sup>1,2</sup>, M.G. Popov<sup>1,2</sup>, A.V. Sakharov<sup>1,2</sup>, A. F. Tsatsulnikov<sup>1,2</sup>  
E.V. Yakovlev<sup>3</sup>, D.S. Bazarevskiy<sup>3</sup>, and R.A. Talalaev<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> Scientific and Technological Center for Microelectronics and Submicron Heterostructures of the Russian Academy of Science, St-Petersburg, Russia

<sup>2</sup> Ioffe Physico-Technical Institute of the Russian Academy of Science, St-Petersburg, Russia

<sup>3</sup> STR Group - Soft-Impact Ltd., P.O. Box 89, 194156, St.Petersburg, Russia

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

Requirements for III-N MOVPE reactors for increasing efficiency of R&D&production sequence will be analyzed. It will be shown that optimal facility configuration is variable depending on production lifespan and volume as well as on the duration of epitaxial process. Analysis of device structures in terms of epitaxial growth complexity and total process duration will be done for present-day and possible future scenarios of III-N technology development.

In particular it will be shown that growth rate of Al-containing nitrides is one of the major parameters for a number of cases. Even for III-N LED-on-sapphire epitaxial process duration strongly depends on n-GaN growth rate only until its value is below 6-8  $\mu\text{m}/\text{h}$ , and then mostly depends on the growth rates of other layers as well as on the duration of non-growth steps.

The described above analysis shows that utilizing of single-wafer epitaxial MOVPE systems with low process duration for all steps of R&D&production sequence are promising even if results in mass production. For high-end, special and customized production this type of epi-systems has an undeniable advantage over popular multi-wafer solutions.

The analysis will be illustrated with our current results on MOVPE technology development in Dragon-125 short growth cycle system. In particular, total duration of 2h 30 minutes was demonstrated for blue LED process and 1h 40 min for HEMT/SiC process.

In addition to previously used techniques we have developed:

- A technique of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  passivation / masking layers deposition in MOVPE reactor with the rate of 3nm/min (limited by  $\text{SiH}_4$  source).
- A technique of selective area MOVPE of highly n-doped contact regions. Total duration of this process is about 50 min.
- A technique of AlGaN/AlN SLs formation by AlGaN conversion into AlN during growth interruptions. These SLs are useful for strain control.

## ВЛИЯНИЕ ЧИСТОТЫ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ГАЗОВ НА РОСТ И ХАРАКТЕРИСТИКИ ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУР AlGaN/GaN, ПОЛУЧАЕМЫХ МОС-ГИДРИДНЫМ МЕТОДОМ

*А.А. Арендаренко, И.Г. Ермошин, В.А. Орешкин, Ю.Н. Свешников\*, И.Н. Цыпленков  
ЗАО «Элма-Малахит». Проспект Георгиевский, д.4, стр.2, Зеленоград, 124365, Москва  
тел. +7(499)7321830, e-mail: sveshnikov@elma-malachit.ru*

Опыт разработки и производства epitаксиальных структур на основе нитрида галлия показывает, что процесс гетероэпитаксии этих материалов предъявляет очень высокие требования к уровню чистоты используемых газовых сред и других исходных материалов. В подавляющем большинстве опубликованных работ, посвященных эпитаксии нитрида галлия, обычно проводится анализ влияния примесей, главным образом, на электрофизические свойства epitаксиальных структур и функциональных характеристик приборов. Известно совсем незначительное количество исследований, в которых анализируется взаимосвязь содержания примесей в газовой фазе и особенностями epitаксиального роста[1].

Между тем, в случае эпитаксии GaN на сапфире в МОС-гидридном процессе наличие избыточного количества примеси в газовой фазе может приводить не только к ухудшению электрофизическими параметров epitаксиальных структур, но и отражаться на самом процессе осаждения нитрида галлия и, как следствие, на структурных и морфологических характеристиках epitаксиальных слоев. Наиболее критичной примесью в этом случае является кислород, особенно заметно проявляющий себя на начальных стадиях роста. Так, при концентрации кислорода в газовой фазе более  $5 \cdot 10^{-5}$  об. % вообще не происходит переход к слоевому росту нитрида галлия и наблюдается деградация поверхности выращенного слоя, рис.1а. Однако, если начальные стадии процесса (отжиг, рост зародышевого слоя, его трансформация и начало роста высокотемпературного GaN) проходят в «чистых» условиях, то даже при высоких концентрациях кислорода в реакторе каких-либо аномалий при последующем выращивании GaN не наблюдается.

Такой характер эпитаксии нитрида галлия на сапфире может быть понятен, если принять во внимание обнаруженное в работе [2] образование на поверхности подложки сапфира тонкого слоя AlGaN вследствие взаимодействия первоначально осаждаемого нитрида галлия с поверхностным алюминием, возникающим в результате реакции  $\text{Al}_2\text{O}_3$  с водородом. В этом случае можно предположить, что наличие слоя AlGaN является необходимым условием сопряжения кристаллических решеток нитрида галлия и подложки сапфира, уменьшая поверхностную энергию последней, что обеспечивает соответствующую трансформацию зародышевого слоя и последующее латеральное разрастание зародышей до формирования сплошного слоя.

В условиях повышенной концентрации кислорода в газовой фазе образование химически активного (свободного) алюминия на поверхности сапфира затрудняется, что не позволяет сформироваться слою AlGaN на всей поверхности структуры. В результате ухудшаются условия для латерального разрастания зародышей и, следовательно, дальнейшего слоевого роста нитрида галлия. Однако, если режим слоевого роста уже достигнут, то даже в условиях высокого содержания кислорода процесс формирования нормального epitаксиального слоя не нарушается.

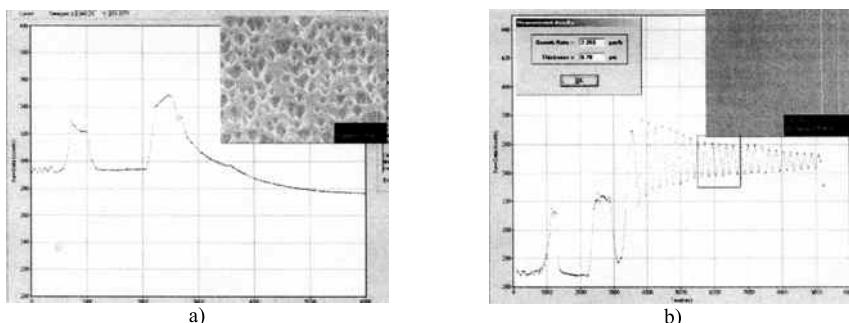


Fig. 1. Reflectance pictures of GaN deposition process on a sapphire substrate a) at high level of O<sub>2</sub> in a gas phase, b) – at normal conditions (inserts – morphology of the grown layers is shown)

Такая ситуация возникает в случае аномально высоких для эпитаксии нитрида галлия концентраций кислорода в газовой фазе. При концентрациях  $O_2$  на уровне  $10^{-6}$  об. %, (что соответствует среднему уровню чистоты) процесс эпитаксии нитрида галлия на подложках сапфира имеет классический характер, рис.1б. Однако, в этом случае возникают определенные трудности при выращивании гетероструктур для различных приборных применений, в частности, для HEMT. Так, средний уровень электрофизических параметров получаемых структур уступает достигнутому в мировой практике, наблюдается заметная невоспроизводимость электрофизических характеристик эпитаксиальных структур и невосприимчивость процесса к попыткам оптимизации технологических режимов с целью улучшения параметров структур, рис 2а,б.

При выполнении требований, предъявляемым в современном производстве гетероэпитаксиальных структур нитридных соединений к чистоте газовых сред (содержание примесей менее  $10^{-7}$  об. %) картина заметно изменяется - достигается воспроизводимость электрофизических характеристик материала и повышается их уровень. В такой ситуации появляется также возможность эффективной оптимизации конструкции и технологических режимов выращивания гетероэпитаксиальных структур - рис. 2а,б., включая гетероструктуры с высоким содержанием (до 50 ат. %) алюминия в барьереом слое.

Как видно из приведенных данных, полученных при обработке результатов более чем 500 процессов эпитаксиального роста, слоевое сопротивление получаемых в этом случае гетероструктур типа AlGaN/GaN составляет 270-300 Ом.кв (на подложках сапфира) и 230-270 Ом.кв (на подложках карбида кремния) при подвижности носителей заряда, достигающей  $2300 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ , что находится в одном ряду с современными мировыми достижениями.

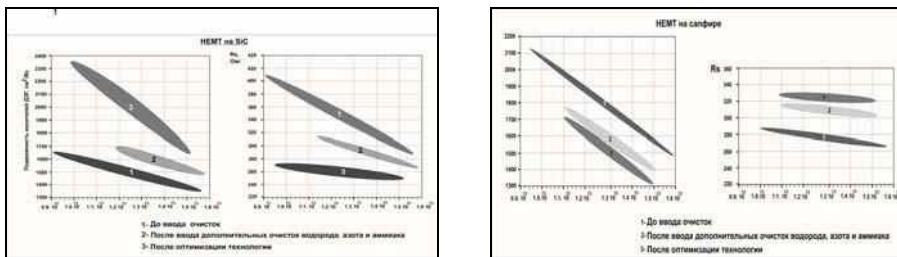


Fig. 2. Change of parameters of AlGaN/GaN heteroepitaxial structures grown at various purity level of gases used

- [1] N. Okada, et. al. . Jap. J. Appl. Phys., vol. 48, 2008, pp. 062102-1 -- 062102-4.
- [2] M. Sumya et al., J. Appl. Phys., v.93, №2, 2003, pp. 1311-1319.

#### INFLUENCE OF PROCESS GASES PURITY ON GROWTH AND CHARACTERISTICS OF AlGaN/GaN HETEROEPITAXIAL STRUCTURES GROWN BY MOCVD

*A. Arendarenko, I. Ermoshin, V. Oreshkin, Yu. Sveshnikov\*, I. Tsyplenkova*  
JSC Elma-Malachit, prospect Georgievskiy,b.2,bl.4, Zelenograd, 124365, Moscow  
тел. +7(499)7321830, e-mail: [sveshnikov@elma-malachit.ru](mailto:sveshnikov@elma-malachit.ru)

The role of oxygen contamination of process gases at GaN epitaxy by MOCVD method was examined. It was shown that at extremely high level of oxygen in gas phase (about  $5 \cdot 10^{-5}$  % vol.) the GaN epitaxial growth on sapphire substrate doesn't occur. This phenomenon is attributed to the effect of suppression of thin AlGaN layer formation on a surface of sapphire. Apparently, the presence of such layer facilitates high-quality layers growth by reducing surface energy of a growth plane. When grown at the middle level of contamination (1ppm) the GaN epitaxial layers have good surface quality but electrical parameters for HEMT structures are not very high and almost are not sensitive to any attempt to improve it by technology leverage. The highest purity of gases (<1 ppb) gives the chance to achieve better characteristics of AlGaN/GaN structures both on sapphire and SiC substrates (sheet resistance 230-270 Ohm.sq at electron mobility up to  $2300 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ).

## УПРАВЛЕНИЕ ПРОФИЛЕМ СОСТАВА И НАПРЯЖЕНИЙ В ПРИБОРНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ InGaN

**А.С. Сегаль\*, Е.В. Яковлев, С.Ю. Карпов, М.Э. Рудинский, А.В. Лобанова, Р.А. Талалаев**

ООО “Софт-Импакт”, пр. Энгельса, 27, 194156, С.-Петербург,  
тел. +7(812)7031522, e-mail: alex.segal@str-soft.com;

Характеристики светодиодных приборов на основе гетероструктур InGaN существенно зависят от распределения состава в активных зонах таких структур. При этом реальное распределение состава может существенно отличаться от идеального профиля, задаваемого рецептурой ростового процесса, за счет ряда эффектов, таких как транспорт газофазных компонент, поверхностная сегрегация индия, напряженное состояние гетероструктуры и т.д. (см., например, [1]). Данный доклад представляет разработку и верификацию модели формирования реального профиля состава при МОС-гидридной эпитаксии гетероструктур на основе InGaN из триметилиндия (TMIn), триметил- или триэтилгаллия (TMGa или TEGa) и аммиака ( $\text{NH}_3$ ).

В основу модели положен баланс компонент в адсорбированном слое на поверхности растущего кристалла, который определяется химическим взаимодействием газовой фазы и адсорбированного слоя с одной стороны и адсорбированного слоя и кристалла с другой стороны. Ростовая кинетика согласована с термодинамическими свойствами газо- и твердофазных компонент, при этом учитывается энергия взаимодействия компонент InN и GaN в твердом растворе InGaN и напряженное состояние гетероструктуры InGaN. Такой подход ранее применялся для анализа профиля состава, например, в [2], однако, верификация модели проводилась на основе старых экспериментальных данных, полученных, например, в [3]. Использование новых измерений профиля состава с субнанометровым разрешением методами HRTEM и DFEH для верификации модели (см. [4,5]) позволило уточнить кинетический механизм роста InGaN за счет учета частичной блокировки ростовой поверхности адсорбированными атомами индия. Кроме того, в модели был учтен релаксация напряженной гетероструктуры InGaN за счет образования дислокационных полупутей при превышении критической толщины слоя (такой механизм был исследован в [6]).

Пример сравнения профиля состава в гетероструктуре InGaN/GaN, рассчитанного по разработанной модели, и аналогичного профиля, полученного обработкой данных DFEH, приведен на Рис. 1 слева. Видно, что расчет хорошо воспроизводит экспериментально наблюдаемый резкий передний фронт квантовой ямы и сравнительно пологий задний фронт (т.н. «хвост» профиля). Правая часть Рис. 1 показывает хорошее совпадение расчетных и экспериментальных значений концентраций индия в квантовой яме в зависимости от расхода TMIn.

Разработанная модель была использована для анализа влияния различных физических факторов на профиль состава в гетероструктурах с активной областью InGaN. Рассматривался, в частности, эффект т.н. «предслоя» InGaN, выращиваемого перед активной областью для обеспечения баланса напряжений и соответствующего равномерного распределения повышенной концентрации индия во всех квантовых ямах (см. [7]). Рис. 2-3 иллюстрируют хорошее воспроизведение эффекта «предслоя» разработанной моделью. Рис. 2 показывает разумное совпадение расчетных и экспериментальных значений критической толщины слоя InGaN в зависимости от концентрации индия в нем (здесь точки демонстрируют значительный разброс экспериментальных данных различных авторов). Собственно эффект «предслоя» представлен на Рис. 3, где сравниваются профили состава, рассчитанные при наличии и отсутствии «предслоя». В соответствии с данными [7], расчет показывает равномерное распределение повышенной концентрации индия во всех квантовых ямах. Модель интерпретирует эффект как результат полной релаксации напряжений в толстом «предслое» InGaN и последующего роста активной области с меньшим рассогласованием постоянных решетки по сравнению со случаем, когда «предслоя» не было, и рост активной области происходил прямо на GaN. Кроме того, при использовании «предслоя» в активной области не образуются дополнительные дислокационные полупутели, что не так при росте непосредственно на GaN, когда происходит частичная релаксация, и содержание индия в квантовых ямах становится различным.

В докладе будут показаны и другие примеры того, как моделирование может быть использовано для анализа влияния условий роста и дизайна структуры на концентрацию индия в квантовых ямах, распределение состава и напряжений в активной области, возможность релаксации напряжений и другие характеристики.

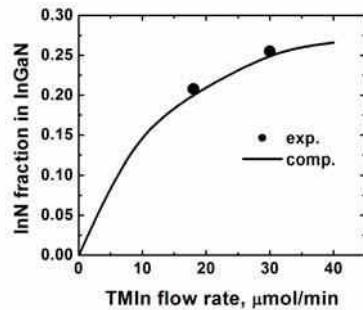
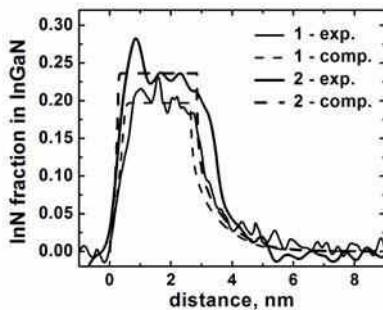


Рис. 1. Профили концентрации индия в квантовых ямах InGaN при расходе TMIn 18 мкмоль/мин (1) и 36 мкмоль/мин (2) и соответствующие зависимости концентрации индия от расхода TMIn.

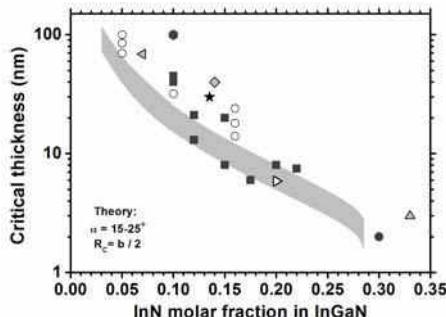


Рис. 2. Критическая толщина слоя InGaN в зависимости от концентрации индия в нем (расчетные и экспериментальные данные).

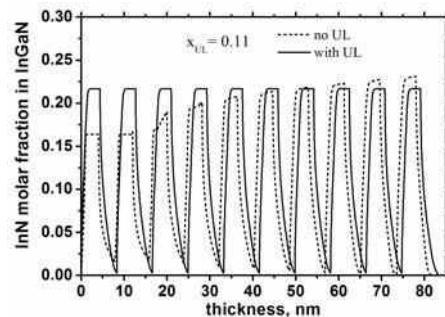


Рис. 3. Распределение состава в активной области структуры, выращенной без использования и с использованием «предслоя».

- [1] L. Hoffmann et al., *Appl. Phys. Lett.* 102 (2013) 102110.
- [2] S.Yu. Karpov et al., *Phys. Stat. Sol. (a)* 192 (2002) 417.
- [3] C. Kisielowski, Z. Liliental-Weber, and S. Nakamura. *Jpn. J. Appl. Phys.* 36, 6932 (1997).
- [4] M. Korytov et al., presented at IWN-2014, August 24-29, Wroclaw, Poland (2014).
- [5] A. Segal et al., presented at IWN-2014, August 24-29, Wroclaw, Poland (2014).
- [6] A.V. Lobanova et al., *Appl. Phys. Letters* 103 (2013) 152106.
- [7] D. M. Van Den Broeck et al., *Appl. Phys. Lett.* 105 (2014) 031107.

### CONTROL OF STRESS AND COMPOSITION PROFILE IN InGaN-BASED DEVICE HETEROSTRUCTURES

**A.S. Segal\*, E.V. Yakovlev, S.Yu. Karpov, M.E. Rudinsky, A.V. Lobanova, and R.A. Talalaev**  
Soft-Impact Ltd., Engels av. 27, 194156, St. Petersburg, Russia,  
phone +7(812)7031522, e-mail: [alex.segal@str-soft.com](mailto:alex.segal@str-soft.com)

Kinetic model of In content profile formation during MOCVD of InGaN-based structures is developed and validated using experimental data derived with HRTEM и DFEH characterization techniques. The model is applied to the analysis of different physical factors affecting the composition profile formation, in particular, to the effect of the InGaN underlayer providing preliminary stress relaxation in the structure and strain balance in the active region.

## СИНТЕЗ НИТЕВИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ И ГЕТЕРОСТРУКТУР: СРАВНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ МВЕ И МОСВД

***В.Г. Дубровский<sup>1,2\*</sup>***

<sup>1</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Политехническая 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия  
<sup>2</sup>Санкт-Петербургский академический университет, Хлопина 8/3, 194021, Санкт-Петербург, Россия  
 тел. +7(921) 382 2146, e-mail: dubrovskii@mail.ioffe.ru.

Нитевидные нанокристаллы (ННК) GaN и гетероструктуры на их основе, выращиваемые различными методами (самоиндуцированный рост, селективная epitаксия, каталитический рост по механизму “пар-жидкость-кристалл” - ПЖК) и с помощью различных epitаксиальных технологий (MBE, MOCVD, HVPE) перспективны, прежде всего, с точки зрения уменьшения числа дефектов за счет бездислокационной релаксации упругой энергии на развитых боковых поверхностях. Вместе с тем, процессы роста GaN ННК отличны от традиционных III-V материалов и изучены еще недостаточно. Понимание и управление процессами синтеза GaN ННК абсолютно необходимо для контроля морфологии и состава данных структур, которые и определяют оптические свойства ансамблей GaN и InGaN/AlGaN ННК.

В настоящем докладе мы остановимся на двух ростовых технологиях – MBE и MOCVD. В случае MBE, наиболее простым и дешевым способом синтеза GaN ННК является так называемый самоиндуцированный рост. Он осуществляется в отсутствие металлического катализатора и не требует предварительного процессирования подложки. Лучше всего такой метод работает на подложках Si(111), покрытых тонким аморфным слоем SiN<sub>x</sub> или кристаллическим слоем AlN, при ростовых температурах около 800°C. Мы покажем, что формирование GaN ННК происходит в два этапа. Сначала образуются трехмерные островки GaN типа Фольмера-Вебера, а анизотропный рост ННК начинается только по достижении некоторого критического размера островков, как показано на Рис.1 (а) [1,2]. Будет кратко рассмотрена модель, объясняющая данное поведение из энергетических соображений. На кинетической стадии роста ННК происходит как рост вверх, так и радиальное расширение, причем вертикальный рост контролируется поверхностной диффузией атомов Ga. Это следует из данных, приведенных на Рис. 1 (б): во-первых, длина ННК превосходит толщину осажденного Ga и, во-вторых, зависимость скорости роста от длины ННК нелинейна. Характерные диффузионные длины Ga составляют величину всего 40-50 нм за счет эффективного встраивания в растущие боковые слои [3]. При этом скорость вертикального роста не превышает 0.01 μm/min.

Будут также рассмотрены возможности и некоторые новые результаты по формированию оптических гетероструктур InGaN/AlGaN в ННК методом MBE.

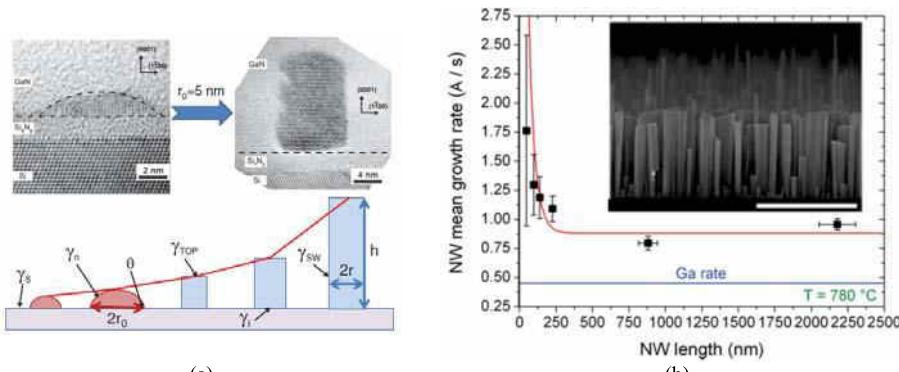


Рис. 1. Картина двухстадийного процесса формирования самоиндуцированных GaN ННК методом MBE на Si(111) с аморфным подслоем SiN<sub>x</sub> с соответствующими ПЭМ изображениями (а); Измеренная (символы) и теоретическая (линия) зависимости скорости удлинения GaN ННК при температуре 785°C, СЭМ изображение на вставке показывает ансамбль GaN ННК после 3 часов осаждения, масштабная метка – 1 μm (б).

В случае химических epitаксий самоиндуцированный подход работает хуже, и в основном используется селективный рост или рост по механизму ПЖК с различными катализаторами (Au, Au-

Ni, Au-In). Здесь мы рассмотрим недавно полученные результаты по росту ННК и нитевидных микрокристаллов (с характерными поперечными размерами порядка микрометра) методом MOCVD при температуре 1040°C на слоях GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, покрытых тонкой пленкой Ti [4]. В частности, будет предложено объяснение рекордной скорости удлинения – порядка 18 μm/min, что в 10 раз превосходит результаты HVPE (~1.7 μm/min) [5] и было достигнуто лишь однажды с помощью неэпитаксиального Ga-катализитического роста [6]. Как видно из Рис. 2 (a), рост начинается в Ga-обогащенных областях, где Ti травит слой GaN с образованием TiN. Рисунки 2 (b)-(d) показывают отсутствие какои-либо корреляции между длиной и диаметром ННК и линейные зависимости максимальной длины и диаметра от времени. Это свидетельствует о росте в Ga-обогащенных условиях на вершине ННК, при котором скорость удлинения оказывается пропорциональной потоку азота. В целом, данные результаты заставляют пересмотреть некоторые общепринятые механизмы роста методом селективной эпитаксии, что будет также рассмотрено в докладе.

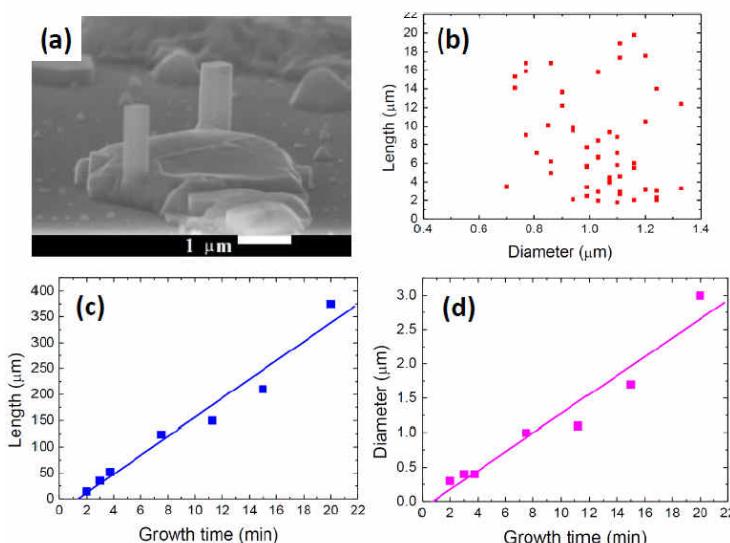


Рис 2. Рост GaN ННК начинается с границ зерен травления (а). Отсутствует зависимость длины от диаметра ННК (б), в то время как зависимости максимальной длины и диаметра от времени линейны (с) и (д).

- [1] V. G. Dubrovskii *et al.*, Phys. Rev. B **85**, 165317 (2012).
- [2] V.G. Dubrovskii *et al.*, Appl. Phys. Lett. **100**, 153101 (2012).
- [3] V. Consonni *et al.*, Phys. Rev. B **85**, 155313 (2012)
- [4] M. M. Rozhavskaya *et al.*, J. Appl. Phys. **117**, 024301 (2015).
- [5] G. Avit *et al.*, Nano Lett. **14**, 559 (2014)
- [6] E.A. Stach *et al.*, Nano Lett. **3**, 867 (2003).

#### SYNTHESIS OF GALLIUM NITRIDE NANOWIRES AND HETEROSTRUCTURES: MBE VERSUS MOCVD

*V.G. Dubrovskii<sup>1,2\*</sup>*

<sup>1</sup>Ioffe Institute RAS, Politekhnicheskaya 26, 194021 St. Petersburg, Russia

<sup>2</sup>St. Petersburg Academic University, Khlopina 8/3, 194021 St. Petersburg, Russia

This talk presents a comparative analysis of MBE versus MOCVD synthesis of GaN nanowires/microwires and InGaN/AlGaN heterostructures within such nanowires. We will show in particular that self-induced MBE growth of GaN nanowires is controlled by Ga surface diffusion and yields low elongation rates of the order of 0.01 μm/min, while MOCVD growth of GaN on sapphire via Ti film yields the record dL/dt of 18 μm/min and should be controlled by the nitrogen flow.

## СИНТЕЗ НИТЕВИДНЫХ МИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛОВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ С РЕКОРДНОЙ СКОРОСТЬЮ РОСТА

**М.М.Рожавская<sup>1,4\*</sup>, В.В.Лундин<sup>1,4</sup>, С.И.Троицков<sup>1</sup>, А.А.Васильев<sup>1,2</sup>, В.Ю.Давыдов<sup>1</sup>, С.О.Усов<sup>4</sup>**  
**Е.Ю.Лундина<sup>1,4</sup>, Д.А.Кириленко<sup>1</sup>, А.Ф.Цацульников<sup>1,4</sup>, В.Г.Дубровский<sup>1,2,3</sup>**

<sup>1</sup> Физико-Технический Институт им. А.Ф. Иоффе Российской Академии Наук,  
ул. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург;  
тел. +7(952)2040934, e-mail: MRozhavskaya@gmail.ru;

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский Академический Университет, ул. Хлопина, 8/3, 194021, Санкт-Петербург  
<sup>3</sup> Университет ИТМО, Кронверкский пр., 49, 197101, Санкт-Петербург;

<sup>4</sup> НТЦ микроэлектроники РАН, ул. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург

Нитевидные нанокристаллы нитрида галлия являются крайне перспективными с точки зрения приборных применений. Все большее количество публикаций посвящено данной теме.

Ранее авторами данной работы была продемонстрирована возможность роста GaN ННК методом МОГФЭ с использованием титановых пленок [1] (Рис 1). Данный метод позволял получать рекордную скорость роста при хорошем качестве материала ННК. Однако, механизм роста оставался неясным.

Как было показано ранее [1], одновременно с процессом роста ННК происходит травление сплошного слоя нитрида галлия на границе с титановой пленкой. Для исследования этого процесса несколько образцов, представляющих собой сапфировые подложки с предварительно осажденным слоем нитрида галлия и напыленной титановой пленкой одинаковой толщины, выдерживались в реакторе при ростовой температуре 1040°C в различных атмосферах (чистом азоте, азот-аммиачной смеси и водород-аммиачной смеси). Было обнаружено, что наиболее активно процесс травления идет в атмосфере чистого азота, тогда как в аммиак-содержащей атмосфере этот процесс идет медленнее. Наиболее вероятным объяснением этого процесса можно считать разложение нитрида галлия в присутствии титана с выходом свободного жидкого галлия и последующее образование нитрида титана из титана и освободившегося азота.

Исследование начальной стадии роста образцов показало, что на этом этапе происходит формирование отдельных островков нитрида галлия, которые одновременно с этим травятся на границе с титановой пленкой. ННК образуются по периметру таких островков. Можно предположить, что такое расположение ННК связано с выходом свободного галлия у границы островка, который образуется в результате его травления. В таком случае освободившийся галлий является необходимым для начала роста ННК.

Исследование статистических характеристик ансамбля а также их временных зависимостей показало, во-первых, отсутствие зависимости длины ННК от его радиуса. Такая зависимость наблюдается в том случае, если рост ННК ограничивается диффузией адатомов со стенок ННК и подложки (Га-лимитированный рост). Во-вторых, временные зависимости максимальной длины и радиуса ННК в ансамбле имеют линейный вид, что также не может быть объяснено в рамках диффузионной модели роста. На наш взгляд, наиболее вероятным механизмом роста, позволяющим объяснить все накопленные экспериментальные результаты, является автокатализитический рост, когда у вершины растущего ННК формируется обогащенная галлием область (капля или, возможно, пленка). В этом случае рост будет лимитироваться доставкой атомов V группы к вершине растущего ННК, временные зависимости и зависимости длины от радиуса будут иметь указанный выше вид. Также становится понятной необходимость жидкого галлия в начале роста и связь процесса травления с синтезом ННК. Насколько известно авторам работы, в литературе отсутствуют данные о возможности эпитаксиального роста ННК нитрида галлия с использованием галлия в качестве катализатора, хотя возможность такого синтеза является очень привлекательной с точки зрения дальнейших применений. Однако, в работе [2] описана возможность такого синтеза для GaN ННК, где источником атомов III и V группы служил сплошной слой нитрида галлия, подвергшийся термическому разложению. Поскольку этот эксперимент проводился в камере просвечивающего микроскопа, механизм автокатализитического роста был подтвержден соответствующими снимками, на которых отчетливо видны капли галлия на вершине ННК. Дополнительным косвенным доказательством того, что в нашем случае также имеет место автокатализитический рост, является совпадение скоростей роста ННК, синтезированных в указанной работе и в наших экспериментах.

Для проверки этой гипотезы были также проведены прямые эксперименты по формированию капель галлия на сапфировой подложке с последующим эпитаксиальным ростом в том же режиме, который использовался для роста ННК на титановых пленках. Сформированные капли имели

размер до 100 нм. На месте некоторых капель наблюдался рост ННК, но с гораздо меньшей скоростью. Большая часть подложки была покрыта крупными отдельными кристаллитами нитрида галлия. Скорее всего, в данном случае имеет место конкуренция двух разных процессов — роста вискеров, инициируемых каплями галлия, и обычного высокотемпературного островкового роста нитрида галлия, который происходит на сапфировой подложке в отсутствие специальных низкотемпературных зародышевых слоев. Крупные кристаллиты поглощают больше материала, что может приводить к локальному обеднению газовой фазы и тормозить рост ННК. Однако, хочется подчеркнуть, что в данном случае удалось организовать рост GaN ННК без литографических масок, предварительной нитридации поверхности, отличных от галлия металлических катализаторов и титановых пленок.

На образцах с массивами ННК, выращенных с использованием титановых пленок, в core-shell геометрии были синтезированы p-n переходы а также структуры с множественными квантовыми ямами InGaN/GaN.

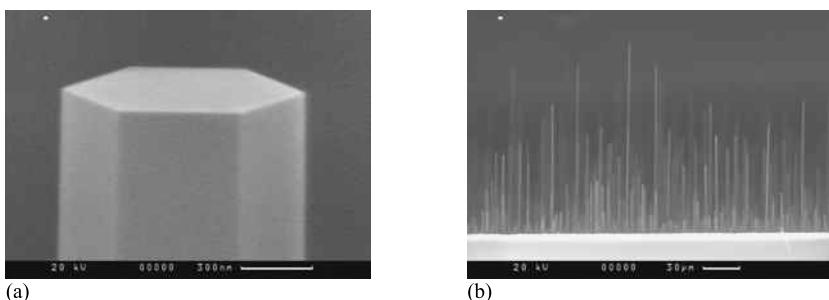


Рис.1. (а) РЭМ изображение одиночного ННК, синтезированного на сапфировой подложке с использованием пленки титана (б) РЭМ изображение массива ННК, синтезированного на сапфировой подложке с использованием пленки титана

Работа поддержана грантами РФФИ 14-02-31756 и 13-02-12082.

- [1] М.М. Рожавская, В.Б.Лундин, Е.Ю.Лундина, А.В.Сахаров, С.И.Трошков, А.Н.Смирнов, В.Ю.Давыдов, ПЖТФ, 40, 9, 17-23, 2014
- [2] E. A. Stach, P. J. Pauzauskie, T. Kuykendall, J. Goldberger, R. He, and P. Yang, Nano Lett. 3, 867, 2003

#### SYNTHESIS OF GaN MICROWIRES AND NANOWIRES WITH EXCEPTIONAL GROWTH RATE

**M.M. Rozhavskaya<sup>1,4\*</sup>, W.V. Lundin<sup>1,4</sup>, S.I. Troshkov<sup>1</sup>, A.A. Vasilyev<sup>1,2</sup>, V. Yu. Davydov<sup>1</sup>, S.O. Usov<sup>4</sup>**  
**E. Yu. Lundina<sup>1,4</sup>, D.A. Kirilenko<sup>1</sup>, A.F. Tsatsulnikov<sup>1,4</sup>, V.G. Dubrovskii<sup>1,2,3</sup>**

<sup>1</sup>Ioffe Physical Technical Institute RAS, Politekhnicheskaya, 26, 194021, St. Petersburg;  
phone. +7(952)2040934, e-mail: M.Rozhavskaya@gmail.ru;

<sup>2</sup>St. Petersburg Academic University, Khlopina, 8/3, 194021, St. Petersburg;

<sup>3</sup>ITMO University, Kronverkskiy pr. 49, 197101 St. Petersburg;

<sup>4</sup>Submicron Heterostructures for Microelectronics, Research and Engineering Center, RAS,  
Politekhnicheskaya, 26, 194021, St. Petersburg

We present here a study of the growth mechanism of GaN nanowires with exceptional growth rate of 18  $\mu\text{m}/\text{min}$  and high material quality using Ti thin film. Linear form of the time evolution of the maximum NWs length and diameter, no length-diameter correlation, NWs nucleation along the perimeter of GaN islands, availability of the liquid Ga in the reactor due to interaction between Ti film and bulk GaN let us suggest that NWs may grow via Ga catalyst. Direct experiments of GaN NWs grow using Ga droplets are presented. P-n junctions and MQWs are formed in the core-shell geometry on the side facets of Ti-induced NWs.

## КОНТРОЛЬ НАПРЯЖЕНИЙ И ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ В ТЕХНОЛОГИИ GaN-ON-Si

**М.Э. Рудинский\*, А.В. Лобанова, Е.В. Яковлев, М.С. Рамм, Р.А. Талалаев**

ООО “Софт-Импакт”, пр. Энгельса, 27, 194156, С.-Петербург,

тел. +7(812)7031522, e-mail: mikhail.rudinsky@str-soft.com;

Контроль напряжений и плотности дислокаций представляет собой важнейшую проблему при производстве электронных приборов на основе нитрида галлия, особенно в связи с интенсивно развивающейся технологией роста GaN на кремниевых подложках. Ключевой является задача выбора оптимальной стратегии роста, решение которой необходимо для управления напряжениями в структуре, снижения плотности дислокаций к моменту начала роста активной области, а также чтобы избежать растрескивания при охлаждении, вызванного большим различием коэффициентов теплового расширения GaN и Si.

В настоящее время большинство реакторов для МОС-гидридной эпитаксии оснащены сенсорами, которые позволяют измерять кривизну подложки в режиме реального времени. Однако даже наличие этой полезной информации не позволяет строить прогноз относительно изменения кривизны и плотности дислокаций при изменении параметров процесса и дизайна структуры.

С целью улучшения понимания процессов, происходящих при росте структур на основе нитридов 3-й группы (в первую очередь в технологии GaN-on-Si), а также сокращения времени, требующегося для оптимизации ростового процесса, авторами доклада предложен подход, который с помощью компьютерного моделирования позволяет предсказывать важные с практической точки зрения характеристики. Разработанный нами программный комплекс может быть использован:

- 1) для решения «прямой» задачи. В этом случае эволюция напряжений, плотности дислокаций и кривизны рассчитывается на этапах нагрева, роста и охлаждения структуры, исходя из типа ростового реактора, параметров подложки, а также последовательности и условий роста слоев, составляющих структуру;
- 2) для решения «обратной» задачи. В этом случае экспериментальные результаты *in-situ* измерений кривизны используются для расчета эволюции напряжений и эффективной постоянной решетки в каждом слое структуры в процессе ее роста. Данные, полученные таким образом, могут быть также использованы при решении «прямой» задачи для более сложной структуры, которая содержит фрагменты рассматриваемой структуры.-

Примеры использования моделирования для нитридных структур, выращенных на кремниевых подложках, представлены на Рис. 1-2. Эволюция кривизны, показанная на Рис. 1, соответствует структуре, в которой перед ростом GaN использовался грейдированный буфер, состоящий из трех слоев AlGaN с содержанием алюминия 75%, 50% и 25%, соответственно. На этапе роста толстого GaN слоя были использованы AlN вставки. Данная структура была выращена в коммерческом реакторе Veeco Turbodisc K465i на подложках диаметром 200 мм [1].

Кривизна подложки к началу роста нуклеационного слоя AlN составляет порядка  $15 \text{ км}^{-1}$  и определяется перепадом температуры по толщине подложки, который в данных условиях составляет, по нашим оценкам, порядка 4 К. Во время роста грейдированного AlGaN буфера кривизна меняется не слишком сильно и находится вблизи нуля к началу роста GaN слоя, общая толщина которого составляет 2.5 мкм. В рассматриваемой структуре важную роль при росте толстого GaN слоя играют AlN вставки. По нашим оценкам, в GaN слое, ввиду большого (около - 3.5 ГПа) напряжения, происходит образование новых дислокаций и быстрая релаксация напряжений за счет наклона как ранее существовавших, так и новых дислокаций. Если бы в толстом GaN слое не было AlN вставок, кривизна структуры после охлаждения составила бы порядка  $40 \text{ км}^{-1}$ , а сам слой растрескался.

Альтернативо применению грейдированных буферов AlGaN является использование сверхрешеток, которые, при правильно подобранный последовательности роста слоев и соотношения их толщин и химического состава, могут служить эффективным фильтром для дислокаций. В работе [2] буферный слой состоял из различного числа сверхрешеток, разделенных слоем GaN толщиной 200 нм. Каждая из сверхрешеток представляла собой 10 пар слоев AlN/GaN с толщиной 3 нм и 4 нм, соответственно. Сверху на таком буфере наращивался слой GaN разной толщины.

На Рис. 2 показана зависимость конечной плотности проникающих дислокаций в структуре от числа сверхрешеток. Толщина верхнего GaN слоя составляет 2.5 мкм. Хорошее согласие результатов расчетов и экспериментальных данных позволило нам сделать ряд выводов, а именно:  
1) применяемая в работе [2] сверхрешетка состоит из тонких слоев, что минимизирует вероятность

образования новых дислокаций или трещин в ней; 2) в сверхрешетке происходит плавное изменение эффективной постоянной решетки, что приводит к увеличению сжимающего напряжения в следующем за сверхрешеткой GaN слое по сравнению с предыдущим на 0.5ГПа; 3) довольно низкая плотность дислокаций и достаточно высокое сжимающее напряжение после сверхрешетки позволяют вырастить верхний GaN слой толщиной 2.5 мкм, который не растрескивается в процессе охлаждения. Расчеты показали, что настройка параметров применяемой в работе [2] сверхрешетки может позволить дополнительно уменьшить результирующую плотность дислокаций и, соответственно, увеличить максимальную толщину верхнего GaN слоя.

Другие примеры использования моделирования, как для интерпретации имеющихся экспериментальных данных, так и для предсказания напряжений и плотности дислокаций в нитридных структурах, выращенных на подложках кремния и сапфира для различных применений, будут представлены в данной работе.

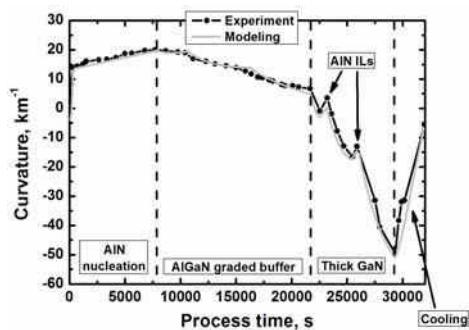


Рис. 1. Эволюция кривизны в структуре с грейдированным AlGaN буфером [1].

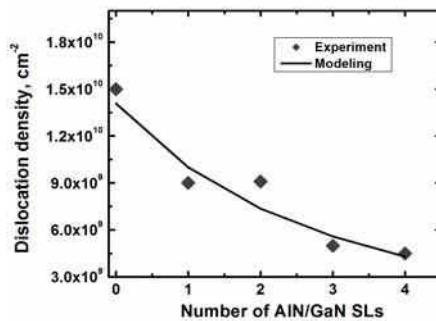


Рис. 2. Плотность дислокаций в зависимости от числа сверхрешеток в структуре из работы [2].

- [1] B. Krishnan et al., Sensors and Materials 25 3 (2013) 205.
- [2] E. Feltin et al., Appl. Phys. Lett. 79 (2001) 3230.

## CONTROL OF STRESS AND DISLOCATION DENSITY IN GaN-ON-Si TECHNOLOGY

**M.E. Rudinsky\*, A.V. Lobanova, E.V. Yakovlev, M.S. Ramm, and R.A. Talalaev**

Soft-Impact Ltd., Engels av. 27, 194156, St. Petersburg, Russia,  
phone +7(812)7031522, e-mail: mikhail.rudinsky@str-soft.com;

Control of the stress state and dislocation density is of great importance for the fabrication of GaN-based electronic and optoelectronic devices, especially with respect to intensive development of the GaN-on-Si technology. To assist the growth engineers in understanding, control, and optimization of the III-Nitride structures, numerical simulation is applied, aimed at predicting evolution of stress and bow, as well as dislocation dynamics during the heating, growth, and cooling of device structures and buffer layers on Si and sapphire wafers. With the modeling tool, it is possible to both analyze the stress in the structure at different stages of the growth, using *in-situ* curvature data, and compute stress, bow, and dislocation density in the whole structure or particular layers, using the reactor type, operating conditions, and wafer material/size as input parameters.

## НИТРИДНЫЕ НЕМТ ПРОТИВ АРСЕНИДНЫХ: ПОСЛЕДНЯЯ БИТВА?

**Ю.В. Федоров**

Институт СВЧ полупроводниковой электроники РАН, Нагорный пр. д.7, стр.5, 117105, г.Москва,  
тел. +7(495)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

Освоение терагерцового диапазона в последние десятилетие является одним из самых приоритетных направлений развития полупроводниковых СВЧ приборов. Частотные параметры полевых транзисторов с двумерным электронным газом (HEMT) на базе арсенидных гетероструктур (In,Ga,Al,P)As на подложках InP и нитридных гетероструктур (In,Ga,Al)N на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC и Si в эти годы возрастили наиболее высокими темпами. Это стало возможным в результате развития технологии изготовления транзисторов: снижения сопротивления омических контактов путем освоения технологии повторного выращивания высоколегированного контактного слоя n<sup>+</sup>InGaAs или n<sup>+</sup>GaN, создания как для арсенидных, так и для нитридных HEMT само-совмещенной технологии изготовления затворов и контактов, минимизирующих сопротивление канала транзистора, а также уменьшения длины затворов до 20 нм. Однако, рост предельной частоты передачи тока InP HEMT остановился на отметке f<sub>T</sub>=688 ГГц уже в 2011 году [1], а нитридные HEMT после достижения f<sub>T</sub>=454 ГГц в 2013 году [2] также перестали развиваться. В настоящем докладе анализируются конструктивно-технологические возможности повышения предельных частот нитридных HEMT и улучшения их шумовых параметров в сравнении с арсенидными.

Путем преобразования известной формулы для суммарного времени перезарядки внутренних и внешних емкостей транзистора,  $\tau_{\text{tot}} = \tau_{\text{int}} + \tau_{\text{ext}} + \tau_{\text{par}}$ , выраженного через параметры эквивалентной схемы транзистора [2], с учетом эмпирической зависимости  $R_{\text{ds}}=6,5*10^{0,065L_G^{0.5}}$  [Ом\*мм], полученной экстраполяцией данных работы [3], мы вывели аналитическое выражение для коэффициента качества транзистора в следующем виде:

$$f_T L_G = 10^{-5} \frac{V_e \cdot dr}{2\pi} \left(1 + a(x) + \frac{b(x)}{x}\right)^{-1}, [\text{ГГц} \cdot \text{мкм}] \quad (1)$$

где: [V<sub>e</sub> dr] – см/с,  $a(x) = \frac{2R_K \cdot \text{уд} + d_K R_{CL} \cdot \text{уд}}{6,5} * 10^{-0,065x}$ ,  
 $b(x) = \frac{C_{gd} \cdot \text{уд} (1 + g_m \cdot \text{int} \cdot \text{уд} (2R_K \cdot \text{уд} + d_K R_{CL} \cdot \text{уд}) + a(x)) + C_{gs} \cdot \text{ext} \cdot \text{уд} * a(x)}{0,00885 * \varepsilon_B}$ .

Таблица 1. Параметры HEMT, использованные в расчетах.

Параметр	Вариант 1	Вариант 2	Вариант 3
R <sub>k</sub> <sub>уд</sub> , Ом*мм	0,4	0,1	0,085
R <sub>cl</sub> <sub>уд</sub> , Ом/кВ	300	300	320
d <sub>k</sub> , мкм	2	0,12	0,1
g <sub>m int</sub> <sub>уд</sub> , См/мм	0,4	1,0	1,25
C <sub>gd</sub> <sub>уд</sub> , пФ/мм	0,23	0,23	0,85
C <sub>gs</sub> <sub>ext</sub> <sub>уд</sub> , пФ/мм	0,12	0,12	0,12
ε <sub>B</sub>	10	10	10
V <sub>e</sub> dr, 10 <sup>7</sup> см/с	1,216	1,5	2,8

Установлено, что при использовании типичных параметров нитридных HEMT, изготовленных по «старой» технологии с вжигаемыми омическими контактами (Вариант 1), результаты расчетов по формуле (1) с точностью до 1% совпадают с эмпирическим выражением, полученным в работе [3].

При использовании параметров HEMT (Вариант 2), характерных для современной само-совмещенной технологии с невжигаемыми омическими контактами и доращиванием контактного n<sup>+</sup>GaN слоя в установке MBE, результаты расчетов по формуле (1) также хорошо совпадают с экспериментальными данными, приведенными в работе [2] (см. Рисунок 1).

Отметим практически пропорциональное падение произведения f<sub>T</sub>L<sub>G</sub> при низких величинах аспектного отношения L<sub>G</sub>/t<sub>B</sub>, т. е. рост f<sub>T</sub> при уменьшении L<sub>G</sub> практически прекращается (рисунок 2). Дополнительно мы построили аналогичную зависимость для параметров (Вариант 3) рекордного по частоте нитридного HEMT (f<sub>T</sub>=454 ГГц, f<sub>MAX</sub>=444 ГГц) [4] и привели экспериментальные точки f<sub>T</sub>(L<sub>G</sub>). Как видно, ни одна из построенных зависимостей не дотягивает до 1 ТГц даже при уменьшении длины затвора до 10 нм. Если «обнулить» в выражении (1) величины R<sub>k</sub> <sub>уд</sub> и R<sub>cl</sub> <sub>уд</sub> (технологический предел), то мы получим при L<sub>G</sub>=0 конечную величину:

$$f_T \text{ ПРЕД} = 10^{-7} \frac{V_{e,dr}}{2\pi} \frac{0,885 \epsilon_B}{t_b C_{gd,уд}}$$

Для параметров рекордного HEMT  $t_b=0,006$  мкм,  $C_{gd,уд}=0,85$  пФ/мм и  $V_{e,dr}=2,8 \cdot 10^7$  см/с получим значение  $f_T \text{ ПРЕД}=774$  ГГц, что значительно меньше 1 ТГц.

Таким образом, основным препятствием на пути повышения предельных частот HEMT является слишком большая величина  $t_b C_{gd,уд}$ . Возможность ее минимизации за счет уменьшения толщины барьера слоя нитридных гетероструктур будет рассмотрена в докладе. Отметим, что в pHEMT на подложках InP уже используется предельно тонкий барьера слой InP (2 нм [1]) и канал InAs (5-10 нм), обеспечивающий максимально возможную  $V_{e,dr}=(3-4) \cdot 10^7$  см/с в совокупности с высочайшей подвижностью  $\mu_e=13000$  В/см<sup>2</sup>. Однако, терагерцововый предел по величине  $f_T$  так и остался непреодоленным, по-видимому, из-за задержек времени, связанных с перезарядкой  $C_{dg}$ .

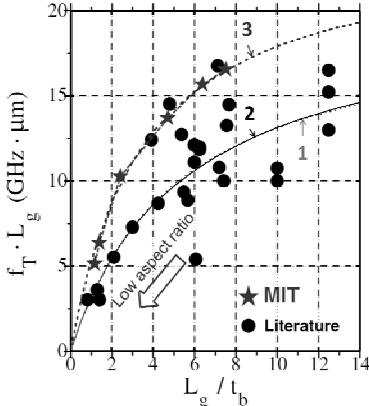


Рисунок 1. Зависимости  $f_T \cdot L_g$  от  $L_g/t_b$ .  
1 - [3], 2 - вариант 1, 3 - вариант 2,  
экспериментальные точки - [4].

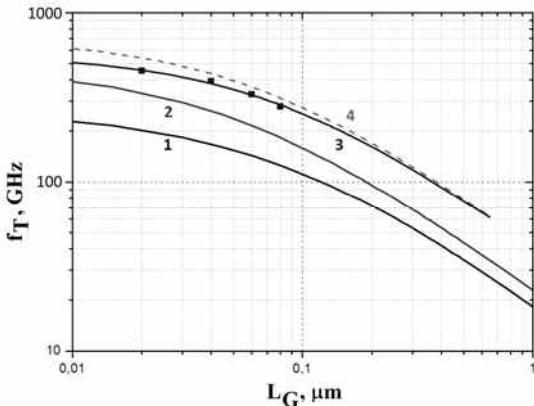


Рисунок 2. Расчетные зависимости  $f_T$  от  $L_g$ :  
1-вариант 1, 2-вариант 2, 3-вариант 3,  
4-вариант 3 при  $R_k,уд=R_{cpl,уд}=0$

- [1] Dae-Hyun Kim, Brar B., del Alamo J.A. 2011 IEEE International Electron Devices Meeting. 5-7 Dec. 2011, pp. 13.6.1-13.6.4.
- [2] Lee D.S., Liu Z., Palacios T. Japanese Journal of Applied Physics. 2014, vol. 53, no. 10, p. 100212.
- [3] Jessen G.H., Fitch R.C., Gillespie J.K., et al. IEEE Transactions on Electron Devices. 2007, vol. 54, no. 10, pp. 2589-2597.
- [4] Shinohara K., Regan D.C., Tang Y., et al. IEEE Transactions on Electron Devices. 2013, vol. 60, no. 10, pp. 2982-2996.

### NITRIDE HEMTs VS ARSENIDES: THE ULTIMATE BATTLE?

Yu.V. Fedorov

Institute of ultra-high frequency semiconductor electronics of RAS, 117105, Moscow,  
Nagornyy prd. d.7, str. 5. Tel. +7(495)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

The research analysis of capabilities frontiers of nitride and arsenide HEMTs is performed, that shows that frequency limit of such devices has already been reached. The physics of such frequency constraints arise from device design but not from semiconductor properties. In particular it is established that product  $t_b C_{dg}$  is the critical parameter which could not be minimized further by technology means. It can be minimized by reducing the thickness of the barrier layer nitride heterostructures will be addressed in the report. In addition it is shown that Noise Figure of nitride HEMTs at a given operating frequency are defined by heterostructure barrier layer thickness, decreasing with decrease of the latter. Therefore it is necessary to develop high efficiency nitride nanoheterostructures with  $t_b$  less than 10 nm. In this respect the AlN/GaN heterostructures are beyond comparison, due to good performance of 2D gas and relative simplicity of growth process.

## РОСТ НЕМТ ГЕТЕРОСТРУКТУР AlGaN/GaN НА ПОДЛОЖКАХ SiC ОТЧЕСТВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА

**А.Ф. Цацульников<sup>1,2\*</sup>, В.В. Лундин<sup>1,2</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1,2</sup>, А.В. Сахаров<sup>1,2</sup>, Н.К. Травин<sup>1,3</sup>,  
О.В. Венедиктов<sup>1,3</sup>, В.П. Иванова<sup>3</sup>, Я.М. Парнес<sup>3</sup>, В.Е. Земляков<sup>3,4</sup>, В.В. Волков<sup>3</sup>,**  
**В.Н. Вьюгинов<sup>3</sup>, М.А. Яговкина<sup>2</sup>, В.Г. Тихомиров<sup>5</sup>, М.Н. Мизеров<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> НТЦ микроэлектроники РАН, Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург

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

<sup>3</sup> ЗАО «Светлана-Электронприбор», 194156, Санкт-Петербург, Россия, пр. Энгельса, д. 27.

<sup>4</sup> Национальный исследовательский университет «МИЭТ», 4806, д.5, 124498, Зеленоград, Москва;

<sup>5</sup> Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ»

им. В.И. Ульянова (Ленина). Профессора Попова, 5, 197376, г. Санкт-Петербург;

тел. +7(812)2972182, e-mail: andrew@beam.ioffe.ru

Опыт эпитаксиального роста структур на основе нитрида галлия показывает, что процесс гетероэпитаксии, особенно его начальная фаза, является крайне чувствительным к состоянию поверхности подложки. В большинстве случаев нет возможности получить данные об обработке поверхности, подложки поставляются «как is», и ростовой процесс приходится приспосабливать к подложкам. Производство подложек в России развернутое на ЗАО «Светлана-Электронприбор», в сочетании с развитой технологией эпитаксиального роста в НТЦ микроэлектроники РАН позволило провести оптимизацию технологии подготовки подложек по результатам эпитаксиального роста.

При эпитаксиальном росте НЕМТ структур достаточно важным параметром является изгиб подложки, как во время роста, так и финальный, после охлаждения. Большое рассогласование коэффициентов температурного расширения SiC и (Al)GaN может привести к тому, что после охлаждения эпитаксиальные слои будут сильно растигнуты, структура будет изогнута (что существенно усложнит пост-ростовую обработку) или даже могут образоваться трещины. Однако, если правильно выбрать начальные условия процесса и дизайн буферного слоя (содержание алюминия в слое AlGaN, толщины и режимы роста слоев AlGaN и GaN) то при эпитаксии можно скомпенсировать изгиб структуры, возникающий при охлаждении. В докладе будут приведены результаты оптимизации подготовки подложек и ростового процесса.

На рисунке 1 приведены карты слоевого сопротивления на подложках размером 2 и 3 дюйма. Как видно из приведенных данных, слоевое сопротивление НЕМТ гетероструктур AlGaN/GaN составляет 270-300 Ом.кв со средневквадратичным отклонением 1-2% на подложках карбида кремния как от стороннего коммерческого производителя, так и внутрироссийского производства, что находится на хорошем современном уровне. При оптимизированной процедуре обработки поверхности SiC подложек структуры, выращенные на Российских подложках ничем не отличаются по качеству от структур выращенных на коммерчески доступных подложках.

На транзисторах, изготовленных из структур, выращенных на отечественных подложках достигнута выходная мощность 9 Вт на частоте 3 ГГц (рисунок 2).

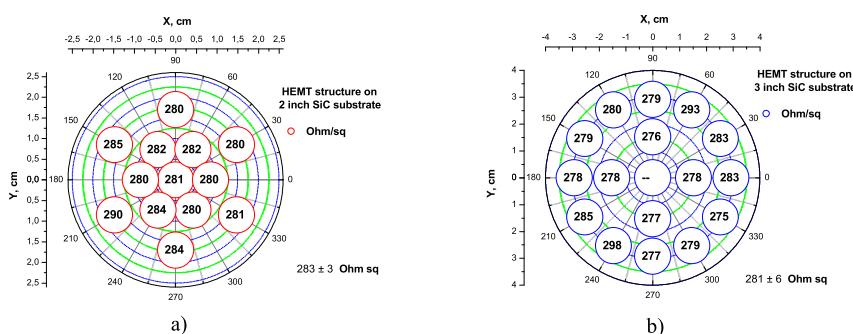


Рис.1 Карты слоевого сопротивления транзисторных структур  
а) сторонний производитель, размер 2 дюйма, б) Российский производитель, размер 3 дюйма

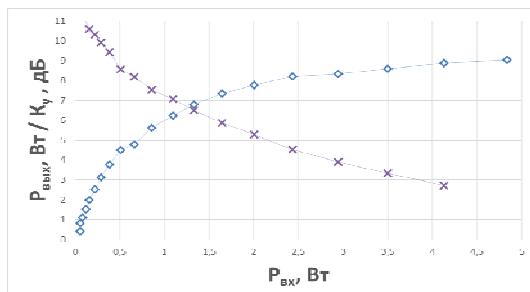


Рис.2 Выходная мощность и коэффициент усиления транзистора с шириной затвора 3600 мкм

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ (соглашение о субсидии № 14.607.21.0003 от 05.06.2014 , уникальный код проекта: RFMEFI60714X0003)

## GROWTH OF AlGaN/GaN HEMT HETEROSTRUCTURES ON SiC WAFERS MADE IN RUSSIA

*A.F. Tsatsulnikov<sup>1,2,\*</sup>, W.V. Lundin<sup>1,2</sup>, E.E. Zavarin<sup>1,2</sup>, A.V. Sakharov<sup>1,2</sup>, N.K. Travin<sup>1,3</sup>, O.V. Veneklitskaya<sup>1,3</sup>, V.P. Ivanova<sup>3</sup>, Ya.M. Parnes<sup>3</sup>, V.E. Zemliakov<sup>3</sup>, V.V. Volkov<sup>3</sup>, V.N. Vyuginov<sup>3</sup>, M.A. Yagovkina<sup>2</sup>, V.G. Tikhomirov<sup>5</sup>, M.N. Mizerov<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> Submicron Heterostructures for Microelectronics Research and Engineering Center RAS,  
Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, Russia

<sup>2</sup> Ioffe Physical Technical Institute, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, Russia.

<sup>3</sup> JSC «Svetlana-Electronpribor», 27 Engels av., 194156, St Petersburg, Russia.

<sup>4</sup>National Research University of Electronic Technology (MIET), Pas. 4806, 124498, Zelenograd, Moscow  
<sup>5</sup>St. Petersburg State Electrotechnical University “LETI”. Prof. Popova street, 5, 197376, St. Petersburg

\* +7(812)2972182, e-mail: andrew@beam.ioffe.ru

The results of HEMT heterostructure epitaxy on 2 and 3 inch SiC wafers from different suppliers, including Russian, is reported. Influence of substrate polishing as well as initial growth stages on structure properties is discussed. After optimization of substrate preparation procedure and structure design, good level of quality and properties uniformity of AlGaN/GaN structures on SiC substrates was obtained (sheet resistance 230-270 Ohm.sq.). HEMTs made from this structures shows output power of 9 W at 3 GHz.

## РАЗРАБОТКА МОЩНЫХ GaN ТРАНЗИСТОРОВ L-S-C ДИАПАЗОНА

Л.Э. Великовский<sup>1</sup>\*, П.Е. Сим<sup>1</sup>, Ю.Н. Поливанова<sup>1</sup>, Д.А. Шишкин<sup>1</sup>,  
В.В. Лундин<sup>2</sup>, Е.Е. Заварин<sup>2</sup>, А.Ф. Цацулинников<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> ЗАО «НПФ «Микран», Кирова пр-т, д.51а, стр.14, 634041, Томск

тел. +7(913)8801341, e-mail: velikovskiy.l@gmail.com

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

<sup>3</sup> НТЦ микроэлектроники РАН, ул. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург

Мощные нитрид-галлиевые СВЧ транзисторы являются важным элементом современных систем связи и радиолокации. Одной из наиболее массовых и востребованных областей для применения таких транзисторов являются устройства диапазона частот до 10 ГГц [1].

В работе представлены промежуточные результаты разработки мощных СВЧ транзисторов, проводимых в ЗАО «Научно-производственная фирма «Микран» совместно с ФТИ им. А.Ф.Иоффе. Целью разработки было создание СВЧ транзисторов, изготовленных на подложках карбида кремния азиатского производства, и работающих в диапазоне 1.5-6 ГГц с основными параметрами, соответствующими промышленно выпускаемым в настоящее время зарубежным образцам ( $P_{out} \geq 30\text{ Вт}$ ,  $\text{PAE} \geq 50\%$ ).

К настоящему времени разработаны основные технологические блоки и получены опытные образцы транзисторов.

Транзисторная гетероструктура, полученная методом MOCVD, состояла из последовательно выращенных на подложке карбида кремния диаметром два дюйма нелегированных слоев AlGaN, GaN, AlN, AlGaN и GaN толщиной 250, 3000, 1, 25 и 2 нм, соответственно. Типичные значения Холловской концентрации и подвижности носителей в такой гетероструктуре составляли  $1.3 \cdot 10^{13} \text{ см}^2$  и  $2100 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$  соответственно.

Технологические блоки разрабатывались на оборудовании, использующемся в производстве GaAs СВЧ МИС, что оказало влияние на выбор маршрута и режимов технологических операций. Для получения опытных образцов транзисторов были заимствованы некоторые технологические операции технологии «SWITCH PHEMT 0.5 мкм», в частности для формирования затвора использовались технология контактной DUV фотолитографии с минимальным размером 0.5 мкм. При формировании затвора сначала формировалась щель размером 0.5 мкм в резисте марки PMMA, затем с помощью разработанного процесса плазменного травления SiN через маску PMMA формировалась нижняя часть затвора. В ходе последующей фотолитографии верхней части затвора и напыления металлизации Pt/Ti/Au формировался Г-образный затвор транзистора.

Для формирования омических контактов использовалась металлизация Ti/Al/Mo/Au общей толщиной 135 нм [2]. Использование контактной фотолитографии в изготовлении затвора стало возможным, благодаря отсутствию грубого рельефа, ровному краю и небольшой суммарной толщине металлизации омического контакта. Приведенное контактное сопротивление составляло  $0.3 \pm 0.8 \text{ Ом}\cdot\text{мм}$ , разброс значений вызван низкой однородностью и неоптимальным режимом нагрева в процессе отжига контактов.

Периферия затвора изготавливаемых транзисторов составляла  $7.5 \pm 10.5 \text{ мм}$ . Образцы транзисторов имели максимальный ток  $0.9 \pm 1 \text{ А}/\text{мм}$ , напряжение отсечки  $-4.5 \text{ В}$ . После утонения пластины до толщины 100 мкм, осаждения металлизации на обратную сторону пластины и резки, проводились измерения СВЧ характеристик транзисторов на большом уровне сигнала методом согласованных нагрузок (load-pull измерения). Для проведения СВЧ измерений были отобраны транзисторы с наибольшими значениями напряжения пробоя. Отобранные для измерений транзисторы были смонтированы в специальную оснастку. Load-pull измерения проводились на частоте 2.5 ГГц в импульсном режиме с длительностью импульса 20 мкс и скважностью 50. Рабочее напряжение транзистора составляло 28В. Характеристики транзисторов представлены на рис.1.

Транзисторы продемонстрировали хороший потенциал по уровню выходной мощности: в зависимости от периферии затвора и выбора рабочей точки транзистора он был  $25 \pm 36 \text{ Вт}$  при плотности мощности до 4 Вт/мм. Такие параметры позволяют рассчитывать, при дальнейшем совершенствовании конструкции и технологии, на получение СВЧ параметров на уровне современных зарубежных аналогов. Для этого необходимо увеличить усиление и КПД по добавленной мощности. Невысокий уровень усиления – результат влияния индуктивностей проволок, соединяющих истоки, стоки и затворы транзистора с платами оснастки для измерений. Отсутствие сквозных отверстий на данных транзисторах обусловило необходимость использования таких соединений для соединения истоковых площадок. Процесс травления таких отверстий разработан, и использование этой технологии должно позволить поднять усиление транзистора.

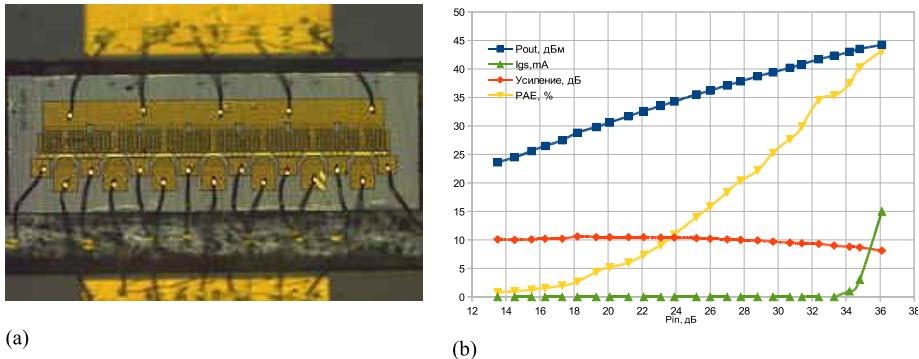


Рис.1. Внешний вид транзисторов в оснастке для СВЧ измерений (а). Динамические характеристики транзистора с периферией затвора 10.5 мм при импульсном СВЧ сигнале ( $F=2.5$  ГГц,  $V_{ds}=28$  В,  $V_{gs}=-4$  В, длительность импульса 20 мкс, скважность 50) (б).

Невысокие напряжения пробоя транзистора (менее 100В) также приводят к ухудшению характеристик транзистора. Дальнейшая работа по совершенствованию ростовой технологии, в сочетании с использованием в транзисторе дополнительного электрода (Field plate), должна позволить снизить токи утечки и повысить напряжение пробоя транзистора.

Исследованы и проанализированы частотные и мощностные характеристики транзисторов в зависимости от параметров эпитаксиальной структуры, топологии и размеров контактных областей.

Полученные результаты позволяют рассчитывать на успешную разработку промышленной технологии нитрид-галлиевых транзисторов.

- [1] H. Guo, W. Tang, W. Zhou, C. Li. Applied Mechanics and Materials, 217, 2393 (2012).  
 [2] Л.Э. Великовский, П.Е. Сим. Доклады ТУСУРа, 33(3), 66 (2014).

## DEVELOPMENT OF HIGH POWER L-S-C-BAND GaN TRANSISTORS

*L.E. Velikovskiy\**, *P.E. Sim<sup>1</sup>*, *J.N. Polivanova<sup>1</sup>*, *D.A. Shishkin<sup>1</sup>*, *V.V. Lundin<sup>2</sup>*,  
*E.E. Zavarin<sup>2</sup>*, *A.F. Tsatsulnikov<sup>2,3</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

<sup>3</sup> Submicron Heterostructures for Microelectronics, Research and Engineering Center, RAS,  
 Politekhnicheskaya, 26, 194021, St. Petersburg

High power L-S-C band GaN HEMTs development results were demonstrated. Heterostructures were grown on SiC substrates by MOCVD with Hall sheet density  $1.1 \cdot 10^{13} \text{ cm}^2$  and carrier mobility 2100  $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ . Demonstrated earlier [2], 135-nm thick Ti/Al/Mo/Au ohmic contact technology with smooth surface morphology were applied. 0.5μm gate foot was defined by DUV contact photolithography, followed by ICPRIE of trench in SiN and Pt/Ti/Au Γ-gate top fabrication. GaN HEMT with a total gate width of 7.5÷10.5 mm exhibited  $I_{dmax}=0.9÷1 \text{ A/mm}$ ,  $V_{th} = -4.5 \text{ V}$ . Load-pull measurements demonstrated power density of up to 4 W/mm, gain of 10dB, output power of 25÷36 W and PAE of up to 43%. A shown result allows us to reach higher levels of gain and PAE by introducing via hole and field plate fabrication technologies in this process.

## ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ В ОБЛАСТИ СОЗДАНИЯ СВЧ МИС НА БАЗЕ НИТРИДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР В НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

**Ю.В. Грищенко, И.С. Езубченко, И.О. Майборода, Ю.В. Федоров, М.Л. Занавескин**

Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт». Пл. Курчатова, д.1, 123182, Москва, тел. +7 (499) 196-77-84, e-mail: Zanaveskin.maxim@gmail.com

В НИЦ «Курчатовский институт» совместно с ИСВЧПЭ РАН и ЗАО «Элма-Малахит» проводятся исследования в области технологии создания СВЧ монолитных интегральных схем в частотном диапазоне до 100 ГГц и выше. Разработаны методы получения нитридных гетероструктур методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии, показавшие низкие токи утечек в буферных слоях за счет использования галлия в качестве сурфактанта при высокотемпературном росте (выше 1000 С) зародышевого слоя AlGaN. Создана технология создания невыжигаемых омических контактов с сопротивлением до 0,16 Ом\*мм с помощью селективного осаждения легированного кремнием нитрида галлия. Были получены НЕМТ гетероструктуры со сверхтонкими барьерными слоями толщиной до 6 нм и слоевым сопротивлением на уровне 280 Ом. Применение метода атомно-слоевого осаждения оксида алюминия позволило создать эффективную защиту тонких нитридных гетероструктур, а также улучшить затворные характеристики транзисторов. Созданные технологии позволили получить функционирующие устройства в частотном диапазоне до 100 ГГц и открывают перспективы к освоению более высокочастотного диапазона, а также к созданию цифровых и гибридных МИС на нитридах.

## R&D OF GALLIUM NITRIDE HETEROSTRUCTURES BASED ELECTRONICS IN NRC “KURCHATOV INSTITUTE”

**Yu.V. Grishchenko<sup>1</sup>, I.S. Ezubchenko<sup>1</sup>, Yu.V. Fedorov<sup>2</sup>, I.O. Mayboroda<sup>1</sup>, M.L. Zanaveskin<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>National Research Center “Kurchatov institute”. Akademika Kurchatova pl., 1, 123182, Moscow,  
phone. +7(499)4567890, e-mail: [Zanaveskin.maxim@gmail.com](mailto:Zanaveskin.maxim@gmail.com)

<sup>2</sup>Institute for UHF Semiconductor Electronics of RAS. Nagorniy driveway, 7(5), 117105, Moscow

National Research Center “Kurchatov institute”, Institute for UHF Semiconductor Electronics of RAS and Elma-Malachit JSC are conducting research on development of UHF monolithic integrated circuits for mm-wave operation (100 GHz and higher frequencies) based on nitride semiconductors. A significant progress was achieved in fabrication of GaN HEMT heterostructures. Structures with ultrathin barrier layers up to 6 nm with 2DEG sheet resistance of 280 Ω and low buffer leakage current are obtained. Technology for producing non-alloyed ohmic contacts with resistance of 0.16 Ω is developed. Usage of ALD passivation with aluminum oxide allowed to protect thin barrier layers and to improve operating parameters of fabricated transistors. GaN HEMT with operating frequency of 100 GHz is fabricated. Obtained results open perspectives for higher operating frequencies in analog, digital and digital-analog nitride devices.

## ОСОБЕННОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ АММИАЧНОЙ И ПЛАЗМЕННОЙ МЛЭ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ III-N НЕМТ ГЕТЕРОСТРУКТУР

*А.Н. Алексеев<sup>1</sup>, Д.М. Красовицкий<sup>2</sup>, С.И. Петров<sup>1</sup>, В.П. Чалый<sup>2</sup>, В.В. Мамаев<sup>1,3</sup>, В.Г. Сидоров<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>ЗАО «НТО», г. Санкт-Петербург, пр. Энгельса 27 petrov@semiteq.ru

<sup>2</sup>ЗАО «Светлана-РОСТ», г. Санкт-Петербург, пр. Энгельса 27

<sup>3</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. Одной из основных проблем при изготовлении приборов на основе III-нитридов является отсутствие недорогих согласованных по параметру решетки подложек. Выращивание на рассогласованных подложках приводит к высокой плотности дислокаций в GaN, что усложняет задачу получения приборных гетероструктур. Типичные значения подвижности электронов при комнатной температуре в слоях GaN, выращенных на сапфире (с использованием буферных слоев GaN, AlGaN или AlN) находятся в диапазоне 250-350 см<sup>2</sup> для МЛЭ и 500-700 см<sup>2</sup> для МОГФЭ. При этом метод МЛЭ обладает рядом достоинств по сравнению с МОГФЭ, а именно: позволяет осуществлять *in-situ* диагностику роста на уровне одного монослоя и получать резкие гетерограницы, обеспечивает высокую чистоту камеры роста и выращиваемого материала, предоставляет возможность построения высоковакуумных кластерных систем, более безопасен и др.

В настоящее время все большее число исследователей выбирают МЛЭ с плазменным источником азота: она более проста в обслуживании, а также обладает рядом особенностей, таких как возможность низкотемпературного роста и отсутствие водорода на ростовой поверхности. Однако в отличие от аммиачной МВЕ данный метод не позволяет заметно увеличить температуру роста и таким образом повысить качество материала за счет увеличения поверхностной подвижности атомов. Гетероструктуры на основе GaN были выращены на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0001) и SiC на отечественной установке STE3N (ЗАО «НТО», SemiTec). Показано, что использование аммиачной МЛЭ для выращивания высокотемпературных буферных слоев AlN/AlGaN при экстремально высокой температуре (до 1150°C) позволяет кардинально улучшить структурное совершенство слоев GaN. Плотность дислокаций в «объемном» GaN была понижена до значений 9·10<sup>8</sup>–1·10<sup>9</sup> см<sup>-2</sup>, что привело к увеличению подвижности электронов в GaN до 600–650 см<sup>2</sup>/В·с при концентрации 3–5·10<sup>16</sup> см<sup>-3</sup>. Полученные значения плотности дислокаций и подвижности электронов сопоставимы с результатами для GaN хорошего качества, полученным МОГФЭ и в несколько раз лучше, чем в обычной МЛЭ. Использование указанных слоев GaN в двойной гетероструктуре с барьерным слоем AlGaN позволило получить гетероструктуры для мощных СВЧ транзисторов с параметрами находящимися на хорошем мировом уровне [1]. Важно отметить, что получение таких буферных слоев трудно реализовать в плазменной МЛЭ, поскольку для двумерного режима роста AlN необходим Al-обогащенный режим, а десорбция алюминия становится существенной при температуре подложки более 900°C.

Характеристики и надежность гетероструктур могут быть улучшены путем замены барьерного слоя AlGaN слоем InAlN, согласованным по параметру решетки с GaN при процентном содержании индия в растворе 17%. В слое In<sub>0.17</sub>Al<sub>0.83</sub>N не наблюдается напряжения и пьезополяризации, что потенциально увеличивает надежность гетероструктуры. Основные проблемы, связанные с ростом InAlN, это различные требования для роста бинарных соединений, содержащихся в тройном растворе, а именно InN и AlN. AlN имеет тенденцию к снижению кристаллического совершенства для температур ниже 1000°C. С другой стороны, температура начала заметного термического разложения InN составляет 500°C, что ограничивает верхний температурный предел для получения слоев InAlN необходимого состава. Кроме того, эффективное разложение аммиака начинается при температурах более 500°C. Это значительно усложняет получение слоев InAlN методом МЛЭ с использованием аммиака в качестве источника азота. Тем не менее, слои InAlN с требуемым содержанием индия получены и методом аммиачной МЛЭ[2]. При этом был использован экстремально высокий поток аммиака 1000 sccm (типичные значения для аммиачной МЛЭ менее 100 sccm). Наиболее распространенным методом получения слоев InAlN является МЛЭ с плазменным источником азота, поскольку данный метод не имеет ограничений по минимальному значению температуры роста, что делает возможным выращивать слои при температурах 400–500°C. Однако сложности, связанные с различной оптимальной температурой роста слоев InN и AlN существуют и при использовании данного метода.

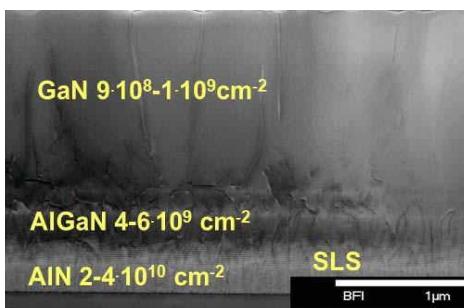


Рис. 1. STEM изображение многослойной гетероструктуры.

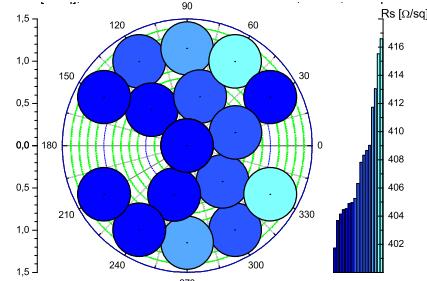


Рис. 2. Однородность слоевого сопротивления по пластине 3" 307 Ω/□ +/-1%

Методом МЛЭ как с плазменной активацией азота, так и с аммиаком в качестве источника азота, получены гетероструктуры GaN/InAlN. Основным параметром, требующим оптимизации при росте InAlN является температура подложки. После оптимизации конструкции барьераного слоя и условий выращивания были получены гетероструктуры с двумерным электронным газом AlN/AlGaN/GaN/AlN/InAlN с электрофизическими параметрами мирового уровня: слоевая концентрация электронов в двумерном газе  $2,2\text{-}2,4\cdot10^{13} \text{ см}^{-2}$ , подвижность электронов в канале 1200-1300  $\text{cm}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ . При этом было установлено, что экстремально высокий поток аммиака, используемый при выращивании слоя InAlN методом аммиачной МЛЭ заметно сокращает продолжительность ростовой серии (без необходимости разморозки) даже при использовании криопанелей увеличенной площади и усиленной откачки. Таким образом, использование плазменной МЛЭ более технологично для получения слоев InAlN.

Применение указанных выше гетероструктур на подложках SiC и последующих постстрочных операций позволило получить DHFET с длиной затвора 0,5 мкм для широкополосных усилителей мощности 0,03-4,0 ГГц. Приборы показали Рых = 2,5 Вт 17-25 дБ и КПД 30 %. Во время испытаний на деградацию все устройства показали надежную работу в течение более 3500 часов при 85° С. Эти параметры подтверждают высокое качество гетероструктур и правильность выбранных технологических подходов.

[1] S.I. Petrov, A.N. Alexeev et al, Phys. Status Solidi (c), 9 (3-4), 562 (2012).

[2] M.H. Wong, F. Wu, C.A. Hurni, S. Choi, J. S. Speck et al, Appl. Phys. Lett. 100, 072107 (2012)

## PECULIARITIES OF AMMONIA AND PLASMA-ASSISTED MBE FOR III-N HEMT HETEROSTRUCTURES GROWTH

*A.N. Alexeev<sup>1</sup>, D.M. Krasovitsky<sup>2</sup>, S.I. Petrov<sup>1</sup>, V.P. Chaly<sup>2</sup>, V.V. Mamaev<sup>1,3</sup>, V.G. Sidorov<sup>3</sup>*

<sup>1</sup> SemiTEq JSC, Engels avenue 27, Saint-Petersburg, 194156, petrov@semiteq.ru

<sup>2</sup> Svetlana-Rost JSC, Engels avenue 27, Saint-Petersburg, 194156

<sup>3</sup> State Polytechnical University, Politehnicheskaya 29, Saint-Petersburg, 195251

The results of use of STE3N MBE System for GaN related growth by both types of MBE (using plasma activation of nitrogen and ammonia) are demonstrated. It is shown that the use of high-temperature AlN/AlGaN buffer layers grown using ammonia at extremely high temperatures (up to 1150°C) allows to improve drastically the structural quality of the GaN layers and reduce dislocation density down to  $9\cdot10^8\text{-}1\cdot10^9 \text{ cm}^{-2}$ . On the other hand, unlike the ammonia MBE, which is difficult to use at  $T < 500^\circ\text{C}$  (because of low decomposition efficiency of ammonia), PA-MBE is very effective at low temperatures, for example for growth of InAlN layers lattice-matched to GaN. The results of the growth of high quality GaN/InAlN heterostructures by using both PA-MBE and NH<sub>3</sub>-MBE (at extremely high ammonia flux) are shown. Use of SemiTEq equipment for high power microwave FETs based on GaN is demonstrated.

## ВОЗДЕЙСТВИЕ N<sub>2</sub> ПЛАЗМЫ НА СВОЙСТВА НЕМТ НА ОСНОВЕ AlGaN/GaN

*N.A. Andrianov\*, E.V. Voznyuk, S.V. Kokin*

ЗАО «Светлана-Рост» пр. Энгельса, 27, 194156, Санкт-Петербург,  
тел. +7(812)3135451, e-mail: info@svrost.ru

Гетеропереходы на основе нитридов III группы открывают возможности для создания нового поколения мощных, высокочастотных полевых транзисторов, способных работать в условиях высоких температур и агрессивных сред. Технология производства HEMT транзисторов на основе AlGaN/GaN сопряжена с рядом сложностей. В частности, пассивация диэлектриком является одной из ключевых проблем для получения мощного AlGaN/GaN HEMT транзистора. Известно, что плазменная предобработка поверхности GaN перед процессом нанесения диэлектрической пленки играет важную роль в активации поверхности и улучшении адгезии диэлектрической пленки, оказывая воздействие на электрофизические характеристики прибора [1].

В настоящей работе рассматривается проблема воздействия плазменной предобработки поверхности AlGaN/GaN HEMT-транзистора в емкостном газовом разряде азота (N<sub>2</sub>) перед PECVD (Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition) осаждением диэлектрической пленки SiNx.

Для анализа воздействий разряда в азоте на DC токи насыщения в экспериментах использовались HEMT гетероструктуры AlGaN/GaN, выращенные на подложках SiC, методом MBE (Molecular Beam Epitaxy). На структурах были сформированы омические контакты и меза-изоляция. Предварительно были измерены ВАХ на специальных тестовых элементах с целью определения токов насыщения ( $I_{sat}$ ). Затем, исследуемые образцы, поочередно, помещались в установку осаждения диэлектрических пленок, где обрабатывались в азотной плазме. При фиксированных параметрах (время, температура столика, поток азота, давление) варьированию подвергались частота генератора и мощность, вкладываемая в разряд.

Анализ изменения токов насыщения показал, что уменьшение частоты с 13,56 MHz до 100 kHz приводит к катастрофическому падению тока насыщения вплоть до 80%. Также уменьшение тока насыщения (порядка 20%) вызывается существенным увеличением мощности ВЧ разряда в 3-4 раза.

Сильное изменение такого ключевого параметра транзистора как ток насыщения потребовало теоретического обоснования. Были дополнительны измерены спектры оптического излучения азотной плазмы. Анализ спектров показал наличие линии высокой интенсивности N<sub>2</sub><sup>+</sup> (390 nm) в спектре низкочастотного разряда [2], а также в спектре высокочастотного разряда в случае высокой мощности (200 W). Рост интенсивности линии мы связываем с увеличением доли ионов N<sub>2</sub><sup>+</sup> в плазме разряда. В дальнейшем, для понимания механизма воздействия азотной плазмы на HEMT структуру будут проведены измерения спектров энергии ионов, бомбардирующих поверхность подложки. Будет обсуждаться возможность измерения такого спектра с помощью планарного энергоанализатора задерживающих полей.

[1] M.F. Romero, et al. IEEE Electron Device Lett., vol. 59, issue 2, pp 374 – 379, 2011.

[2] K. Mackenzie, et al. Optimization of Low Stress PECVD Silicon Nitride// Compound Semi & Microtechnology, Chip, Unaxis.

## INFLUENCE OF N<sub>2</sub> PLASMA ON AlGaN/GaN HEMT CHARACTERISTICS

*N.A. Andrianov\*, E.V. Voznyuk, S.V. Kokin*

“Svetlana-Rost”JSC, Engels ave., 27, 194156, Saint-Petersburg,  
Phone. +7(812)3135451, e-mail: info@svrost.ru;

In present work we report on saturation current degradation due to low frequency (100 kHz) N<sub>2</sub> gas discharge treatment. On the other hand the plasma induced damage at high frequency (13.56 MHz) was much less significant.

## РАЗРАБОТКА МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВЧ МИС ДЛЯ ППМ Ка И V-ДИАПАЗОНОВ НА ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ AlGaN/GaN И ТЕХНОЛОГИИ ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

**Ю.В. Федоров, Д.Л. Гнатюк\*, А.С. Бугаев, О.С. Матвеенко, Р.Р. Галиев, А.В. Зуев**

Институт СВЧ полупроводниковой электроники РАН, Нагорный пр. д.7, стр.5, г. Москва,  
тел. +7(495)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

Создание пригодных для массового производства малогабаритных однокристальных ППМ миллиметрового диапазона для экстремальных условий эксплуатации на основе гетероструктур AlGaN/GaN особенно актуально в настоящее время. Это предполагает решение ряда научных, технологических и конструкторских проблем. В данной работе приведены первые результаты разработки и исследования как отдельных функциональных МИС для ППМ Ка- и V-диапазонов, так и однокристальных многофункциональных модулей в монолитном исполнении.

Предварительные исследования показали, что создание таких модулей на основе копланарной технологии невозможно ввиду проблем с обеспечением устойчивости таких систем и наличием частотно-зависимых фазовых набегов по общим проводникам. Это проявляется уже при создании активных квадратурных смесителей или повышения усиления и выходной мощности МИС УМ. За рубежом МИС на основе гетероструктур AlGaN/GaN как правило изготавливают по микрополосковой технологии, подразумевающей травление сквозных отверстий сквозь подложку. Однако это связано с серьезными технологическими трудностями. Частично решение данной проблемы может быть облегчено при переходе к гетероструктурам на кремниевых подложках, но в настоящее время такие гетероструктуры недоступны. В ходе выполнения настоящей работы нами было найдено конструкторско-технологическое решение данной проблемы, заключающееся в создании "заземляющей плоскости" над лицевой поверхностью пластины с уже изготовленными активными и пассивными СВЧ элементами поверх слоя полимерного диэлектрика толщиной 10-15 мкм (фотолак, разработка ИВС РАН). При этом заземление соответствующих элементов производится через отверстия в слое фотолака, одновременно выполняющего роль защитной пассивации.

По разработанному технологическому процессу впервые в России на нитридных гетероструктурах на подложках из сапфира были изготовлены ряд монолитных интегральных схем для ППМ Ка-диапазона (квадратурный демодулятор, квадратурный модулятор) и V-диапазона - отдельно МИС УПЧ, ГУН, балансный смеситель, МШУ, УМ, а также 2 варианта (приемный и приемо-передающий) многофункциональных МИС в составе: ГУН, балансный смеситель, УПЧ.

Проведены предварительные измерения характеристик МИС зондовым способом на пластинах в диапазоне частот до 67 ГГц.

В ходе исследования малосигнальных S-параметров тестовых транзисторов с периферией затворов 2x50 мкм зафиксированы максимальные величины предельной частоты усиления по току и напряжению на уровне 56 ГГц и 151 ГГц соответственно. Температурные зависимости СВЧ характеристик транзисторов без теплоотвода приведены на рисунке 1 (а).

МИС квадратурного модулятора (в нескольких вариантах реализации) Ка-диапазона был исследован в режиме ограниченной функциональности, а именно - использовались только два из четырех дифференциальных входов ПЧ (0 и 90 градусов) и пониженная мощность сигнала гетеродина. Измеренные величины коэффициента преобразования составляют -3 - +1 дБ. Эти значения хорошо согласуются с расчетами, соответствующими условиям измерений. В режиме полной функциональности расчетные значения коэффициента преобразования составляют от +2 до +7 дБ (в зависимости от варианта реализации МИС).

МИС УПЧ диапазона частот 0,1 - 2 ГГц имеет коэффициент усиления более 20 дБ при коэффициенте шума 2 дБ. При увеличении температуры до +120°C (без теплоотвода) величина S21 уменьшается на 1 дБ на частоте 1 ГГц и на 2,5 дБ на частоте 2 ГГц в постоянной рабочей точке.

МИС усилителя диапазона частот 57 - 64 ГГц имеет коэффициент усиления до 11 дБ. В зависимости от рабочей точки усилитель может служить в качестве МШУ или УМ. Насыщенная выходная мощность составляет 15-17 дБм. Линейная выходная мощность составляет 10 - 11 дБм. Точка компрессии 1 дБ составляет 0 - 3 дБ (рисунок 1 (б)).

Выходная мощность МИС ГУН составляет 10-14 дБм. Диапазон перестройки частоты 65-70 ГГц. Стабильность частоты генерации от напряжения питания не хуже 200 МГц/В (при  $U_n=10$ В). Относительное изменение частоты генерации при изменении температуры от +25 до +55°C в постоянной рабочей точке составляет  $\Delta F/F < 0,3\%$ . Установлено, что попытки обеспечить постоянную величину частоты генерации путем поддержания постоянной величины потребляемого

тока за счет отпирания транзисторов не приводят к успеху. Однако этого можно добиться за счет уменьшения рассеиваемой на транзисторах мощности (запирания транзистора) (рисунок 2(б)). Это может свидетельствовать о том, что в данном случае именно эффект саморазогрева транзисторов, а не температура окружающей среды, является определяющей причиной изменения частоты генерации ГУН.

Потери преобразования МИС смесителя V-диапазона составляют -9 - -10 дБ при частоте гетеродина 60 ГГц в диапазоне изменения частоты ВЧ от 61 до 67 ГГц.

Предварительные исследования МИС приемного и приемопередающего модулей V-диапазона продемонстрировали их работоспособность.

Полученные результаты свидетельствуют, что разработанная технология создания "заземляющей плоскости" над лицевой поверхностью пластины с уже изготовленными активными и пассивными СВЧ элементами является пригодной для изготовления многофункциональных СВЧ МИС для диапазона частот до 70 ГГц и выше.

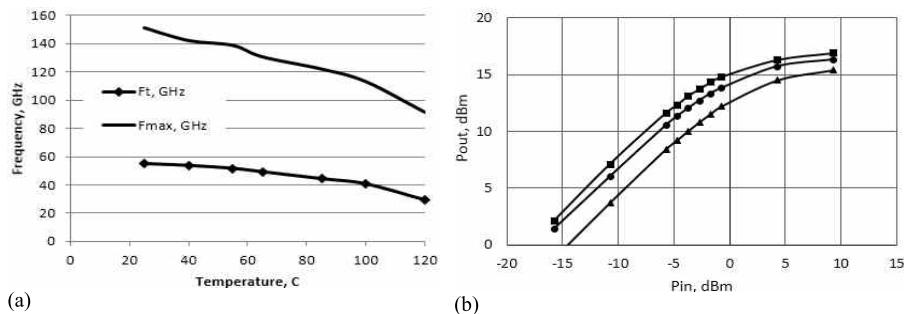


Рис.1. Температурная зависимость СВЧ характеристик транзистора 2x50 мкм (а); Измеренные динамические характеристики трех образцов МИС УМ на частоте 60 ГГц (б)

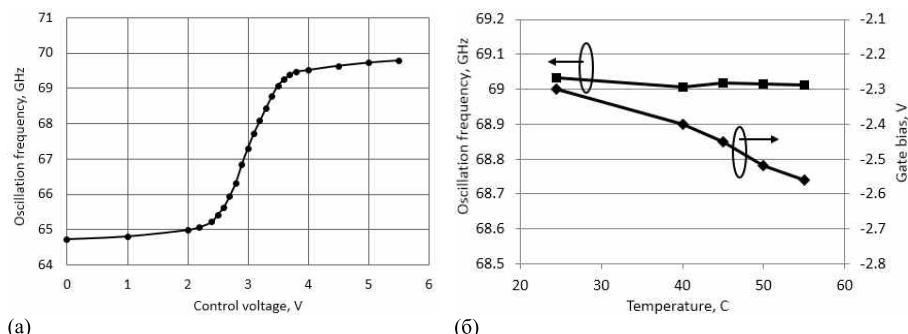


Рис.2. Измеренная зависимость частоты генерации МИС ГУН от управляющего напряжения (а); Температурная зависимости частоты генерации от напряжения смещения (б)

## DEVELOPMENT OF MULTIPURPOSE AlGaN/GaN Ka AND V-BAND TRANSMIT/RECEIVE MMICs AND THEIR MANUFACTURE TECHNOLOGY

*Yu.V. Fedorov, D.L. Gnatyuk\*, A.S. Bugaev, O.S. Matveenko, R.R. Galiev, A.V. Zuev*

Institute of ultra-high frequency semiconductor electronics of RAS, 117105, Moscow,  
Nagorny prd. d.7 str. 5, Tel. +7(495)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru;

Due to complexity of making via holes in SiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> wafers a technology of making top ground plane on a thick polymer layer with via holes etched through it was developed. Using this technology a number of MMICs for Ka and V-band transmit-receive applications were simulated, manufactured and investigated for the first time in Russia.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ОМИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Mo/Al/Mo/Au К AlGaN/GaN ГЕТЕРОСТРУКТУРАМ

**М.Н. Кондаков<sup>1,2\*</sup>, С.В. Черных<sup>1,2</sup>, Н.Б. Гладышева<sup>1</sup>, А.В. Черных<sup>1,2</sup>, А.А. Дорофеев<sup>1</sup>,**  
**С.И. Диценко<sup>2</sup>, К.Д. Щербачев<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>ОАО «НПП «Пульсар». Окружной проезд, 27, 105187, Москва,

тел. +7(495)3650530, e-mail: kondakovmix@mail.ru;

<sup>2</sup>НИТУ «МИСиС». Ленинский проспект, 4, 119049, Москва.

Транзисторы с высокой подвижностью электронов на основе GaN (HEMT – high-electron-mobility transistor) имеют особый интерес для сверхвысокочастотных и мощных применений, благодаря уникальным характеристикам материала и гетероструктур на его основе. Возрастающие требования к радиоэлектронным системам влекут за собой неизбежное совершенствование приборов в части повышения их рабочих характеристик, рабочих температур и надежности, что, в свою очередь, требует не только совершенствования качества материалов и гетероструктур, но и непосредственно технологии GaN HEMT.

Технология омических контактов к гетероструктурам GaN HEMT является одной из немаловажных составляющих при разработке транзисторов. К омическим контактам предъявляются требования по величине омического сопротивления, морфологии, качеству кромки контакта, термостабильности, что в каждом конкретном случае определяется непосредственно областью применения разрабатываемого прибора. Наиболее широко используемой системой для создания омических контактов к AlGaN/GaN гетероструктурам является система на основе Ti/Al металлизации, где в качестве верхних слоев используются Ti/Au, Ni/Au, Pt/Au, Mo/Au. Из которых последняя является возможной наиболее универсальной [1]. В работе [2] предложено использовать систему Mo/Al/Mo/Au, которая в сравнении со стандартной позволяет получать более низкоомный омический контакт и, что немаловажно, приемлемые значения контактного сопротивления (менее 0.4 Ом·мм) в широком диапазоне температур отжига от 650 до 900 °C. Последнее, в свою очередь, дает широкий выбор режимов формирования контакта в зависимости от требуемых характеристик, в том числе при формировании низкотемпературных контактов для самосовмещенной технологии HEMT [3]. Однако по причине широкого интереса к kontaktам на основе Ti/Al исследования системы Mo/Al/Mo/Au за исключением работ [2–4] практически не проводились, и в настоящее время в литературе достаточно полные данные по технологическим особенностям формирования контакта отсутствуют, а первые работы, развивающие физическую модель контактов такого типа, были представлены только недавно [5].

В настоящей работе представлены первые результаты исследований системы Mo/Al/Mo/Au к гетероструктурам AlGaN/GaN, проводимых в ОАО «НПП «Пульсар» [6]. Эпитаксиальные структуры, используемые в работе, изготавливались ОАО «Элма-Малахит» - ДО ОАО «Концерн Энергомера». Гетероструктура Al<sub>0.28</sub>Ga<sub>0.72</sub>N(250 Å)/AlN(7 Å)/GaN(2.5 μm)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> выращивалась с использованием химического осаждения из газовой фазы методом разложения металлоорганических соединений (MOCVD). Измеренные слоевая концентрация и подвижность электронов в двумерном газе составили соответственно 1.26·10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup> и 1700 см<sup>2</sup>/(В·с), при этом слоевое сопротивление в среднем по пластине было 295 Ом/□.

В ходе эксперимента контролировалось контактное сопротивление, переходное контактное сопротивление  $\rho_c$ , ток насыщения  $I_{sat}$ , а также морфология поверхности контакта. Вольт-амперные характеристики измерялись с помощью анализатора характеристик полупроводниковых приборов Agilent B 1500.

Для контроля электрических параметров омических контактов использовался метод длинной линии (TLM – Transmission Line Method). Тестовые TLM структуры изготавливались с использованием стандартной технологии взрывной литографии. Изоляция активной области TLM структур осуществлялась методом реактивного ионно-лучевого травления. Непосредственно перед напылением системы Mo/Al/Mo/Au пластины обрабатывались в растворе HF:HCl:H<sub>2</sub>O, пленки Mo и Al, Au напылялись методами магнетронного и термического распыления, соответственно.

Для системы металлизации Mo/Al/Mo/Au с толщинами, предложенными в работе [3], были установлены зависимости параметров омического контакта от температуры (в диапазоне 600–950 °C) и времени быстрого термического отжига в атмосфере азота. Исходя из полученных результатов был выбран оптимальный температурно-временной режим отжига контакта – 800 °C в течение 30 с. В этом режиме было исследовано влияние соотношений толщин слоев металлов на параметры контакта. В результате, для оптимизированной системы Mo(10 nm)/Al(60 nm)/Mo(50 nm)/Au(50 nm) среднее значение удельного контактного сопротивления  $\rho_c$  составило 2·10<sup>-5</sup> Ом·см<sup>2</sup>. Для этих

образцов были проведены испытания на термостабильность, в ходе которых образцы выдержали отжиг в течение 100 ч при температуре 500 °C.

Для исследования межфазных соединений, образующихся при формировании омического контакта, был использован метод рентгеновской дифрактометрии. В спектре образца непосредственно после напыления металлизации наблюдались линии соответствующие GaN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Au. После отжига в спектре были зарегистрированы дополнительные пики возможных межфазных соединений AlN, Al<sub>2</sub>Au, Al<sub>3-x</sub>Mo<sub>x</sub>, GaMo<sub>3</sub> и GaAu<sub>2</sub>, что указывает на сильное перемешивание металлов в процессе отжига. При этом можно предположить сильную диффузию золота вглубь контакта, а также диффузию молибдена в полупроводник. Для изучения микроструктуры и более полного понимания процессов формирования омического контакта на основе исследуемой системы в дальнейшем планируется использование методов оже-электронной спектроскопии и просвечивающей электронной микроскопии.

- [1] J. Gillespie et al. Solid-State Electron, **49**, 670 (2005).
- [2] D. Selvanathan et al. J. Vac. Sci. Technol. B, **22**, 2409 (2004).
- [3] A. Basu et al. J. Vac. Sci. Technol. B, **24**, L16 (2006).
- [4] J. Lee et al. Phys. Status Solidi A, **208** (7), 1538 (2011).
- [5] Y. Ando et al. IEEE Trans. Electron Devices, **60** (9), 2788 (2013).
- [6] М.Н. Кондаков и др. Тез. докладов XIII научно-технической конф. «Твёрдотельная электроника. Сложные функциональные блоки РЭА» (Дубна, 8–10 октября 2014) с. 303.

## INVESTIGATION OF Mo/Al/Mo/Au OHMIC CONTACTS TO AlGaN/GaN HETEROSTRUCTURES

*M.N. Kondakov<sup>1,2\*</sup>, S.V. Chernykh<sup>1,2</sup>, N.B. Gladysheva<sup>1</sup>, A.V. Chernykh<sup>1,2</sup>, A.A. Dorofeev<sup>1</sup>,  
S.I. Didenko<sup>2</sup>, K.D. Shcherbachev<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>JSC «Research and Production Corporation «Pulsar», Okrujnoy Proezd, 27, Moscow,  
phone.+7(495)3650530, e-mail: kondakovmix@mail.ru;

<sup>2</sup>National University of Science and Technology «MISIS». Leninskij Prospekt, 4, 119049, Moscow.

Mo/Al/Mo/Au ohmic contacts on AlGaN/GaN heterostructure were investigated. An epitaxial structure Al<sub>0.28</sub>Ga<sub>0.72</sub>N(250 Å)/AlN(7 Å)/GaN(2.5 μm) was grown using a metalorganic chemical vapor deposition (MOCVD) on a sapphire substrate. The dependences of ohmic contact parameters on temperature (from 600 to 950 °C) and time of rapid thermal annealing in nitrogen ambient were obtained. The optimal annealing condition was at 800 °C for 30 s. This condition was used to investigate an influence of metal layer thickness ratio on ohmic contact characteristics. The intermetallic compounds were investigated using x-ray diffraction measurements. The obtained results and the ways to improve ohmic contact characteristics were discussed.

## ЭФФЕКТ IN-SITU $\text{Si}_3\text{N}_4$ ПАССИВАЦИИ НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКУЮ РЕЛАКСАЦИЮ ГОРЯЧИХ ЭЛЕКТРОНОВ В AlGaN/GaN ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ

G. Atmaca<sup>1</sup>, T. Malin<sup>2</sup>, E. Kutlu<sup>1</sup>, S. Ardali<sup>3</sup>, P. Narin<sup>1</sup>, B. Mansurov<sup>2</sup>, B. Sarikavak-Lisesivdin<sup>1</sup>, S. B. Lisesivdin<sup>1</sup>, E. Tiras<sup>3</sup>, K. Журавлев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Gazi University, Faculty of Science, Department of Physics, 06500, Teknikokullar Ankara, Turkey,

<sup>2</sup>Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, пр. ак. Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск, тел. +7(383)3304475, e-mail: zhur@isp.nsc.ru

В данной работе исследовалась энергетическая релаксация горячих электронов в гетероструктурах AlGaN/GaN с двумерным электронным газом.

Гетероструктуры AlGaN/GaN выращивались методом молекулярно-лучевой из аммиака на подложках сапфира. Поверхность части структур пассивировалась пленкой нитрида кремния, которая выращивалась непосредственно в камере роста из силана и аммиака.

В работе исследовались высокоскоростные вольт-амперные характеристики при приложении импульсного напряжения напряженностью до 500 кВ/см. Несколько нам известно, это значение напряженности электрического поля максимальное, достигнутое в подобных гетероструктурах. Полученные данные анализировались расчетными кривыми с целью определения времени и механизмов энергетической релаксации электронов, разогретых электрическим полем. Расчетные значения темпа неупругого рассеяния электронов определены для электронной температуры, лежащей в диапазоне  $1.8\text{K} < T_e < 260\text{K}$ . Электронная температура определялась экспериментально. Было обнаружено, что пассивация поверхности гетероструктур уменьшает вероятность формирования паразитного поверхностного канала проводимости. Насыщение электрического тока в обоих типах гетероструктур наблюдается при напряженности электрического поля менее 200 кВ/см. В условиях насыщения электрического тока была оценена максимальная дрейфовая скорость электронов, которая равна  $1.4 \times 10^7 \text{ см/с}$  and  $2.0 \times 10^7 \text{ см/с}$  в пассивированных и непассивированных гетероструктурах, соответственно.

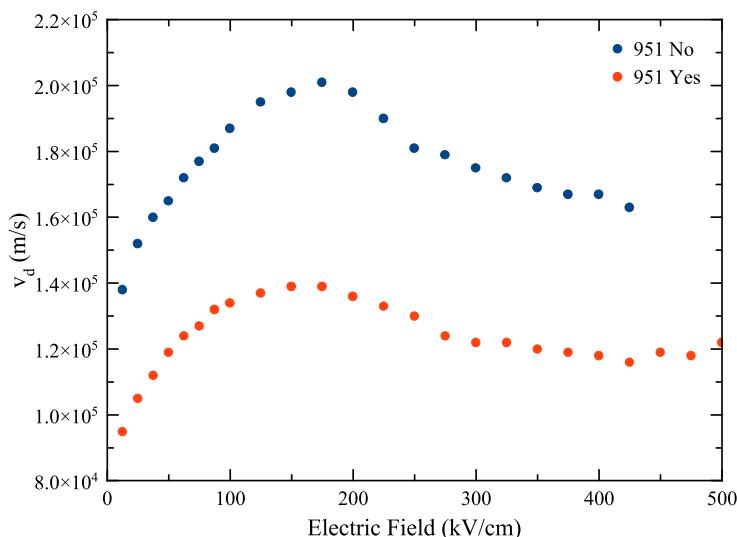


Рис.1. Зависимость дрейфовой скорости электронов от напряженности тянувшего поля в пассивированной (нижняя кривая) и непассивированной AlGaN/GaN гетероструктурах.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-02-91371.

**THE EFFECT OF IN-SITU  $\text{Si}_3\text{N}_4$  PASSIVATION ON HOT ELECTRON ENERGY  
RELAXATION RATES IN AlGaN/GaN HETEROSTRUCTURES**

**G. Atmaca<sup>1</sup>, T. Malin<sup>2</sup>, E. Kutlu<sup>1</sup>, S. Ardali<sup>3</sup>, P. Narin<sup>1</sup>, V. Mansurov<sup>2</sup>, B. Sarikavak-Lisesividin<sup>1</sup>, S. B.  
Lisesividin<sup>1</sup>, E. Tiraz<sup>3</sup>, K. Zhuravlev<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Gazi University, Faculty of Science, Department of Physics, 06500, Teknikokullar Ankara, Turkey,

<sup>2</sup>ISP SB RAS, Lavrentiev, 13, 630090, Novosibirsk,

<sup>3</sup>Anadolu University, Faculty of Science, Department of Physics, Yunus Emre Campus,  
26470 Eskisehir, Turkey,

In this study, the high-speed current-voltage measurements were used to study hot-electron transport in AlGaN/GaN HEMT structures with and without in-situ  $\text{Si}_3\text{N}_4$  passivation biased up to 500 kV/cm. To our knowledge, this electric field value was highest value reached for these heterostructures. Electron energy relaxation mechanisms in these heterostructures are investigated. Theoretical values of the inelastic scattering rates is carried out at electron temperatures between  $1.8\text{K} < T_e < 260\text{K}$ . We used the experimentally determined electron temperatures to estimate the energy relaxation rates of non-equilibrium electrons. Passivation lowers the possibility of a proble parasitic surface conduction channel. Saturation of the current was observed in both AlGaN/GaN HEMT structures in the below 200 kV/cm. Under electric field reaches saturation of current, saturated drift velocities of heterostructures with and without in-situ SiN passivation are obtained as  $1.4 \times 10^7$  cm/s and  $2.0 \times 10^7$  cm/s, respectively.

## РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДВУХЗАТВОРНЫХ НЕМТ МИЛЛИМЕТРОВОГО ДИАПАЗОНА НА НИТРИДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ

**C.В. Михайлович\*, Р.Р. Галиев, Ю.В. Фёдоров, М.Ю. Щербакова**

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт СВЧ полупроводниковой электроники РАН, Нагорный пр. д.7, стр.5, 117105 г. Москва,  
тел. +7(499)123-74-66, email: sergey\_iuhfse@mail.ru

Каскодная схема включения транзисторов обладает рядом преимуществ перед обычной схемой с общим истоком [1]. Прежде всего, это возрастание усиления по мощности на каскад, увеличение пробивных напряжений и, соответственно, повышение удельной мощности. Все эти факторы крайне востребованы в малошумящих и мощных МИС усилителей и смесителей на нитридных гетероструктурах, в особенности по мере освоения миллиметрового диапазона.

Топология каскода может быть реализована различными способами, например, как два раздельных транзистора [2, 3] либо как единый транзистор с двумя затворами, расположенными рядом на расстоянии около 1.5 мкм [4, 5].

В данной работе приводятся предварительные результаты разработки технологии двухзатворных транзисторов на гетероструктурах AlGaN/GaN, предназначенных для работы в составе МИС миллиметрового диапазона. В качестве рабочей схемы рассмотрены варианты с плавающим и соединенным с истоком вторым затвором.

Для создания затворов с длиной  $L_g$  в диапазоне 100-150 нм использовалась технология электронно-лучевой литографии. Необходимо было сформировать два затвора на расстоянии 1,5 мкм, смещенных к электроду истока. В качестве отправной точки были исследованы два варианта формирования грибообразного профиля в резисте для последующего осаждения металла: с использованием 6-слойной системы резистов (вариант 1) и 4-слойной системы (вариант 2). В первом случае использовалась установка ЭЛЛ с энергией луча 30 кэВ (Raith 150-TWO), при этом экспонирование проводилось в два этапа с промежуточным проявлением (рис. 1). Второй вариант (рис. 2) был реализован с энергией луча 50 кэВ (установка Raith Voyager), за счет чего удалось достичь сходных размеров ножки за однократное экспонирование сквозь полную толщину резиста (~ 1 мкм). В процессе экспериментов выяснилось, что проявление близко расположенных затворов, по-видимому, происходит в условиях обеднения проявителя. Для достижения требуемого качества профиля необходимо оптимизировать условия, например, увеличить время проявления при уменьшении дозы для соответствия ограниченной скорости диффузии проявителя. Эти проблемы решено было преодолеть с помощью технологии формирования затворной ножки через щель в диэлектрике, что запланировано в дальнейших работах на эту тему.

На рис. 3 приведена РЭМ фотография изготовленного двухзатворного транзистора 2x50 мкм, в котором второй затвор G2 соединен с истоком (тип DG1). Также были изготовлены аналогичные транзисторы с первым затвором G1, соединенным с истоком (тип DG2 для СВЧ измерений параметров затвора G2) и плавающим затвором G2. Были измерены S-параметры обычных транзисторов с одним затвором (SG) и транзисторов DG1 и DG2. На рис. 4 приведены графики зависимостей  $H_{21}$  и MaxGain для этих измерений. Как видно, частота отсечки по току  $F_t$  не зависит от типа транзистора, в то время, как максимальный коэффициент усиления отличается существенно. На частоте 10 ГГц величина MaxGain транзисторов составляет 12 дБ для варианта DG2, 15 дБ для однозатворного транзистора и 17 дБ для варианта DG1, то есть простое использование заземленного второго затвора, уже дает приращение усиления на 2 дБ. Кроме того, в этом случае увеличивается пробивное напряжение  $U_{gd}$ , что позволяет повысить выходную мощность транзисторов в мм-диапазоне без потери его частотных параметров, в отличие от использования для этой цели field-plate электродов.

Развитие данной технологии позволит существенно улучшить СВЧ-параметры нитридных МИС миллиметрового диапазона, разрабатываемых в ИСВЧПЭ РАН.

- [1] R. Quay, Gallium Nitride Electronics, Springer (2008), p. 227.
- [2] R. Quay, A. Tessmann, R. Kiefer et al., IEEE Microwave and Wireless Comp. Lett., **21**, 2, 95 (2011).
- [3] D. Schwantusche, C. Haupt, R. Kiefer et al. in Proc. Eur. Microwave Integrated Circuits Conf., 10-11 October 2011, Manchester, UK, p. 656.
- [4] R. Santhakumar, B. Thibeault, M. Higashiwaki, IEEE Trans. on Microw. Theory and Techniq., **59**, 8 (2011), p. 2059.
- [5] R. Santhakumar, Y. Pei, U. K. Mishra et al., Microw. Symp. Dig., 15-20 June 2008, Atlanta, GA, p. 1063.

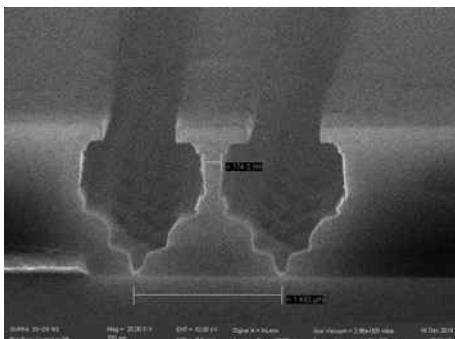


Рис. 1. Профиль проявления резиста (установка ЭЛЛ Raith 150-TWO, 30 кэВ).

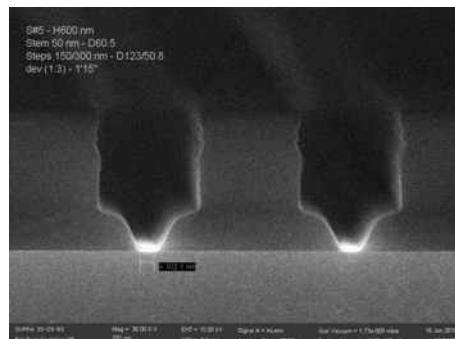


Рис. 2. Профиль проявления резиста (установка ЭЛЛ Voyager, 50 кэВ).

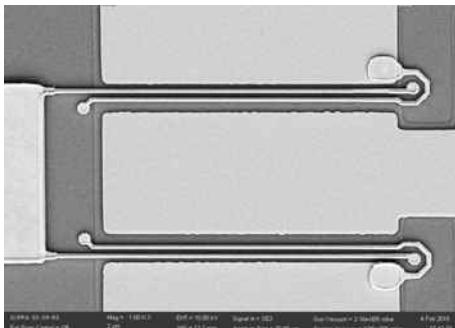


Рис. 3. Топология двухзатворного транзистора со вторым затвором, соединенным с истоком.

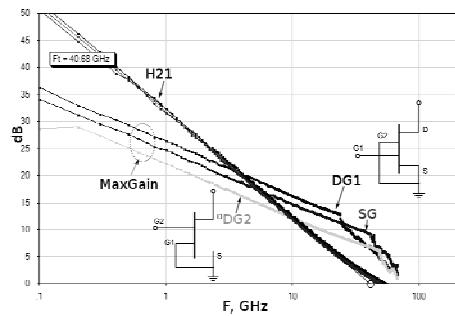


Рис. 4. Измеренные зависимости  $H_{21}$  и MaxGain от частоты для одно- и двухзатворных транзисторов (SG и DG).

## DEVELOPMENT OF DUAL-GATE AlGaN/GaN HEMT TECHNOLOGY FOR MM-WAVE BAND

S.V. Mikhaylovich\*, R.R. Galiev, Yu.V. Fedorov, M.Yu. Scherbakova

Institute of Ultra-High Frequency Semiconductor Electronics of RAS, Moscow, Nagorny prd., d.7, str. 5  
Tel. +7(499)123-44-64, e-mail: sergey\_iuhfse@mail.ru

The cascode or dual-gate schematic greatly enhances the gain-per-stage, power and breakdown performance of LNA, PA and other MMICs. To investigate the perspectives of the approach different types of dual-gate mm-wave AlGaN/GaN HEMTs with  $L_g=100\text{-}150$  nm were fabricated using EBL. The lithography techniques with  $E_{beam}$  of 30 and 50 keV have been compared (fig. 1 and 2) and some features of resist development were considered. Preliminary S-measurements revealed an increase of MaxGain for dual-gate HEMT with the grounded second gate (fig. 3) up to 17 dB (10 GHz), i.e. 2 dB higher than of single gate HEMT (fig. 4, DG1 vs SG) without any  $F_t$  degradation. Also increase of breakdown voltage is expected. The early results give a promising basis for the further development of dual-gate AlGaN/GaN mm-wave HEMT technology.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЖЕЛТОЙ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ГЕТЕРОСЛОЁВ AlGaN/GaN

**Н.Б. Гладышева, М.Е. Гусев, Ю.В. Колковский, Ю.А. Концевой\*, А.Г. Мордовский, Е.Ф. Певцов**  
ОАО «НПП «Пульсар». Окружной проезд 27, 105187, Москва.  
тел. 8(495)3650880. e-mail: kontsevoy@pulsarnpp.ru

Исследования фото- и катодолюминесценции гетероструктур AlGaN/GaN/SiC и AlGaN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в желтой области спектра позволяют получать полезные сведения о глубоких уровнях в запрещенной зоне структур и на границе раздела между различными слоями [1-4]. На начальной стадии фотолюминесценция исследовалась в монокристаллах GaN, полученных при высокой температуре и при высоком давлении, и в epitаксиальных пленках, полученных методом молекулярной эпитаксии. Обзор работ, которые проводились в этот период, приведен в [1]. В работе [2] было показано, что высокий уровень желтой фотолюминесценции ухудшает параметры GaN НЕМТ и их поведение при долговременных испытаниях. В [3] исследовалась катодолюминесценция гетероструктур AlGaN/GaN возбуждаемая электронами низкой энергии в ультравысоком вакууме. Была обнаружена желтая люминесценция, аналогично той, которая исследовалась оптическими методами при облучении гетероструктуры светодиодами или лазерами, излучающими в ультрафиолетовой (УФ) части спектра. В [4] была установлена корреляция между эмиссией с глубоких уровней, возбуждаемой электронами низкой энергии, и величиной контактного сопротивления гетерослоев AlGaN/GaN. Возбуждаемая электронами низких энергий катодолюминесценция коррелировала с сопротивлением омических контактов. Энергия фотонов наблюдалась при 2.20 эВ и 2.60-3.15 эВ.

В настоящем сообщении приводятся сведения о разработанной аппаратуре для входного контроля желтой фотолюминесценции гетероструктур AlGaN/GaN/SiC и AlGaN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и о исследованиях фотолюминесценции указанных гетероструктур. Схема установки для входного контроля желтой фотолюминесценции гетероструктур представлена на рис.1.

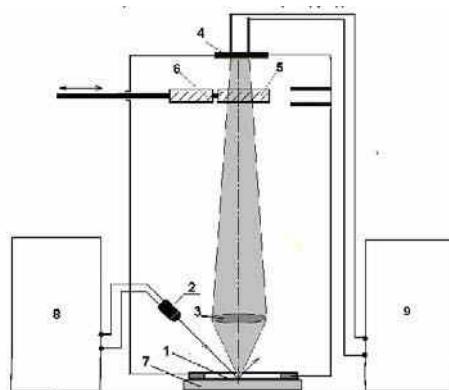


Рис.1. Схема аппаратуры для входного контроля желтой фотолюминесценции гетероструктур

Здесь 1 – исследуемый образец гетероструктуры; 2 – УФ светодиод с фокусирующей системой; 3 – стеклянная линза, фокусирующая фотолюминесцентное излучение исследуемого образца на кремниевый фотодиод 4; 5 и 6 – два сменных фильтра, пропускающих фотолюминесцентное излучение, соответственно, при длинах волн в диапазоне от 530 – 550 нм и в диапазоне 340 – 360 нм; 7 – зеркало, располагаемое за обратной стороной исследуемого образца и отражающее идущее к обратной стороне образца гетероструктуры фотолюминесцентное излучение к линзе 3 и фотодиоду 4; 8 – система питания УФ светодиода; 9 – система, регистрирующая сигнал фотолюминесцентного приемника 4.

Исследования фотолюминесценции при возбуждении импульсами светодиода с длиной волны 280 нм показало, что интенсивность сигнала резко падает при увеличении частоты её возбуждения, поэтому для входного контроля фотолюминесценция контролировалась на постоянном токе. Интенсивность фотолюминесценции сильно уменьшается при нагреве образца, и фотолюминесценция практически исчезает при нагреве образца до 200°C.

Предварительные исследования показали, что сигнал, связанный с желтой фотолюминесценцией, сильно изменяется по площади образцов. В качестве примера в таблице 1 приведены данные измерений сигнала фотолюминесценции для образцов AlGaN/GaN/SiC и AlGaN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Таблица. Данные о желтой фотолюминесценции гетероструктур

№ партии	№ подложки	Ф/л в центре, V, условные ед.	Ф/л на краях, V, условные ед.	$(V_{\max} - V_{\min}) / V_{cp}$ , %
V-1983-3	C 2850-11*	58	68, 75, 49,58	12,8
V-1913-3	A 3317-12*	50	16, 75, 62, 42	120
V-1913-6	C 2769-15*	43	18, 72, 45, 29	130
V-1913-5	C 2776-14*	40	17, 65, 32, 24	134
V-2196-3	C-3092-12*	67	36, 42, 56, 90	93
V-2225-3	A -3512-15*	57	38, 74, 40, 47	70
V-2226-2	C-3028-12*	56	57, 38, 38, 72	65
V-2226-5	C-3058-12*	58	53, 45, 56, 63	34
HT2Z00679	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	87	103, 103, 107, 119	32
HT2Z00690	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	84	94, 104, 103, 95	21
HT2Z00678	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	85	100, 106, 109, 118	32

\* - подложка SiC

Видно, что образцы на подложках карбида кремния более неоднородные по уровню фотолюминесценции по сравнению с образцами гетероструктур на сапфировых подложках. Причина неоднородности фотолюминесценции в образцах пока не установлена, но неоднородность фотолюминесценции свидетельствует о неоднородности свойств гетероструктур по их площади.

Сигнал желтой фотолюминесценции гетероструктур на сапфировых подложках завышен примерно в 2 раза, так как возбуждающие люминесценцию УФ лучи проходят через сапфировую подложку, отражаются от зеркала 7 (см. рис.1) и снова возбуждают фотолюминесценцию в нитридной гетероструктуре. Для гетероструктур, расположенных на SiC-подложке, УФ лучи полностью поглощаются в слое карбида кремния, и двукратное возбуждение фотолюминесценции не реализуется.

Для получения более подробных данных проводится разработка установки для автоматического построения «карт фотолюминесценции» по площади образца. При этом можно будет контролировать 48 участков фотолюминесценции для гетероструктур диаметром 2 дюйма или 108 участков фотолюминесценции для гетероструктур диаметром 3 дюйма.

В настоящее время также проводится работа по установлению связи между величиной фотолюминесценции и удельным сопротивлением омических контактов, которые используются в технологии GaN HEMT.

- [1] T. Suski, P. Perlin, H Teisseyre, et al. // Appl. Phys. Lett. **67**, 2188 (1995).
- [2] T. Kikkawa et al.// Phys. Status Solidi (a). **206**, 1135 (2009)
- [3] A. P. Young, J. Bae, L. J. Brillson et al.// J. Vac. Sci. Technol. **B 18**, 2309 (2000);
- [4] G.H Jessen, B.D. White, S.T. Bradley et al.// Solid-State Electronics, **46**, № 9, 1427 (2002).

## INVESTIGATION OF THE AlGaN/GaN HETEROLAYERS YELLOW PHOTOLUMINESCENCE

**N.B. Gladisheva, M.E. Gusev, Y.V. Kolkovsky, Y.A. Kontsevoy, A.G. Mordovsky, E.F. Pevtsov**  
JSC“S&PE “Pulsar”, Moscow, Okruzhnoi proezd 27, e-mail: kontsevoy@pulsarnpp.ru

The organization of the input control of the yellow photoluminescence heterostructures is suitable at the GaN HEMT development. Description of the developed equipment allowing to measure photoluminescence in different points of investigated sample was included. Equipment based on the excitation of yellow photoluminescence by UV photodiode with a wavelength 280 nm. The yellow photoluminescence measurements of different heterostructures produced on various substrates were made. These results indicated inhomogeneity of photoluminescence measured on different parts of the area of the heterostructures.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОТЕЧЕСТВЕННЫХ GaN КРИСТАЛЛОВ

**С.В. Тарасов<sup>1\*</sup>, А.Н. Цоцорин<sup>1</sup>, В.И. Дикарев<sup>1</sup>, В.А. Кохсевников<sup>1</sup>**  
**Д.М. Красовицкий<sup>2</sup>, С.В. Кокин<sup>2</sup>, В.П. Чалый<sup>2</sup>**

ОАО «НИИЭТ»<sup>1</sup> ул. Старых Большевиков, д.5, 394033, г. Воронеж

тел. +7(473)2254350, e-mail: tsv@niuet.ru;

ЗАО «Светлана-Рост»<sup>2</sup> пр. Энгельса д.27, 194159, г. Санкт-Петербург

В работе представлены результаты моделирования элементарной транзисторной ячейки отечественного нитрид галлиевого (GaN) транзисторного кристалла, а также результаты исследования электрофизических параметров отечественных GaN кристаллов и приборов на основе эпитаксиальных структур [1]. Варианты конструкции отечественных нитрид галлиевых кристаллов включают в себя как применение сквозных металлизированных отверстий в полуизолирующем SiC, так и воздушных мостов для соединения истоковых металлических шин.

Эпитаксиальные гетероструктуры выращивались методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) с использованием аммиака в качестве источника азота на установке STE3N2 (SemiTEq) на подложках SiC (0001, политип 6Н) диаметром 2 дюйма производства Tankeblue (Китай). В качестве основного инструмента для *in situ* контроля скорости роста и состояния ростовой поверхности использовалась лазерная интерферометрия видимого диапазона. Параметры выращенных гетероструктур контролировались при помощи оптической высокоразрешающей микроскопии и бесконтактного измерения эффекта Холла; рентгеновская дифрактометрия (XRD) и вольт-фарадные измерения использовались по планам периодического контроля.

Для формирования параметрических мониторов и приборной топологии на гетероструктурах использован стандартный технологический процесс DHFET05, включающий в себя циклы формирования омических контактов методом электронно-лучевого напыления Ti/AI/Ni/Au и быстрого термического отжига, плазмохимического травления меза-изоляции, формирования затворной металлизации с проектной нормой 0.5 мкм путем последовательного выполнения контактной УФ-литографии и электронно-лучевого напыления Ni/Au, с последующей пассивацией путем плазмохимического осаждения SiNx. Для создания топологии мощных СВЧ транзисторов S- и C-диапазонов маршрут дополнен циклами создания второго уровня металлизации, позволяющей делать многопальцевые затворы с «воздушными мостами» (air bridge) и полевые электроды (field plate), а также сквозные металлизированные отверстия (via-holes) в подложке SiC [2]. Межоперационный контроль электрических параметров мониторов и выходной контроль электропараметров транзисторных кристаллов на пластине проводился на полуавтоматическом измерительном стенде на основе микрозондовой станции Cascade MicroTech и измерительного оборудования Agilent.

Основной особенностью используемых гетероструктур является слой AlN толщиной 0.2-0.5 мкм и многослойный переходный слой переменного состава Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N (0.3<x<1.0) общей толщиной до 1.2 мкм, обеспечивающие пробивные напряжения между приборной изоляцией свыше 200 В [3,4,5]. Далее следует нелегированный слой GaN толщиной 1000 Å, на верхней границе которого с модулировано легированным Si слоем Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N (x≈0.33) общей толщиной 250 Å образуется двумерный электронный газ (ДЭГ). Верхним слоем гетероструктуры является нелегированный слой GaN.

Проект элементарной ячейки GaN транзисторного кристалла с проектной нормой 0.5 мкм был рассчитан с помощью программного комплекса Sentaurus TCAD. Проект включает в себя моделирование технологии создания GaN транзисторного кристалла, оптимизацию расчетной сетки для уменьшения времени расчета и улучшения сходимости проекта, расчет передаточной и выходной характеристик, определение напряжения отсечки ( $U_{GS(OFF)}$ ), пробивного напряжения ( $U_{DS}$ ). Моделирование физико-технологической модели нитрид галлиевого транзистора осуществлялось в программной оболочке Sentaurus Structure Editor (SDE). Для расчета электрофизическиских характеристик использовалась программная оболочка Sentaurus Device.

Стандартный технологический процесс DHFET05 позволил получить следующие параметры тестовых транзисторных кристаллов и элементов параметрического монитора: контактное сопротивление не более 0.5 Ом·мм, пробивное сопротивление меза-изоляции по уровню утечек 10 мА не менее 200 В, удельный ток насыщения 0.9-1.1 А/мм, напряжение отсечки – 6.0±0.5 В, крутизна 180 - 200 мСм/мм, пробивное напряжение затвора не менее 60 В. Малосигнальные измерения тестовых СВЧ-транзисторов с затворами шириной 2×150 мкм дают значения коэффициента  $s21 \approx 8 - 10$  дБ на 4-6 ГГц,  $F_t \approx 20$  ГГц.

Для верификации расчетов виртуальных нитрид галлиевых транзисторов было проведено контрольное моделирование с использованием экспериментальных данных по тестовым пластинам из реального технологического процесса изготовления нитрид галлиевых транзисторных кристаллов. На рисунке 1 представлены передаточные характеристики, полученные в результате измерения транзисторного кристалла на пластине 465 (рисунок 1 - а) и моделирования базовой ячейки транзисторного кристалла в программном комплексе Sentaurus TCAD (рисунок 1 - б).

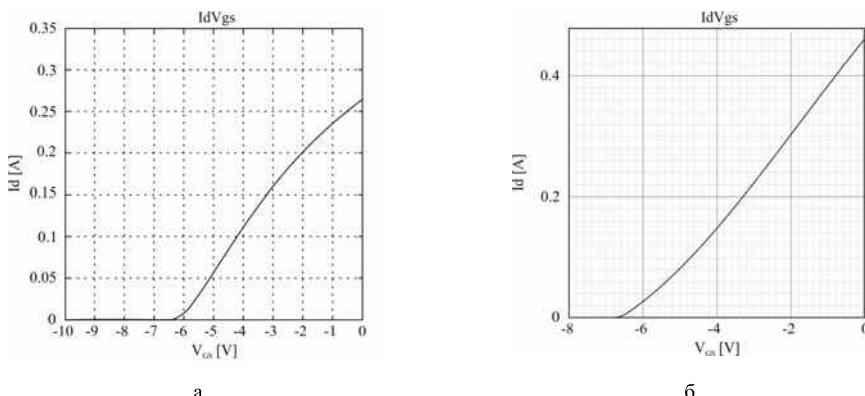


Рисунок 1. Расчетная (а) и экспериментальная (б) передаточные характеристики GaN транзисторного кристалла

Сравнение показало близкое совпадение результатов моделирования с экспериментальными данными, на основании чего можно сделать заключение об адекватности виртуальных моделей транзисторных кристаллов реальным приборам. На основании полученных результатов сделано заключение о возможности применения в инженерной практике использования САПР Sentaurus TCAD для разработки изделий силовой СВЧ электроники на основе нитрид галлиевой компонентной базе с заданными характеристиками на основе технологии предприятия-изготовителя.

- [1] А. Алексеев, Д. Красовицкий, С. Петров, В. Чалый. Компоненты и Технологии, 2, 106 (2008).
- [2] Д. Красовицкий и др., Тезисы докладов девятой Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия- структуры и приборы», г. Москва, 13 – 15 июня 2013 г., с. 65.
- [3] С.Б. Александров и др. // ФТП. 2004. том 38. с. 1275-1279.
- [4] В.В. Волков и др. // Письма в ЖТФ. 2004. том 30. с. 63-67.
- [5] Патент РФ N2222845 от 01.04.03.

#### THE RESEARCH OF ELECTROPHYSICS PARAMETERS OF GaN CRYSTALS DOMESTICALLY PRODUCED

*S.V. Tarasov<sup>1\*</sup>, A.N. Tsotsorin<sup>1</sup>, V.I. Dikarev<sup>1</sup>, V.A. Kozhevnikov<sup>1</sup>  
D.M. Krasovitsky<sup>2</sup>, S.V. Kokin<sup>2</sup>, O.I. Tokmakov<sup>2</sup>, V.P. Chaly<sup>2</sup>*

Research Institute of Electronic Engineering<sup>1</sup> st. Staryh Bolshevikov, 5, 394033, Voronezh,  
phone. +7(473)2254350, e-mail: tsv@niie.ru;  
Svetlana-Rost<sup>2</sup>, JSC. Engels ave., 27, 194156, Saint Petersburg

The results of design of elementary GaN transistor cell modeling together with the results of experimental investigations of electrophysics parameters of the domestically produced GaN transistor crystal are presented and discussed. Experimental GaN transistor crystal was produced with second metal layer, which allow to create air bridge and field plate. Besides, in the topology of the transistor crystal the via holes through the SiC substrate were realized.

## ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ III-НИТРИДОВ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ФОРМЫ ДИФРАКЦИОННЫХ ПИКОВ

*P.H. Кюнн<sup>1</sup>, Д.А. Иванов<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН , Политехническая 26. 194021 С-Петербург

<sup>2</sup> С-Петербургский государственный университет

Параметры дефектной структуры сильнонарушенных эпитаксиальных слоев обычно определяются на основе мозаично-блочной модели путем анализа полуширины дифракционных пиков (графики Вильямсона-Холла). В последние годы возобновился интерес также к анализу формы рентгеновских дифракционных пиков, забытый со временем работ Гордона-Авербаха [1-4]. Профили пиков чувствительны к полям смещений дислокаций и содержат информацию о типе и плотности дислокаций и корреляции их положений. Однако теоретические рассмотрения, представленные в работах 1 и 2 и основанных на одних и тех же принципах, дают разные результаты. Поэтому необходимы дальнейшие исследования в этой области.

В настоящей работе рассмотрены возможные факторы, которые могут влиять на форму дифракционных линий: тип дислокационной структуры, плотность и распределение дислокаций в слоях (и следовательно, степень уширения пиков), толщина слоя, порядок рентгеновского отражения, геометрия дифракции и материал подложки. Путем набора статистических данных при измерении серий образцов и их анализа проводился поиск закономерностей связи между этими факторами и параметрами формы пиков. Эпитаксиальные слои GaN, AlN, AlGaN, ZnO и др., выращенные разными методами на подложках сапфира, кремния и карбида кремния, были объектами исследования. Измерения были выполнены на рентгеновском дифрактометре в двух кристалльном варианте.

На основе экспериментальных измерений выявлен ряд свойств дифракционной картины. Отметим, что существует два аспекта в анализе профилей дифракционных пиков. Это угловое распределение в центральной части пиков и ее поведение на хвостах кривой. Первый обычно связывается с влиянием всех дислокаций и содержит информацию о корреляции в распределении дислокаций. Второй аспект обусловлен, в основном, сильными полями смещений вокруг отдельной ближайшей дислокации.

Дифракционные пики аппроксимировались функцией Фойгта (Voigt). Для большинства структур падение интенсивности на хвостах кривых отклоняется от пиковой функции (оно более быстрое) и может быть аппроксимировано степенной функцией. В центральной части отражений профили не имеют чистой гауссовой формы, но во многих случаях содержат лоренцевскую составляющую. В частности, для брэгговских отражений показано, что гауссовское распределение интенсивности в пике имеет место только для структур с регулярным распределением дислокаций, в то время как более хаотическое распределение интенсивности ведет к росту лоренцевского вклада. С другой стороны, в симметричной Лауз-геометрии форма пиков  $\theta$ -моды содержит примерно равные доли гауссовой и лоренцевской функций,

Что касается хвостов дифракционных пиков, то по поведению интенсивности на них, исследованные структуры можно разделить на три группы. Для большинства слоев (AlN, GaN, AlGaN) интенсивность на двухкристальных кривых качания падает как  $(\Delta\theta)^3$  (на  $\theta$ -кривых  $(\Delta\theta)^4$ ), что предсказывается теорией [1]. Но некоторые образцы показывают другое поведение. В частности, для слоев с прямолинейными прорастающими дислокациями интенсивность спадает медленнее, чем  $\Delta\theta^3$ , в то время как для слоев с хаотическим распределением дислокаций падение интенсивности более крутое как  $\Delta\theta^5$ . При хаотическом распределении возрастает вклад горизонтальных фрагментов дислокаций, которые вызывают более медленное падение интенсивности на хвостах кривых. То же самое имеет место и для Лауз-дифракции, для которой относительный вклад лоренцевского уширения заметно больше, чем в случае Брэгга. Поскольку в Лауз-геометрии задействованы, в основном, горизонтальные дислокации и в меньшей степени краевые прорастающие [5], то исходя из последнего, можно судить о менее регулярном характере их распределения по сравнению с прорастающими винтовыми дислокациями, которые вносят основной вклад в уширение кривых брэгговских отражений.

Выявленные закономерности позволяют определить доминирующий тип дислокаций, особенности в распределении дислокаций по слою по анализу формы дифракционных пиков.

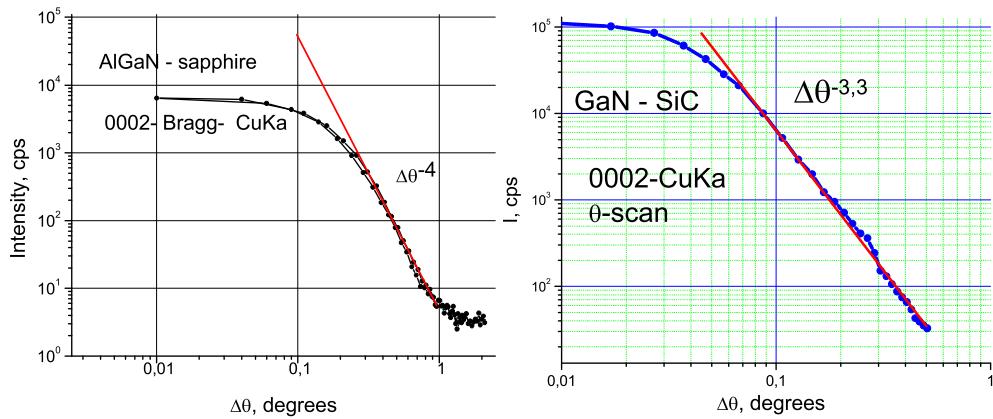


Рис 1. Примеры распределения интенсивности на крыльях экспериментальных кривых для разных структур. По поведению можно определить, что в эпитаксиальном слое на SiC имеется более регулярная система дислокаций.

- [1] Barchuk M et al. (2010). J.Appl.Phys. **108**, 043521.
- [2] Kaganer V M et al. (2005). Phys.Rev.B. **72**, 045448.
- [3] Kyutt R N, Dyshekov A A (2011). Tech.Phys. Lett. **37**, 306.
- [4] B.E.Warren abd B.L.Averbach. J.Appl.Phys., 21, 595 (1950).
- [5] V.V.Ratnikov, R.N.Kyutt, T.V.Shubina, T.Pashkova, B.Monemar. J.Phys.D.Appl.Phys., 34, A30 (2001).

#### DISLOCATION STRUCTURE OF EPITAXIAL LAYERS III-NITRIDES ON THE BASIS OF ANALYSIS OF THE DIFFRACTION PEAK SHAPE

*R.N. Kyut<sup>1</sup>, D.A. Ivanov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Ioffe Physical-Technical Institute of RAS, Polytechnicheskaya, 26, St-Petersburg.

<sup>2</sup>St-Petersburg State University

In framework of study of x-ray diffraction from surface crystalline layers with defects, the shape of diffraction peaks and intensity behavior on tails were analyzed experimentally using a lot of samples with different types of structural imperfections. (dislocation networks, straightforward threading dislocations, nonregular dislocations, staking faults, clusters). Empirical features in intensity distribution were revealed for different crystal scanning modes in Bragg- and Laue-geometry. An angular distribution of the intensity in central part of the peaks and its behavior at the tails are analyzed. The peaks are approximated by the Voigt function. It is shown that in the central part of the reflections the profiles have not a pure Gaussian shape and contain for most samples the Lorenzian contribution. At the wings, the experimental intensity decreases significantly faster than the Voigt function, this decay can be described by power function which varies as  $\Delta\theta^{-3}$  to  $\Delta\theta^{-5}$  for different structure. The revealed features will allow us to determine the dislocation type and their distribution in the III-nitrides layers.

## ФОНОННЫЕ МОДЫ В ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛЕНКАХ НА ОСНОВЕ GaN

I.A. Белогорхов<sup>1</sup>, A.A. Донсков<sup>1</sup>, T.G. Югова<sup>1</sup>, Л.И. Белогорхова<sup>1</sup>

<sup>1</sup>АО «Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности «Гиредмет». Б. Толмачевский пер., дом 5, стр. 1, 119017, г. Москва  
тел. +7(495) 981-30-10, e-mail: jugqwerty@mail.ru;

Нитрид Галлия – бинарный полупроводник, кристаллизующийся в гексагональную решётку типа вюрцита и среднее значение закреплённой зоны (в зависимости от материала) около 3,4 эВ [1]. Широкий интервал запрещённой зоны позволяет эффективно применять данный материал в изготовлении опто-электронных и высокочастотных устройств, таких как диоды Ганна, полупроводниковые лазеры, сверхвысокочастотные транзисторы и светодиоды [2]. Также возможно создание монолитных интегральных схем (МИС) на нитриде галлия в промышленном производстве. Последний анализ достигнутых технических параметров GaN-транзисторов и МИС-систем, а также транзисторных усилителей высокого уровня мощности (10-100 Вт и более) показали, что максимальная критическая напряжённость электрического поля позволяет реализовать пробивные напряжения в 100-300. В и поднять рабочее напряжение стока до 50-100 В, что в сочетании с высокой плотностью тока обеспечивает удельную выходную мощность промышленных GaN-транзисторов 3-10 Вт на 1 миллиметр ширины затвора (до 30 Вт/мм в лабораторных образцах), что на порядок превышает удельную выходную мощность арсенидгаллиевых (GaAs) транзисторов [3]. С точки зрения пространственной однородности материал является стабильным: соединения нитрида галлия, обладают высокой пространственной частотой дефекта –  $10^8$  дефектов на  $\text{см}^2$  [4]. Последние результаты разработок в области биомедицины подтвердили тот факт, что нитрид галлия можно применять для создания высокотехнологичных биомедицинских имплантатов, способных управлять живыми клетками или контролировать химию крови непосредственно внутри живого организма. Главным выводом нового исследования является свидетельство об отсутствии токсического воздействия нитрида галлия. В отличие от других полупроводниковых материалов, он сводит к минимуму риск для пациентов и обеспечивает длительную безопасную работу имплантата [5].

Изначально для получения этого материала использовали реакцию амиака с жидким галлием, протекающую при повышенной температуре. В качестве подложки для выращивания структур GaN выбрали сапфир. Исследования выращенных пленок показали, что без легирования такая пленка обладает проводимостью  $n$ -типа, и для получения  $p-n$ -перехода необходимо было подобрать соответствующую примесь, позволяющую получить материал  $p$ -типа. В качестве такой примеси использовали цинк, но технологическая сложность состояла в том, что при высоких концентрациях цинка пленки GaN становились диэлектриками [6].

В данной работе исследуется процесс роста полупроводниковых слоёв GaN на подложках из сапфира при добавлении буферных слоёв титана, а также обсуждается динамика кристаллической структуры при изменении условий выращивания слоёв GaN.

Для анализа динамики кристаллической структуры выращенных слоев GaN использовался метод спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС). Регистрация спектров КРС при возбуждении излучением на длине волны 514 нм ( $\text{Ar}^+$  лазер) осуществлялась на микрорамановском спектрометре Horiba Jobin-Yvon T64000. Спектральное разрешение по волновым числам составляло  $1 \text{ см}^{-1}$ . Для измерений КРС использовалась геометрия обратного рассеяния света при падении излучения нормально к поверхности образца. Измерения проводились при комнатной температуре. Исследуемые в работе кристаллы GaN выращивались методом хлорид-гидридной эпитаксии (ХГЭ).

Эта работа была поддержана в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020» номер договора: 14.576.21.0029, уникальный код проекта: RFMEFIBBB 14 X 0229

- [1] T. Harafuji and J. Kawamura, *Appl. Phys.*, 2501 (2004).
- [2] А. Туркин, Полупроводниковая светотехника **6**, 6 (2011).
- [3] А.А. Кицинский, Твердотельные усилители мощности на нитриде галлия – состояние и перспективы развития, Мат. 19 Крымской конференции «СВЧ техника и телекоммуникационные технологии», (Севастополь, Вебер, 2009) с.7.
- [4] S. Terao, M. Iwaya, R. Nakamura, S. Kamiyama, H. Amano и I. Akasaki, Compositional and Impurity Dependence. C., L195 (2001).
- [5] J. Wallace, Laser focus world, 01, **12**, 1 (2012)
- [6] А. Туркин, Компоненты и технологии, **5**, 6 (2011).

## PHONON MODES IN SEMICONDUCTOR FILMS BASED ON GaN

*I.A. Belogorohov<sup>1\*</sup>, A.A. Donskov<sup>1</sup>, T.G. Yugova<sup>1</sup>, L.I. Belogorohova<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>State Scientific-Research and Design Institute of Rare-Metal Industry "Giredmet" JSC. B. Tolmachevsky lane, Building 5-1, 119017, Moscow  
phone. +7(495) 981-30-10, e-mail: jugqwerty@mail.ru;

In this paper we investigate the process of growth of semiconductor layers of GaN on sapphire substrates by the addition of buffer layers of titanium, as well as discusses the dynamics of the crystal structure of a change in conditions of growing layers of GaN.

To analyze the dynamics of the crystal structure of the grown GaN word used method of Raman spectroscopy (RS). Register Raman spectra upon excitation radiation at a wavelength of 514 nm (Ar + laser) was carried out on the micro-Raman spectrometer Horiba Jobin-Yvon T64000. The spectral resolution of the wave numbers is 1 cm<sup>-1</sup>. Used for measuring the Raman backscattering geometry with incident radiation is normal to the sample surface.

The measurements were performed at room temperature. Investigated in GaN crystals grown by chloride-hydride epitaxy (HGE).

### Acknowledgements

This work was supported under the Federal Program "Research and development on priority directions of scientific-technological complex of Russia for 2014-2020" contract number: 14.576.21.0029, a unique project code: RFMEFIBBB 14 X 0229

## РЕКОМБИНАЦИОННАЯ ДИНАМИКА В ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ НА ОСНОВЕ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ В ДИАПАЗОНЕ СОСТАВОВ $0.6 < x < 0.8$

*E.A. Шевченко<sup>1\*</sup>, Д.В. Нечаев<sup>1</sup>, В.Н. Жмерик<sup>1</sup>, Т.В. Шубина<sup>1</sup>, С.В. Иванов<sup>1</sup>,  
S. Rouvimov<sup>2</sup>, G. Pozina<sup>3</sup>, J.P. Bergman<sup>3</sup>, B. Monemar<sup>3</sup>, A.A. Торопов<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург  
тел. +7 (812) 292 71 24, e-mail: shevchenko@beam.ioffe.ru;

<sup>2</sup> University of Notre Dame, Notre Dame, Indiana 46556, USA

<sup>3</sup> Department of Physics, Chemistry and Biology, Linköping University,  
S-581 83 Linköping, Sweden

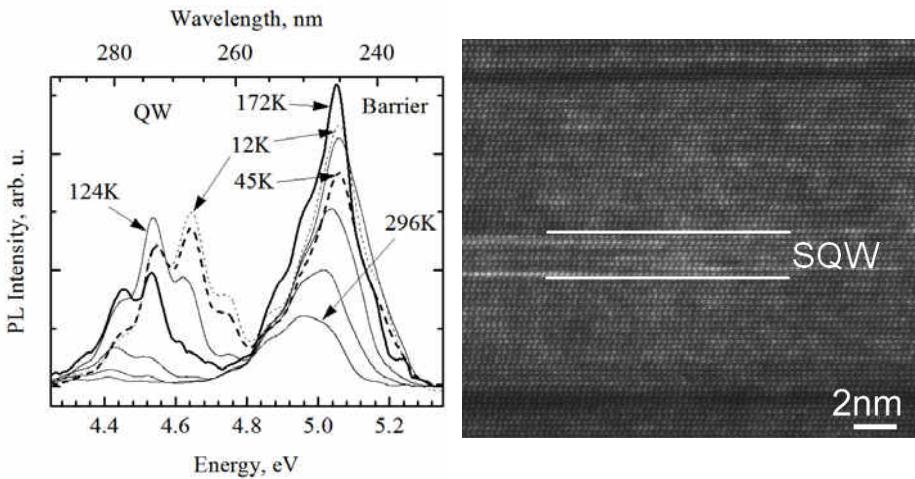
Среди материалов, подходящих для создания оптоэлектронных приборов для среднего ультрафиолетового диапазона, наиболее изученным является твердый раствор AlGaN. Однако для создания на его основе приборов с удовлетворительными характеристиками необходимо решить ряд проблем, присущих данной системе и пагубно сказывающихся на оптических свойствах структур. Среди них большая плотность дефектов, в особенности при росте на коммерчески доступных подложках сапфира, и большое встроенное электрическое поле в пироэлектрических слоях гетероструктур. С другой стороны специфичным свойством эпитаксиальных слоев  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  в среднем диапазоне составов является явление спонтанного разупорядочивания твердого раствора, которое может приводить к формированию развитого локализующего потенциала и увеличению внутренней квантовой эффективности (ВКЭ) излучения за счет ограничения диффузии фотовозбужденных носителей заряда к центрам безызлучательной рекомбинации [1,2]. Наиболее глубокий локализующий потенциал формируется в области составов  $0.6 < x < 0.8$ , причем характерная энергия локализации может достигать порядка 100 мэВ [3].

В данной работе была исследована серия из образцов с одиночными квантовыми ямами (КЯ)  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_{x+0.1}\text{Ga}_{0.9-x}\text{N}$  ( $x \geq 59\%$ ), выращенных методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на подложке  $c\text{-Al}_2\text{O}_3$  [4]. Выращенные гетероструктуры исследовались методами оптической спектроскопии в диапазоне температур от 5 до 300 К. Были измерены спектры фотолюминесценции (ФЛ) при квази-непрерывном возбуждении HeAg лазером (длина волны 224 нм) и регистрацией охлаждаемой ПЗС-камерой, а также спектры ФЛ с временным разрешением при накачке 3-й гармоникой (длина волны 260 нм) Ti-сапфирового лазера и регистрацией с помощью стрик-камеры с временным разрешением  $\sim 15$  пс. Плотности дефектов в буферных слоях исследовалась с помощью рентгеновской дифрактометрии, структурный анализ материала с атомным разрешением проводился методом высокоглавой кольцевой темнопольной сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (ВКСПЭМ).

ВКЭ излучения из КЯ и барьера оценивалась по соотношению величин интегральной интенсивности и времени затухания фотолюминесценции соответствующей части спектра при низкой и комнатной температурах. Наибольший внутренний квантовый выход ФЛ при 300 К (~35%) наблюдался в спектральной области, соответствующей излучению экситонов, локализованных в барьерах слоях (см. рис. 1, а), а соответствующая оценка энергии активации носителей в области высоких температур составила порядка 50 мэВ. При комнатной температуре соотношение ВКЭ в барьерах к ВКЭ в КЯ составляет 2.5-10 раз в зависимости от содержания алюминия в слоях гетероструктуры и плотности дефектов. Рекордно высокое значение ВКЭ излучения барьера слоев AlGaN связывается со спонтанным формированием в них квантовых ям толщиной 1-2 монослоя и апериодических сверхрешеток (см. рис. 1, б), приводящих к исключительно эффективной локализации фотовозбужденных носителей.

Работа была выполнена при поддержке РНФ, грант № 14-22-00107.

- [1] N. Nepal, J. Li, M.L. Nakarmi, J.Y. Lin, H.X. Jiang. *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 062103 (2006).
- [2] M. Gao, S.T. Bradley, Y. Cao, *et al.* *J. Appl. Phys.*, **100**, 103512 (2006).
- [3] M. Shatalov, J. Yang, W. Sun, R. Kennedy, R. Gaska, K. Liu, M. Shur, G. Tamulaitis. *J. Appl. Phys.*, **105**, 073103 (2009).
- [4] V.N. Jmerik, A.M. Mizerov, A.A. Sitnikova, *et al.* *Appl. Phys. Lett.*, **96**, 141112 (2010).



(a)  
 Рис.1. Спектры ФЛ образца с КЯ  $\text{Al}_{0.72}\text{Ga}_{0.28}\text{N}/\text{Al}_{0.82}\text{Ga}_{0.18}\text{N}$ , измеренные при разных температурах (а) и снимок ВКТСПЭМ его активной области (б).

#### RECOMBINATION DYNAMICS IN $\text{AL}_x\text{GA}_{1-x}\text{N}$ QUANTUM WELL HETEROSTRUCTURES WITH ALUMINIUM CONTENT IN THE RANGE OF $0.6 < x < 0.8$

E.A. Shevchenko<sup>1</sup>\*, D.V. Nечаев<sup>1</sup>, V.N. Jmerik<sup>1</sup>, T.V. Shubina<sup>1</sup>, S.V. Ivanov<sup>1</sup>,  
S. Rouvimov<sup>2</sup>, G. Pozina<sup>3</sup>, J. P. Bergman<sup>3</sup>, B. Monemar<sup>3</sup>, A.A. Toropov<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Ioffe Institute, Russian Academy of Sciences, Polytekhnicheskaya, 26, 194021, Saint Petersburg, Russia  
 тел. +7 (812) 292 71 24, e-mail: shevchenko@beam.ioffe.ru;

<sup>2</sup> University of Notre Dame, Notre Dame, Indiana 46556, USA

<sup>3</sup> Department of Physics, Chemistry and Biology, Linköping University,  
 S-581 83 Linköping, Sweden

We present the study of a series of  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_{x+0.1}\text{Ga}_{0.9-x}\text{N}$  ( $x \geq 59\%$ ) single quantum well (QW) heterostructures grown by plasma assisted molecular beam epitaxy on a *c*-sapphire substrate. Optical properties of heterostructures were investigated by photoluminescence (PL) measurements with *cw* 224 nm excitation and time resolved PL measurements with 260 nm excitation in a wide range of temperatures from 5 to 300 K. The biggest internal quantum efficiency (IQE) at 300 K, being as high as 35%, corresponds to the emission of localized excitons in the barrier layers (fig. 1, a). The estimated activation energy at high temperatures is of the order of 50 meV. The ratio of the integrated intensity from the barriers and QWs is in the range of 2.5-10, depending on the content of Al and density of defects. Images of scanning transmission electron microscopy (fig. 1, b) demonstrate spontaneous generation of QWs and aperiodic superlattices in the active region of the samples. These potential fluctuations cause deep localization of excitons and charge carriers, which leads to the high IQE of PL at room temperature.

## СЕЛЕКТИВНАЯ МОС-ГИДРИДНАЯ ЭПИТАКСИЯ $n^+$ GaN И AlGaN ПОДКОНТАКТНЫХ ОБЛАСТЕЙ

**М.Г.Попов<sup>1,2</sup>, В.В.Лундин<sup>\*1,2</sup>, Е.Е. Заварин<sup>1,2</sup> А.В. Сахаров<sup>1,2</sup>, И.П.Смирнова<sup>1,2</sup>,**  
**В.Ю. Давыдов<sup>2</sup>, А.Н. Смирнов<sup>2</sup>, М.М.Кулагина<sup>2</sup>, А.Ф. Цацульников<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> НТЦ Микроэлектронники РАН, Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия

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

\* e-mail: lundin.v@pegrgroup@mail.ioffe.ru

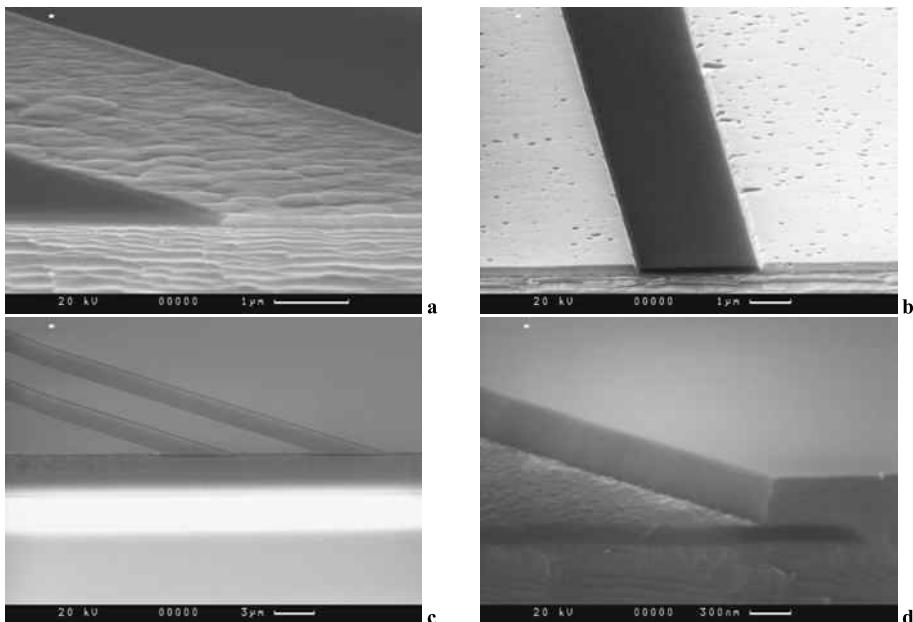
Для многих III-N приборов (HEMT, диоды Шоттки с латеральным протеканием тока и др.) необходимы омические контакты к слаболегированному или нелегированному GaN или AlGaN. Для их формирования обычно используются высокие температуры вжигания, часто в сочетании со сложными схемами металлизации, и даже это не всегда обеспечивает необходимый результат. Одним из решений является локальное (селективное) выращивание тонких сильнолегированных слоев GaN в подконтактных областях (для III-N HEMT обычно предваряется локальным стравливанием барьера слоя AlGaN). Созданные таким образом приборы продемонстрированы рядом групп, при этом в большинстве случаев селективный рост осуществлялся молекулярно-пучковой эпитаксией. МОС-гидридная эпитаксия обладает существенно большей производительностью и шире распространена в промышленности. Применительно к GaN, МОС-гидридная эпитаксия обеспечивает еще и более высокое качество материала. Однако при селективной газофазной эпитаксии большие диффузионные длины адатомов на поверхности и молекул прекурсоров в газовой фазе приводят к высокой (в разы) неоднородности скорости роста. Она зависит от ширины маски и расстояния до ее границ, дальнодействие влияния рисунка на скорость роста может достигать миллиметров. При МОС-гидридной эпитаксии GaN, особенно при высоком уровне легирования, существенное локальное изменение скорости роста обычно приводит к неоднородности свойств материала. Возникают участки с развитой поверхностью, V-дефектами, края растущего материала оказываются неровными. Для регулярного рисунка с небольшими (единицы микрон) ширинами маски и окна практически всегда возможен выбор условий роста, приводящий к достаточно высокому качеству селективно выращенного материала. В качестве примера можно привести ELOG процесс. Однако, в ходе проектирования реальных приборов, особенности процесса селективной эпитаксии не могут учитываться при определении размера, формы, и взаимного расположения контактных площадок, и расстояние между ними (то есть ширина маскирующего покрытия) в пределах структуры может изменяться от единиц до сотен микрон. Поэтому необходим выбор режимов селективной эпитаксии, при которых вышеобозначенные проблемы минимальны. Поиску таких решений и посвящена настоящая работа.

После выращивания планарных эпитаксиальных структур на установке МОС-гидридной эпитаксии Dragon-125 на их поверхности, как продолжение того же технологического процесса, при температуре 1000 °C со скоростью 3 нм/мин осаждался слой  $\text{Si}_3\text{N}_4$  толщиной 90 нм. Далее с помощью фотолитографии и реактивно-ионного травления в плазме  $\text{SF}_6$  в слое  $\text{Si}_3\text{N}_4$  формировалась маска в виде групп полосковых окон, ориентированных в двух взаимно-перпендикулярных направлениях. Ширины окон и маски составляли 5, 10, 20 и 40 мкм во всех сочетаниях. Селективный рост также проводился на установке Dragon-125. Полосы были легированы по всей толщине до уровня  $(3-5)*10^{19}\text{ см}^{-3}$ , согласно экстраполяции п ( $\text{SiH}_4/\text{TMG}$ ) для сплошных слоев.

В ходе исследования выяснилось, что формирующиеся в окнах полоски GaN, в зависимости от ширины маски, окна, режимов роста имеют все вышеуказанные виды дефектов в различных сочетаниях. Для достаточно узких окон существуют режимы роста, обеспечивающие приемлемое качество GaN при любой заданной ширине маски, однако не для ее произвольного значения, что необходимо, как указывалось выше, в технологии реальных III-N приборов.

Однако если при селективной эпитаксии выращивается не GaN, а AlGaN с номинальной (для планарных слоев) мольной долей AlN ~ 0.05, то поверхность всех полосков становится гладкой, типичные для GaN дефекты исчезают, и от ширины окна и маски зависит только высота полосков. Поверхность маски между полосками покрывается тонким нанокристаллическим слоем, легко удаляемым водными травителями. Вероятно, этот слой состоит из AlN или AlGaN с малым содержанием Ga, так как подвижность адатомов Al существенно ниже, чем Ga. Заслуживает особого внимания, что, несмотря на кристаллизацию на маске, рост GaN бинарной компоненты AlGaN имеет ярко выраженный селективный характер. Установлено, что к выращенным в работе сильнолегированным полоскам омические контакты формируются и без вжигания.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ 13-02-00804 и Программы фундаментальных исследований Президиума РАН №1



Селективно выращенные полоски сильноалегированного GaN и AlGaN.

(а) – полосок GaN, один из наблюдавшихся типов дефектной морфологии

(б) – полосок GaN, другой тип дефектной морфологии

(в) – семейство полосок AlGaN. Слева-направо:

- полосок AlGaN (40 мкм)
- маска Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (5 мкм)
- полосок AlGaN (5 мкм)
- маска Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (5 мкм)
- полосок AlGaN (40 мкм)

(г) – край полосы AlGaN при большом увеличении.

#### SELECTIVE AREA MOVPE OF n<sup>+</sup> GaN AND AlGaN CONTACT REGIONS

M.G. Popov<sup>1,2</sup>, W.V. Lundin<sup>1,2</sup>, E.E. Zavarin<sup>1,2</sup>, A.V. Sakharov<sup>1,2</sup>, I.P. Smirnova<sup>1,2</sup>,  
V.Yu. Davydov<sup>2</sup>, A.N. Smirnov<sup>2</sup>, M.M. Kulagina<sup>2</sup>, A.F. Tsatsulnikov<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Scientific and Technological Center for Microelectronics and Submicron Heterostructures of the Russian Academy of Science, St-Petersburg, Russia

<sup>2</sup> Ioffe Physico-Technical Institute of the Russian Academy of Science, St-Petersburg, Russia

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

Selective area MOVPE of highly n-doped thin contact regions was investigated. MOVPE of planar structures and SAE were performed in Dragon-125 system. *In-situ* deposited Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> with 3 nm/min deposition rate (limited by SiH<sub>4</sub> supply) was used as masking material. Stripe mask with mask and opening width of 5, 10, 20, and 40 μm in all combinations in 2 different orthogonal orientations was formed by RIE. Total duration of SAE process (from loading till unloading) was ~ 50 min.

It was revealed that for n<sup>-</sup>GaN selectively grown stripes surface morphology strongly depends on the window and opening width and typically was imperfect. In contrast, low Al-content AlGaN stripes demonstrate specula surface with clear crystallographic planes for any combinations of mask / opening width. Good growth selectivity was observed with formation of very thin nanocrystalline layer on mask, which may easily be removed by wet chemical etching.

## КОНВЕРСИОННЫЕ AlGaN/AlN СВЕРХРЕШЕТКИ

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

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

<sup>2</sup> НТЦ Микроэлектроники РАН, Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия

\* e-mail: ezavarin@mail.ioffe.ru

Введение в последовательность буферных слоев напряженных сверхрешеток (СР) во многих случаях позволяет существенно улучшить качество вышерасположенных слоев. На протяжении ряда лет мы развиваем технологию формирования сверхрешеток методом конверсии в процессе МОС-гидридной эпитаксии: после выращивания слоя твердого раствора производится прерывание роста (ПР), более летучая компонента из приповерхностной области испаряется и происходит конверсия тонкого слоя твердого раствора в слой бинарного III-N (InGaN в GaN, AlGaN в AlN). Циклически повторяющаяся процедура приводит к формированию СР. Об использовании конверсионных AlN/AlGaN сверхрешеток в структурах УФ светодиодов для облегчения их отделения от подложки при воздействии мощным УФ лазером кратко упоминалось в [1]. Использование конверсионных InGaN/GaN СР позволило нам в 15-30 раз увеличить эффективность ЭЛ светодиодных InGaN/GaN структур зеленого диапазона (550-580 нм) [2].

В данной работе представлены результаты изучения процесса конверсии AlGaN в AlN на установке МОС-гидридной эпитаксии Dragon-125 с системой *in-situ* рефлектометрии Burattino.

Установлено, что при мольной доле AlN<0.5 конверсия AlGaN в AlN происходит при простом выключении потоков III группы (несущий газ – H<sub>2</sub>), при более высоком составе (0.7-0.9) во время ПР необходимо отключать также и NH<sub>3</sub> и проводить прерывание роста в атмосфере H<sub>2</sub>. На рис. 1 а,б показано изменение коэффициента отражения от эпитаксиальной структуры при формировании Al<sub>0.8</sub>Ga<sub>0.2</sub>N/AlN конверсионной СР с длительностями GI 2 минуты. Видно, что при выключении потоков III и V группы (момент 1 на рис.1б) начинается процесс разложения материала, прекращающийся примерно через 15 секунд (момент 2). Изменение коэффициента отражения ( $\Delta R$ ) соответствует уменьшению толщины слоя на 0.2-0.3 нм. В простейшей модели полного испарения Ga и формирования резкой гетерограницы AlGaN/AlN, для данного состава толщина конвертированного слоя ~1 нм. Эти оценки хорошо совпадают с данными рентгеновской дифрактометрии – глубина конвертации находится на уровне ~1 нм и одинакова для длительностей GI 15, 30 и 120 сек. Формирование СР подтверждается данными XRD (Рис. 1с). Следует подчеркнуть, что наблюдение процесса конвертации AlGaN в AlN *in-situ* произведено впервые.

В ходе работы установлено, что максимальная глубина конверсии увеличивается при снижении содержания алюминия в AlGaN, и, по очень приблизительным предварительным оценкам при любом составе AlGaN заканчивается, когда толщина слоя AlN составляет ~1 нм. То есть слой AlN такой толщины полностью защищает от разложения нижерасположенные слои AlGaN. Если необходим слой AlN большей толщины, то процедуру следует повторить несколько раз подряд.

В настоящее время изучается влияние вышеописанных СР на свойства выращенных на их поверхности слоев GaN. Показано, что такие структуры можно сформировать, при этом слои GaN имеют высокое качество, а соотношение их механических напряжений во время роста и после охлаждения заметно отличается от аналогичных соотношений при использовании буферных слоев GaN, AlN или AlGaN. Для примера на рис. 1е приведено ACM изображение слоя GaN толщиной 3 мкм, выращенного на СР Al<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>/AlN. Полуширины кривых качания рентгеновской дифракции этого слоя составляли 216, 205 и 299 угловых секунд для рефлексов (00.2), (00.4) и (10.2), соответственно. Примечательно, что если конверсионную СР Al<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>/AlN заменить на сплошной слой Al<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub> той же суммарной толщины, то при последующем росте GaN кривизна структуры нарастает значительно быстрее, чем в случае СР, после выращивания примерно 200 нм гладкий когерентный характер роста GaN нарушается, происходит полная релаксация напряжений, и в дальнейшем растет слой с сильно развитой поверхностью. На рис. 1д показана морфология СР Al<sub>0.4</sub>Ga<sub>0.6</sub>/AlN. Ее поверхность имеет характерную структуру «плоских хлопьев», что, предположительно, и определяет особенности развития механических напряжений в вышерасположенных слоях GaN.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ 13-02-00804, Программ фундаментальных исследований Президиума РАН №1 и ОНИТ РАН №5

[1] M.Takeuchi et al., Appl. Phys. Lett. **94**, 61117 (2009)

[2] W.V. Lundin et al., Journal of Crystal growth **315** pp.267-271 (2011)

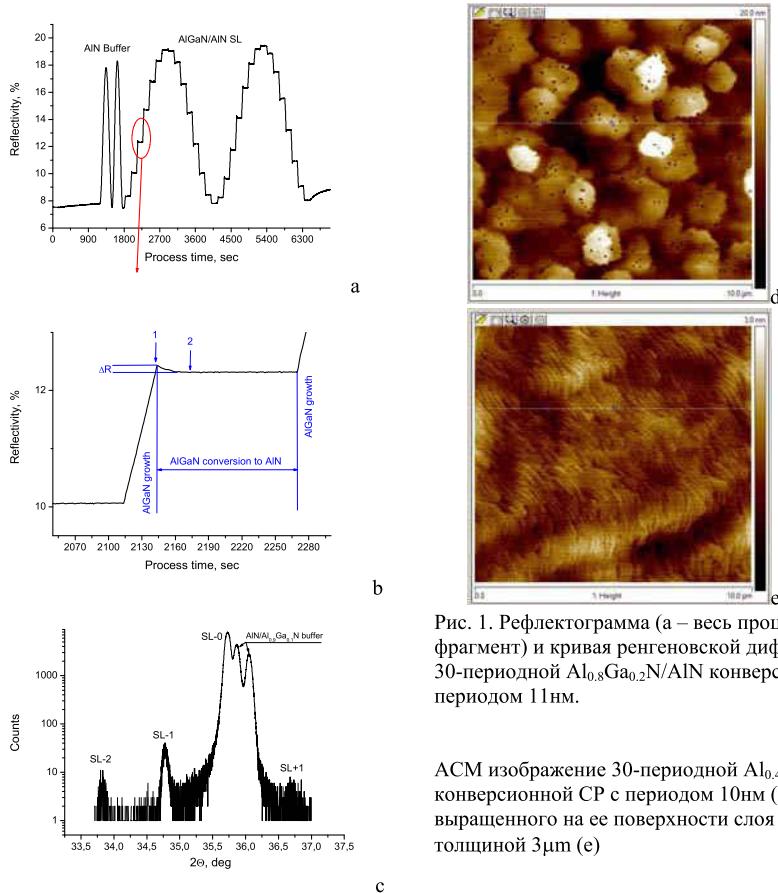


Рис. 1. Рефлектометрия (а – весь процесс, б - фрагмент) и кривая рентгеновской дифракции (с) 30-периодной  $\text{Al}_{0.8}\text{Ga}_{0.2}\text{N}/\text{AlN}$  конверсионной СР с периодом 11 нм.

ACM изображение 30-периодной  $\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}/\text{AlN}$  конверсионной СР с периодом 10 нм (д) и выращенного на ее поверхности слоя  $\text{GaN}$ , толщиной 3  $\mu\text{m}$  (е)

### AlGaN/AlN SLs FABRICATED BY CONVERSION TECHNIQUE

**E.E. Zavarin**\*<sup>1,2</sup>, **W.V. Lundin**<sup>1,2</sup>, **M.G. Popov**<sup>1,2</sup>, **A.V. Sakharov**<sup>1,2</sup>,  
**P.N. Brunkov**<sup>1</sup>, **M.A. Yagovkina**<sup>1</sup>, **A. F. Tsatsulnikov**<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Ioffe Physico-Technical Institute of the Russian Academy of Science, St-Petersburg, Russia  
<sup>2</sup> Scientific and Technological Center for Microelectronics and Submicron Heterostructures of the Russian Academy of Science, St-Petersburg, Russia  
\* e-mail: ezavarin@mail.ioffe.ru

Conversion of AlGaN into AlN during growth interruptions (GI) in MOVPE process is investigated by combination of *ex-situ* and *in-situ* techniques. Extra-sensitive *in-situ* optical reflectance and curvature measurement system Burattino installed on Dragon-125 MOVPE system allows studying the effect with resolution better than 0.5 nm. It was revealed that if AlGaN composition is below ~0.5, and  $\text{H}_2$  is used as carrier gas, for AlGaN decomposition resulting in AlN formation on the surface it is enough to switch off only group III sources. For much higher AlN mole fraction switching  $\text{NH}_3$  off is also necessary. At any investigated alloy composition conversion of AlGaN into AlN is self-terminated after formation of ~1 nm AlN layer. Periodic repetition of {growth-GI} procedure results in SL formation which is confirmed by XRD study. Such SLs may be used as a part of buffer layer for high-quality GaN epilayers growth. 3  $\mu\text{m}$ -thick GaN epilayer with FWHM of X-ray rocking curves of 216, 205, and 299 arcsec for (00.2), (00.4), and (10.2) planes respectively was grown using this technique.

## ОДНОКРИСТАЛЬНАЯ РЕНТГЕНОВСКАЯ ДИФРАКТОМЕТРИЯ В ТЕХНОЛОГИИ AlGaN/GaN НЕМТ - ТРАНЗИСТОРОВ

**А.В. Лютицау\*, Э.М. Темпер, К.Л. Енишерлова**

ОАО «НПП «Пульсар», Окружной проезд 27, 105187 г.Москва, e-mail:enisherlova@pulsarnpp.ru

Используемые фокусирующие рентгенооптические схемы съёмки, реализуемые в двухкристальных и трёхкристальных рентгеновских дифрактометрах, из-за своей высокой прецизионности применимы лишь для контроля соответствия ориентировки подложки и слоёв гетероструктур. Дифрактометры приспособлены для проведения съёмки в геометрии Лауз при брэгговском или ортогональном падении на поверхность первичного рентгеновского пучка. Отсутствие связи  $\theta - \theta$  или  $\theta - 2\theta$  в большинстве двухкристальных и трёхкристальных дифрактометров не предусмотрено, что связано с закрытостью поставляемых математических программ управления и обработки результатов и сложностью прецизионной юстировки дифрактометра в процессе эксперимента. Это заранее исключает получение информации от плоскостей, неортогональных брэгговской плоскости дифрактометра. Осуществить технически такие измерения возможно только с нарушением жёстких связей  $\theta - \theta$  или  $\theta - 2\theta$  и с применением асимметричных рентгенооптических схем [1] наряду с симметричными схемами, а также с разработкой новых математических программ обработки результатов исследования. Всё это позволило авторам с помощью настольного однокристального многофункционального рентгеновского дифрактометра XMD-300, оснащённого поликапиллярной оптикой Кумахова для формирования параллельного первичного пучка рентгеновских лучей, разработать ряд методик, использующих схемы измерений  $\theta - 2\theta$ , скользящего первичного и скользящего дифрагированного пучка, для оценки параметров многослойных полупроводниковых структур.

Параметры и надежность НЕМТ-приборов на основе гетероструктур AlGaN/GaN во многом определяются качеством структуры AlGaN/GaN, соответствием состава отдельных слоев выращенной гетероструктуры расчетно заданному, а также дефектностьюю подложек (SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> или Si), на которых эти структуры выращены. Кроме того, электрические характеристики двумерного электронного газа гетероструктур зависят также от упругих напряжений, возникающих из-за разных коэффициентов расширения кристаллических решёток отдельных слоёв. Роль параметров технологического процесса формирования гетероструктур и его воспроизведимость показаны на примере гетероструктуры AlGaN/GaN/SiC; на рис.1 показаны дифрактограммы 2-х образцов, полученных в одном технологическом процессе. Представленные два порядка отражений, показывают, что увеличение угла дифракции 2-го порядка по сравнению с 1-ым позволяет более подробно исследовать интерференционную картину. Благодаря котангentialной зависимости относительного изменения периода кристаллической решётки от угла дифракции ( $\Delta d/d = \Delta \theta \operatorname{ctg} \theta$ ) диапазон углов дифракции расширяется, что позволяет обнаружить образование концентрационных сегрегаций в твёрдом растворе Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N, которые не наблюдаются на первом порядке отражений.

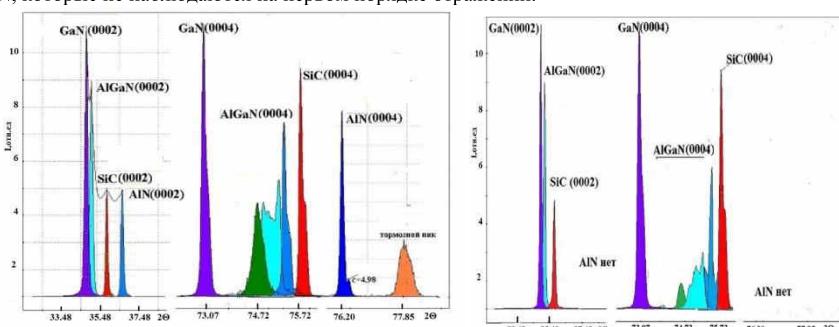


Рис.1 Дифрактограммы 2-х образцов гетероструктуры AlGaN/GaN на SiC-подложке, выращенных в одном технологическом процессе

Кроме того, на одном из образцов не наблюдается пик отражения от слоя AlN. Рассчитанные по закону Вегарда из экспериментальных данных (второй порядок отражения) концентрации Al в твёрдом растворе Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N свидетельствуют о различии фазового состава этого слоя в двух гетероструктурах, полученных в одном технологическом процессе. Возможно, такое различие в фазовом

составе слоев определяется разной дефектностью подложки, что подтверждает дифрактограмма SiC. Большая интенсивность отражения и меньшая полуширина соответствуют подложке, на которой выращена гетероструктура с параметрами, наиболее близкими к заданным.

Контроль напряжённого состояния в многослойной структуре обуславливает необходимость идентификации тех плоскостей структуры, которые расположены под углом к поверхности. Получить такую информацию возможно лишь при использовании асимметричных схем съёмки и схем съёмки с двойными поворотами брегговской плоскости. Разработан алгоритм выполнения последовательных наклонов в схеме асимметричных отражений для гексагональной и кубической решёток.

В качестве простого примера даётся последовательность наклонов для выявления плоскости Р (11<sup>-</sup>23), расположенной под углом 27,3° к поверхности пластины сапфира с базовой плоскостью – r-plane (10<sup>-</sup>11) и имеющей брегговский угол 28,76°. При экспонировании плоскости (10<sup>-</sup>11) для 1-го и 2-го порядка отражений, выбираем её как 1-ю базовую плоскость с углами  $\theta = 12,80^\circ$  и  $\theta = 26,12^\circ$ . В этой базовой плоскости проводим наклон нормали к дифракционным плоскостям для поиска отражения от плоскости Р (11<sup>-</sup>23) до угла встречи 56,18° (сумма  $\theta$  для плоскости Р (11<sup>-</sup>23) и угла между плоскостями (10<sup>-</sup>11) и (11<sup>-</sup>23), после чего получаем отражение с  $\theta = 31^\circ$ . Далее проводим поворот дифракционной плоскости на угол  $\psi = 27,3^\circ$ , относительно первичной дифракционной плоскости вокруг лежащей в ней оси, на угол, который соответствует углу между плоскостями (10<sup>-</sup>11) и (11<sup>-</sup>23). То есть, плоскость Р сама становится второй базовой плоскостью при повороте дифракционной плоскости в положение, перпендикулярное плоскости Р (11<sup>-</sup>23). Выставляем в наклонённой дифракционной плоскости угол дифракции для трубы и детектора равный  $\Theta = 28,76^\circ$ , соответствующий табличному углу дифракции для плоскости Р (11<sup>-</sup>23) и проводим экспонирование этой плоскости. В этой дифракционной плоскости переводим рентгеновскую трубку в положение 54,77°, соответствующее сумме угла дифракции для плоскости R (01<sup>-</sup>12) 35,17° и угла между плоскостями Р (11<sup>-</sup>23) и R (01<sup>-</sup>12), равного 19,60°.

Таким образом, разработанные для однокристального дифрактометра методики позволяют осуществлять фазовый и кристаллографический контроль отдельных слоёв многослойных гетероструктур и сформированных на них приборных структур.

[1] Д.К. Боэн, Б.К. Таннер. Высокоразрешающая рентгеновская дифрактометрия и топография. – М.: Наука, 2002. – 274 с.

## SINGLE-CRYSTAL X-RAY DEFRACTOMETRY IN TECHNOLOGY OF THE AlGaN/GaN HEMT-TRANSISTORS

*A.V. Lutzau, E.M. Temper, K.L. Enisherlova*

JSC “S&PE “Pulsar”, Okruzhnoi proezd 27, 105187 Moscow, e-mail:enisherlova@pulsarnpp.ru

Using of single-crystal XMD-300 diffractometer for estimation of the multilayer heterostructure parameters is considered. The developed technique allows to carry out phase and crystallographic control of the individual layers of multilayer AlGaN/GaN heterostructures and formed on these heterostructures device structures.

## СТИМУЛИРОВАННОЕ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ РЭМ ДВИЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В GaN

**P.С. Вергелес, Е.Б. Якимов\***

Институт проблем технологий микроэлектроники и особочистых материалов РАН, ул. Академика Осипьяна, д. 6, 142432, г. Черноголовка.  
тел. +7(49652)44182, e-mail: yakimov@ipmtm.ru;

Структуры на основе GaN содержат высокую плотность дислокаций (до  $10^8$ - $10^{10}$  см $^{-2}$ ). Тем не менее, 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 процессы движения дислокаций в динамике. Был предложен ряд объяснений подавления таких процессов в GaN и структурах на его основе, в частности, отсутствие эффекта REDG в GaN. Однако, что в [1,2] эффект REDG наблюдался при облучении в просвечивающем электронном микроскопе как для базисных, так и для призматических дислокаций. Поэтому исследование таких явлений представляет не только научный интерес, но имеет и большое практическое значения для развития технологии мощных лазеров и светодиодов на основе GaN.

В настоящей работе было проведено исследование влияния облучения в растровом электронном микроскопе (РЭМ) на перестройку дислокационной структуры в GaN. Исследования проводились на латерально заросших структурах, в которых щели в маске из SiO<sub>2</sub> были ориентированы вдоль направления [1-100]. Как показано в [3], в таких структурах в области латерального роста значительная доля дислокаций лежит в базисной плоскости, для которых эффект REDG, как показано в [1,2], более существенен. Толщина пленки составляла 6 мкм, т.е. при энергии пучка 35 кэВ, при которой проводилось облучение и исследование, электроны пронизывали практически всю пленку. Исследования проводились в РЭМ JSM-820 (Jeol) при комнатной температуре. Дислокации выявлялись методом наведенного тока (НТ), поэтому на образцах предварительно формировались диоды Шоттки путем напыления тонких слоев Au.

Типичное изображение исследуемой структуры в режиме НТ до облучения приведено на Рис. 1. Видно, что области над щелью в маске из SiO<sub>2</sub> содержат высокую (выше, чем 10<sup>8</sup> см<sup>-2</sup>) плотность проникающих дислокаций (темные точки). В области латерального роста, дислокации изогнуты, в этой области выявляются также и проникающие дислокации, однако плотность дислокаций обоих типов на несколько порядков ниже, чем в области щели.

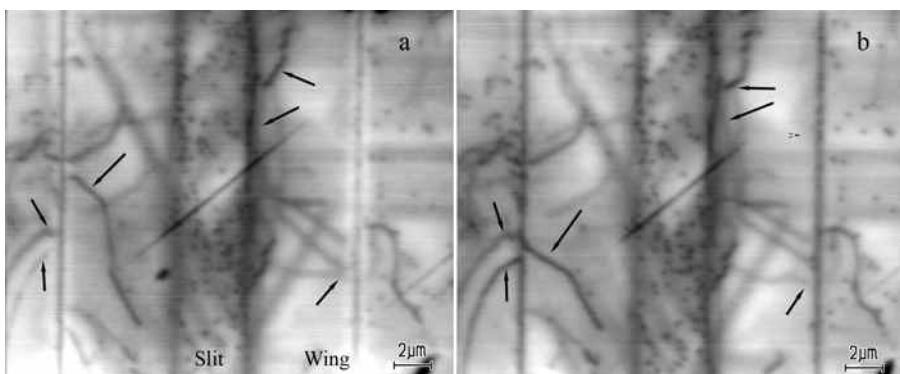


Рис.1. Изображения фрагмента исследуемой структуры в режиме НТ до (а) и после облучения электронным пучком с энергией 35 кэВ и током 5·10<sup>-3</sup> А до дозы порядка 10 Кл/см<sup>2</sup> (б). Стрелками показаны примеры сдвинувшихся сегментов дислокаций.

После облучения некоторые сегменты дислокаций смещаются, при этом повышается число сегментов, параллельных направлениям <10-10> (Рис. 1). Положение проникающих дислокаций при облучении не изменяется. Интересно также отметить, что движение дислокаций наблюдалось

только на начальных стадиях облучения. Последовательное перемещение дислокаций в процессе облучения удается наблюдать только при малых токах пучка порядка  $10^{-9}$  А. Но и при таких токах дислокационная структура стабилизируется уже при дозах порядка  $0.01$  Кл/см $^2$  и при дальнейшем повышении дозы облучения практически не изменяется (Рис. 2).

Таким образом, проведенные исследования показали, что базисные дислокации в GaN подвижны уже при низких уровнях возбуждения, однако подвижные сегменты быстро закрепляются на каких-то дефектах и далее двигаться не могут. Анализ Рис. 2 показывает, что роль таких стопоров для движения дислокаций могут играть проникающие дислокации. Нельзя исключать, что при понижении плотности стопоров, процессы движения дислокаций активируются.

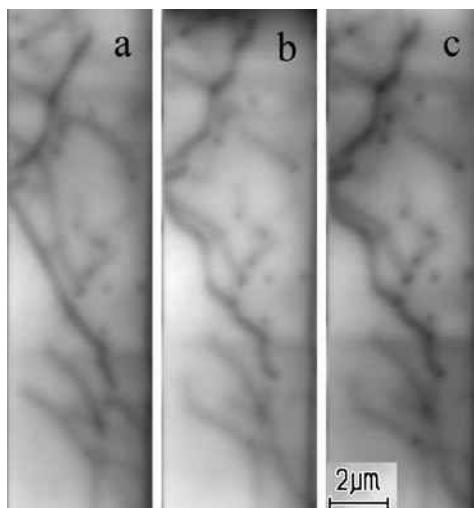


Рис.2. Изображения фрагмента исследуемой структуры в режиме НТ до (а) и после облучения электронным пучком с энергией 35 кэВ и током  $10^{-9}$  А до дозы порядка 0.05 (б) и 0.1 Кл/см $^2$  (с).

- [1] K. Maeda, K. Suzuki, M. Ichihara, S. Nishiguchi, K. Ono, Y. Mera, S. Takeuchi. Physica B, **273-274**, 134 (1999).
- [2] S. Tomiya, Shu Goto, M. Takeya, M. Ikeda. Phys. Stat. Sol. A, **200**, 139 (2003).
- [3] Z. Liliental-Weber, David Cherns. J. Appl. Phys., **89**, 12, 7833 (2001).

#### **DISLOCATION MOTION IN GaN STIMULATED BY ELECTRON BEAM OF SEM**

*P.S. Vergeles, E.B. Yakimov\**

Institute of Microelectronics Technology RAS. Ac. Osipian str., No 6, 142432, Chernogolovka,  
phone. +7(49652)44182, e-mail: yakimov@iptm.ru;

Results of EBIC study of recombination enhanced dislocation glide in GaN ELOG film are presented. The film is irradiated in the SEM with a beam energy of 35 keV and beam current varying from  $10^{-9}$  to  $5 \cdot 10^{-8}$  А. It is shown that some basal dislocation segments start to move even at beam current as low as  $10^{-9}$  А. However they cover only small distances to some obstacles, where they are pinned and do not move further under an increase of irradiation dose. Threading dislocations could play a role of such obstacles.

## АНАЛИЗ КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТРЕБОВАНИЙ К РАЗРАБОТКЕ УСИЛИТЕЛЕЙ МОЩНОСТИ НА НИТРИДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ

***Ю.В. Федоров, С.В. Михайлович***

Институт СВЧ полупроводниковой электроники РАН, Нагорный пр. д.7, стр. 5. 117105, г.Москва,  
тел. +7(495)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

Повышение КПД усилителей мощности в монолитном исполнении является основной задачей, решаемой при их разработке. Известные схемотехнические приемы повышения КПД требуют существенного увеличения пробивных напряжений транзисторов (см. Таблицу).

Класс усилителя	Линейность	КПД	Режим работы транзисторов	U max	Полоса частот
A, AB	Очень хорошая	50% теор. 20-30% реал.	Линейный	2 U <sub>пит</sub>	+/- 20%
B, C	Хорошая	78,6% теор. 40-50% реал.	Отсечка	2-3 U <sub>пит</sub>	+/- 10%
D, E, F	Плохая	100% теор. 60-70% реал.	Ключевой	> 3,8 U <sub>пит</sub>	+/- 5%

Зависимость пробивных напряжений, определяющих мощностные параметры нитридных НЕМТ, от свойств гетероструктур и конструкции транзисторов должна быть установлена и обязательно учитываться при выборе рабочего материала для изготовления приборов с заданными свойствами. Используя графические данные работы [1], основанные на многочисленных экспериментальных результатах, мы получили следующее аппроксимирующее выражение:  $U_{\text{проб}}=7,3*(L_G/t_B - 2,5)^{0,52}$  и  $R_{ds}=6,5*10^{0,65LG/B}$  ( $\Omega\text{мм}$ ). Учитывая также аппроксимацию  $f_T=19,8/(L_G+5,1t_B)$  работы [1] и известное выражение  $P_{\max}=I_{\text{нас}}*(U_{\text{проб}}-U_{\text{нас}})/8$ , мы можем построить диаграмму (Рисунок 1), наглядно показывающую связь расстояния от затвора до центроида двумерного электронного газа  $t_B$ , длины затворов  $L_G$ , пробивных напряжений  $U_{\text{проб}}$  и достижимых мощностных параметров транзисторов в зависимости от требуемых рабочих частот приборов.

В данном случае акцент сделан на X-диапазон ( $f_T=25$  ГГц), однако данная диаграмма применима для любых частот с соответствующим перемещением цифр, характеризующих максимальные мощности транзисторов, расчеты которых сделаны для класса А и 50-омного включения.

При анализе этой диаграммы следует учитывать, что величина  $t_B$  в случае отсутствия заглубления затвора в барьер-ный слой гетероструктуры практически равна его толщине, которая не может быть меньше 4,5 нм.

Из приведенной диаграммы следует:

- 1) для повышения максимальных мощностных параметров транзисторов необходимо уменьшать величину  $t_B$  путем выбора более тонких гетероструктур или заглублением затвора в барьер (репцесс);
- 2) использование ключевого режима работы транзистора (классы D - F) эффективно только в низкочастотных диапазонах при  $L_G > 1$  мкм, в противном случае необходимо соответствующее снижение напряжения питания;
- 3) для повышения пробивных напряжений сверх указанных на диаграмме требуются дополнительные конструктивно-технологические приемы, уменьшающие напряженность поля в области затвор-сток, среди которых можно назвать применение дополнительных «Field-plate» электродов (эффективно до X-диапазона [2]) или использование двух-затворных транзисторов, что возможно и в мм-диапазоне [3].

Достоверность полученных результатов будет проиллюстрирована в докладе на многочисленных примерах из опыта разработки усилителей мощности с рабочими частотами от 1 до 100 ГГц, накопленном в ИСВЧПЭ РАН, а также на данных из литературных источников.

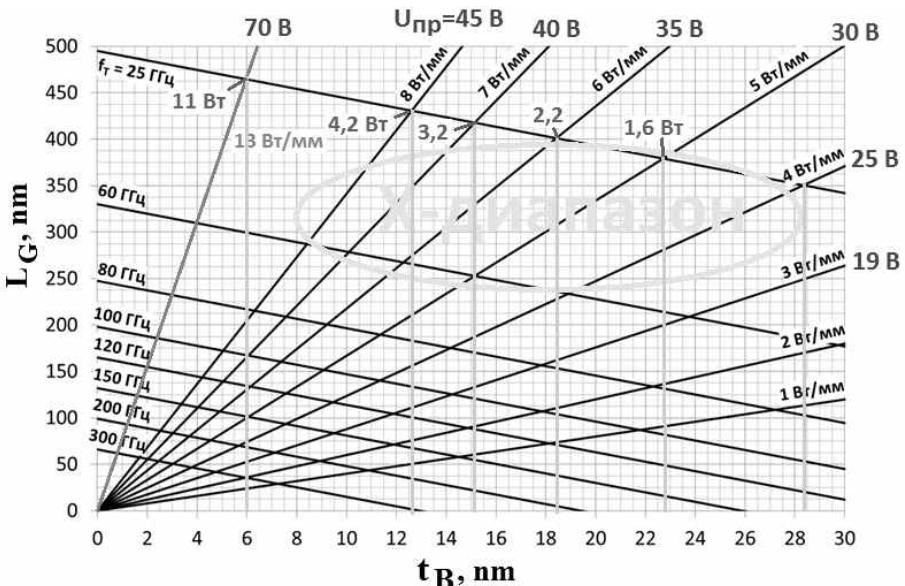


Рисунок 1. Диаграмма, связывающая частотные и мощностные (класс А) параметры нитридных HEMT с толщиной барьера гетероструктуры  $t_B$  и длиной затворов  $L_G$ .

- [1] Jessen G.H., Fitch R.C., Gillespie J.K., et al. IEEE Transactions on Electron Devices. 2007, vol. 54, no. 10, pp. 2589-2597.
- [2] S. Gao, C. Sanabria, H. Xu, S.I. Long, S. Heikman, U. Mishra, R.A. York. Microwaves, Antennas and Propagation, IEE Proceedings, Vol. 153, No. 3, June 2006, pp. 259 – 262.
- [3] R. Quay, A. Tessmann, R. Kiefer et al. IEEE MICROWAVE AND WIRELESS COMPONENTS LETTERS, Vol. 21, No. 2, February 2011, pp. 95-97.

#### **ANALYSIS OF CONSTRUCTIVE-TECHNOLOGICAL REQUIREMENTS TO DESIGN POWER AMPLIFIERS ON NITRIDE HETEROSTRUCTURES**

**Yu.V. Fedorov, S.V. Mikhaylovich**

Institute of ultra-high frequency semiconductor electronics of RAS, 117105, Moscow,  
Nagorny prd. d.7, str. 5. Tel. +7(495)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

In this paper, it was defined the dependence of breakdown voltage and HEMT output power from heterostructures barier thickness and gate length, that must be considered when choosing heterostructures and manufacturing technologies of efficient power amplifiers.

## СПЕКТРОСКОПИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ПОЛЯРИТОНОВ НИТРИДИЗОВАННЫХ ПОДЛОЖЕК САФИРА И ТОНКИХ ПЛЕНОК НИТРИДА АЛЮМИНИЯ НА НИХ

**К.С. Журавлев<sup>1</sup>\*, Н.Н. Новикова<sup>2</sup>, Е.А. Виноградов<sup>2</sup>, В.А. Яковлев<sup>2</sup>, Т.В. Малин<sup>1</sup>, В.Г. Мансуров<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В.Ржанова СО РАН, пр. ак. Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск, тел +7(383) 3304475, e-mail: zhur@thermo.isp.nsc.ru

<sup>2</sup> ФГБУН Институт спектроскопии РАН, ул. Физическая 5, 142190, г.о. Троицк, г.Москва;

Нитрид алюминия привлекает большой интерес в качестве перспективного материала для излучателей света и детекторов [1]. Поэтому интенсивно исследуется рост пленок AlN на различных подложках. Ценную информацию о качестве пленок дают оптические методы. Однако традиционные спектры отражения и пропускания структур с очень тонкими пленками не всегда дают желаемую информацию. В ряде случаев для определения физических параметров нанопленок полезно использовать спектроскопию поверхностных поляритонов. Поверхностные поляритоны (ПП) являются нерадиационными электромагнитными возбуждениями, распространяющимися вдоль границы раздела сред, причем поле ПП концентрируется непосредственно у этой границы, экспоненциально затухая при удалении от нее [2-4]. В силу этого свойства спектры ПП очень чувствительны к характеристикам границы раздела. Поэтому мы использовали как спектры отражения, так и спектры ПП.

Образцы приготавливались на установке СВЕ-32 (Рибер). Высокоочистый аммиак использован в качестве источника активного азота. Нитридизация происходила при выдержке горячей поверхности подложки в потоке NH<sub>3</sub> (25 sccm) в течение примерно 30 мин. Температура подложки варьировалась в диапазоне 865-980°C.

Исследованы спектры отражения и ПП исходных и нитризованных сапфировых подложек, а также пленок AlN различной толщины (от 20 до 1000 нм), выращенных на них методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии. Спектры внешнего отражения при углах близких к нормальному падению (Рис. 1) и ПП (Рис. 2,3) измерялись на ИК-Фурье спектрометре IFS66v (Брукер). Спектры ПП были получены с помощью призмы нарушенного полного внутреннего отражения (НПВО), изготовленной из КРС-5 и расположенной над пленкой на сапфире при нескольких толщинах зазора и при различных (больших критического) углах падения света в призме [2-3].

Спектр внешнего отражения нитризованных сапфира и даже сапфира с пленкой 20 нм AlN почти не отличается от спектра исходной подложки. В то же время ПП чувствительны к нитридизации (сдвиг и расщепление минимума ~700 cm<sup>-1</sup> в спектрах НПВО).

Из угловой зависимости спектров НПВО восстанавливались дисперсии ПП сапфира с пленкой. Она сравнивалась с дисперсией ПП, рассчитанной [3] с использованием диэлектрической проницаемости сапфира, полученной из дисперсионного анализа спектров внешнего отражения.. На рис.4 представлены рассчитанные дисперсионные кривые ПП и положения минимумов в спектре НПВО. Наблюдается расщепление ПП вблизи 700 cm<sup>-1</sup> (TO).

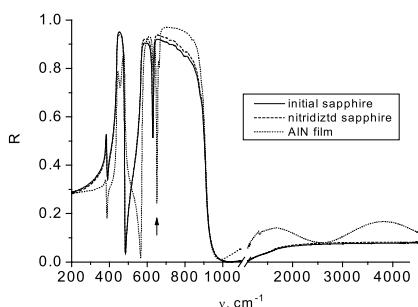


Рис.1. Спектры отражения исходной и нитризованный сапфировых подложек, а также пленки AlN толщиной 1мкм

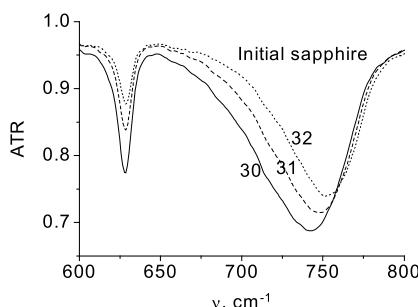


Рис.2. Спектры ПП исходной сапфировой подложки для 3 углов падения в призме НПВО.

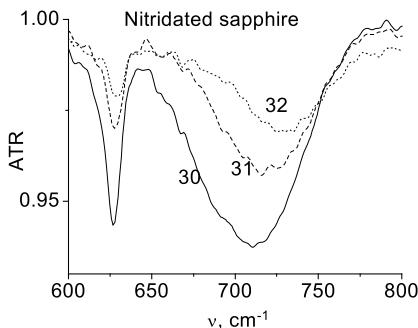


Рис.3. Спектры ПП нитридизированной сапфировой подложки для 3 углов падения.

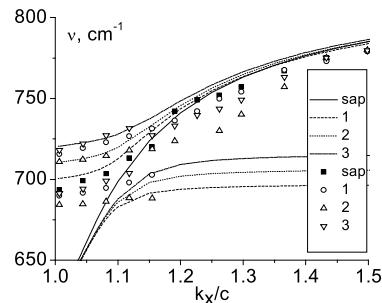


Рис.4. Дисперсия ПП исходной и трех нитридизированных сапфировых подложек.

Дисперсионные кривые зависят от степени превращения поверхностного слоя исходного сапфира в кристаллический AlN. Частоты поперечных колебаний пленок AlN выше, чем для монокристалла AlN [5], что указывает на увеличение постоянной решетки из-за деформации пленки. Результаты использованы для оптимизации режимов приготовления образцов.

- [1] M.Razeghi, M.Henini, Optoelectronic Devices: III - Nitrides (Elsevier, 2004).
- [2] V.M.Agranovich and D.L.Mills (eds.), Surface polaritons. Electromagnetic waves at surfaces and interfaces ( North-Holl. Publ. Co, Amsterdam 1982).
- [3] G.N.Zhizhin, M.A.Moskaleva, E.A.Vinogradov, V.A.Yakovlev, App. Spectr. Rev. **18**, 171 (1982-1983).
- [4] Е.А.Виноградов, И.А.Дорофеев, УФН, **179** 449 (2009).
- [5] C.Persson, R.Ahyja, A.Ferreira da Silva, B.Johansson, J. Cryst. Growth **231**, 407 (2001).

#### SURFACE POLARITON SPECTROSCOPY OF NITRIDATED SAPPHIRE SUBSTRATES AND ALUMINUM NITRIDE FILMS ON THEM

**K.S. Zhuravlev<sup>1</sup>\*, N.N. Novikova<sup>2</sup>, E.A. Vinogradov<sup>2</sup>, V.A. Yakovlev<sup>2</sup>, T.V. Malin<sup>1</sup>, V.G. Mansurov<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Rzhanov Institute of Semiconductor Physics , Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 13, Lavrentiev avenue, 630090, Novosibirsk, Russia, phone +7(383) 3304475, e-mail: zhur@thermo.isp.nsc.ru

<sup>2</sup>Institute for Spectroscopy of the Russian Academy of Sciences, Fizicheskaya Str., 5, 142190, Troitsk, Moscow, Russia

Surface polariton (SP) spectra of nitridated sapphire and AlN films on sapphire have been measured using attenuated total reflection technique. The high sensitivity of SP allows to see the sapphire spectra change after nitridation of sapphire and even variations parameters of the nitridation procedure. SP dispersion curves depend on degree of conversion of an initial sapphire surface layer into crystalline AlN during the nitridation procedure. SP results were compared with reflectivity measurements. The TO frequencies of formed AlN films are higher than the frequency reported for the AlN single crystal indicating the increase of the lattice constant.

## ПОВЕРХНОСТНЫЕ ПЛАЗМОН-ПОЛЯРИТОНЫ В НИТРИДЕ ГАЛЛИЯ

**В.А. Шалыгин, Г.А. Мелентьев, М.Д. Молдавская, Л.Е. Воробьев**

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
ул. Политехническая, д. 29, 195251, Санкт-Петербург,  
тел. +7(812)5529671, e-mail: shalygin@rphf.spbstu.ru

Плазмоника находит важные применения в современной науке и технике. Плазмонные эффекты используются в устройствах обработки сигналов, источниках и приемниках излучения, химических и биологических датчиках с предельно высокой чувствительностью (вплоть до одиночной молекулы), эффективных фотовольтаических приборах и солнечных элементах. Одним из основных объектов в плазмонике являются поверхностные плазмон-поляритоны (ППП). Они представляют собой смешанные колебания электромагнитного поля и плотности электронного газа, которые распространяются вдоль границы раздела проводника и диэлектрика. Связь фотонов со свободными носителями заряда может приводить к локализации электромагнитного поля и его усилению. Такая локализация сильного поля может происходить при условии, что частота колебаний электромагнитного поля близка к частоте плазменных колебаний в проводнике [1]. Многие плазмонные эффекты исследуются в металлах, таких как золото, серебро или алюминий, при этом плазмонный резонанс наблюдается в видимом спектральном диапазоне. В современной плазмонике на авансцену выходит инфракрасная и терагерцовая плазмоника, причем вместо металлов используются сильно легированные полупроводники [2, 3]. Меняя уровень легирования полупроводников, можно сдвинуть частоту ППП в терагерцовую (ТГц) диапазон.

Одно из первых экспериментальных исследований ППП в среднем ИК диапазоне было проведено в образцах *n*-InSb с дифракционной решеткой на поверхности. На экспериментальных спектрах отражения наблюдались заметные провалы, связанные с возбуждением ППП [4]. Возможность получения эмиссии ТГц излучения с помощью ППП в легированных полупроводниках с дифракционной решеткой на поверхности была теоретически предсказана в работе [5]. С другой стороны, была экспериментально исследована ТГц электролюминесценция в epitаксиальных слоях сильно легированного *n*-InN со случайной решеткой, сформированной топографическими дефектами [6]. Было показано, что наблюдавшаяся эмиссия ТГц излучения может быть связана с рассеянием неравновесных ППП на случайной решетке. Можно ожидать, что подобный механизм ТГц электролюминесценции будет наблюдаться и в сильно легированных полупроводниках с регулярной решеткой на поверхности.

Целью данной работы является исследование оптических явлений, связанных с неравновесными ППП в сильно легированных epitаксиальных слоях *n*-GaN. Исследования отражения демонстрируют генерацию ППП при возбуждении ТГц излучением образцов с регулярной решеткой на поверхности. Эксперименты по ТГц электролюминесценции на этих же образцах показывают, что возбуждение ППП латеральным электрическим полем сопровождается значительным увеличением интенсивности ТГц излучения (по сравнению с реперными образцами, имеющими плоскую поверхность).

Экспериментальные исследования проведены на epitаксиальных слоях *n*-GaN, выращенных методом металло-органической газофазной epitаксии на сапфире. Толщина epitаксиального слоя (~6 мкм) и концентрация электронов (~4·10<sup>19</sup> см<sup>-3</sup>) были выбраны таким образом, чтобы электрическое поле ППП практически полностью затухало в пределах слоя. Регулярная дифракционная решетка с периодом  $\Lambda = 86$  мкм была вытравлена на поверхности epitаксиального слоя, глубина травления составляла  $h = 4.5$  мкм. Для создания латерального электрического поля в epitаксиальном слое на его поверхности изготавливались омические контакты. Дополнительно были также исследованы реперные образцы, не поврежденные травлению и имевшие плоскую поверхность epitаксиального слоя.

Спектры отражения были исследованы при комнатной температуре с помощью фурье-спектрометра, работавшего в режиме rapid-scan, и пироэлектрического детектора. Исследования проводились в геометрии наклонного падения, угол падения  $\theta$  составлял 11°. Плоскость падения была ориентирована перпендикулярно штрихам дифракционной решетки. В диапазоне 10 – 70 мэВ на спектре отражения для *p*-поляризации обнаружены несколько узких провалов, на спектре для *s*-поляризации подобные провалы отсутствуют. Спектральные положения указанных провалов хорошо согласуются с условием фазового синхронизма [1]:

$$k_{SPP} = k_0 \sin \theta + m \frac{2\pi}{\Lambda}, m = \pm 1, \pm 2, \pm 3, \dots \quad (1)$$

где  $k_0 = \omega/c$  – волновой вектор ТГц фотона,  $\theta$  – угол падения электромагнитной волны,  $2\pi/\Lambda$  – обратный вектор дифракционной решетки. Поэтому можно заключить, что отмеченные выше поляризационные особенности отражения указывают на генерацию неравновесных ППП под воздействием ТГц фотонов. Частоты генерируемых ППП соответствуют спектральным положениям провалов на спектре отражения для  $p$ -поляризации.

Для возбуждения неравновесных ППП использовалась также электрическая накачка. В слое  $n$ -GaN создавалось латеральное электрическое поле в области между двумя омическими контактами. Электрическое поле прикладывалось в виде коротких импульсов (2  $\mu$ s). Эксперименты проводились при температуре 9 К с помощью фурье-спектрометра, работавшего в режиме step-scan. В качестве детектора использовался кремниевый болометр. Эмиссия ТГц излучения, обусловленная рассеянием ППП на регулярной решетке, наблюдалась в направлении нормали к поверхности образца.

Микроскопическая природа эмиссии ТГц излучения связана с тем, что электрическое поле приводит к отклонению от равновесного распределения ансамбли электронов и ППП. Мы исследовали спектральную плотность излучения для образца с решеткой  $D_\omega(h)$  и сравнивали ее с аналогичной величиной для реперного образца без решетки  $D_\omega(0)$ . В реперном образце наблюдавшееся ТГц излучение обусловлено тепловым излучением неравновесных электронов. Ранее это явление было исследовано нами вnanoструктурах на основе GaN [7]. Экспериментальная спектральная кривая для отношения  $D_\omega(h)/D_\omega(0)$  демонстрирует серию пиков различной ширины. Спектральные положения пиков хорошо согласуются с условием фазового синхронизма (1) при  $m = \pm 1, \pm 2, \pm 3$ . С ростом абсолютной величины  $m$  ширина пиков излучения растет. Указанные спектральные особенности подтверждают, что наблюдаемая эмиссия ТГц излучения связана с рассеянием неравновесных ППП на профилированной поверхности epitаксиального слоя.

Результаты исследований могут быть использованы при создании компактных твердотельных источников ТГц излучения, работающих при электрической накачке.

Авторы благодарят Н. Nykänen, L. Riuttanen, O. Svensk и S Suihkonen за предоставленные образцы, В.Ю. Паневина и А.Н. Софонова за помощь в экспериментах, Д.А. Фирсова за полезные обсуждения. Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований (грант 14-02-90444) и Министерством образования и науки РФ.

- [1] S.A. Maier. *Plasmonics: Fundamentals and Applications*. Springer, New York. 2007.
- [2] J.C. Ginn, et al. *J. Appl. Phys.* **110**, 043110 (2011).
- [3] T. Taliercio, et al. *Proc. SPIE* **8807**, 880702 (2013).
- [4] N. Marschall, et al. *Phys. Rev. Lett.* **27**, 95 (1971).
- [5] B.D. Kong, et al. *J. Appl. Phys.* **103**, 056101 (2008).
- [6] T.V. Shubina, et al. *Phys. Rev. B* **83**, 165312 (2011).
- [7] V.A. Shalygin, et al. *Journ. Appl. Phys.* **109**, 073108 (2011).

## SURFACE PLASMON POLARITONS IN GALLIUM NITRIDE

***V.A. Shalygin, G.A. Melentyev, M.D. Moldavskaya, L.E. Vorobjev***

St. Petersburg Polytechnic University, 29 Polytechnicheskaya str., 195251, St. Petersburg, Russia

Phone: +7(812)5529671, e-mail: shalygin@rphf.spbstu.ru

Surface plasmon polaritons are investigated in silicon-doped GaN epitaxial layers. The results of experimental investigations as well as theoretical simulations are presented. Grating etched on the surface of the epitaxial layer is used to convert photons into the surface plasmon polaritons and vice versa. The spectral study of reflection demonstrates the possibility of nonequilibrium surface plasmon polaritons excitation by means of terahertz radiation illumination. Terahertz electroluminescence is investigated under lateral electric field. The luminescence spectrum demonstrates a significant contribution of nonequilibrium surface plasmon polariton scattering to terahertz radiation emission. The results of the investigations can be applied for the development of portable sources of THz radiation operating under electrical pumping.

## ВЛИЯНИЕ НИТРИДИЗАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ (0001) САПФИРА НА РОСТ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ZnO

*А. В. Буташин<sup>1</sup>, А. Э. Муслимов<sup>1</sup>, П. А. Просеков<sup>1</sup>,  
А. М. Исмаилов<sup>2</sup>, Е. А. Вовк<sup>3</sup>, В. М. Каневский<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> Институт кристаллографии РАН, Ленинский проспект, 59, 119333, Москва,  
тел. +7(499)1354240, e-mail: amuslimov@mail.ru;

<sup>2</sup> ДГУ. Ул. Гаджиева, д. 43-а, 367000, Махачкала;

<sup>3</sup> Институт монокристаллов НАН Украины. Пр. Ленина, 60, 61001, г.Харьков;

В работе выполнена комплексная характеристизация поверхности сапфировых подложек с ориентацией (0001), подвергнутых термохимической нитридации, и изучено ее влияние на морфологию и структуру гетероэпитаксиальных пленок ZnO, получаемых методом магнетронного распыления. Образцы представляли собой пластины Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> диаметром 50.8 мм и толщиной 0.43 мм, полированные химико-механическим способом. Термохимическую нитридацию подложек проводили при температуре 1450°C по методике, подробно описанной в [1]. ZnO осаждали на нитридованные сапфировые подложки в камере магнетронного распыления при температуре 650°C. Образцы сапфира, после этапа нитридации и пленки оксида цинка выращенные на них исследовались методами дифракции быстрых электронов(ДБЭ) в геометрии на отражение, атомно-силовой микроскопии(АСМ), методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ). Рентгеновские исследования проводились с использованием стандартной двухкристальной схемы дифрактометрии в горизонтальной геометрии на отражение. Измерялись кривые дифракционного отражения (КДО) эпитаксиальных слоев ZnO двух исследуемых образцов – с буферным слоем AlN (толщиной ~200 нм) и при его отсутствии.

По данным ПЭМ/ПРЭМ поперечного среза образца AlN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, на поверхности сапфировой подложки после термохимической нитридации образовалась сплошная пленка нитрида алюминия толщиной порядка 100 нм с четкой границей между слоем и подложкой AlN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Результаты энергодисперсионного рентгеновского микроанализа подтверждают полную нитридацию поверхностного слоя подложки лейкосапфира на глубину порядка 100 нм. По данным ДБЭ на отражение, на поверхности сапфировых подложек после термохимической нитридации присутствует монокристаллическая фаза AlN с гексагональной структурой типа вортцита (рис. 1а, врезка). Индицирование электронограммы показывает, что слой AlN ориентирован плоскостью (0001) параллельно поверхности подложки и состоит из блоков с небольшим углом разориентации относительно друг друга. На поверхности нитридной пленки видны (рис. 1а) характерные гексагональные ямки травления с линейными размерами ребер до 200 нм и глубиной до 10 нм. Наличие таких образований увеличивает шероховатость поверхности подложек до 4-5 нм. На рис. 1б представлены экспериментальные кривые дифракционного отражения эпитаксиальных пленок ZnO от плоскостей (002) для двух полученных структур ZnO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и ZnO/AlN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

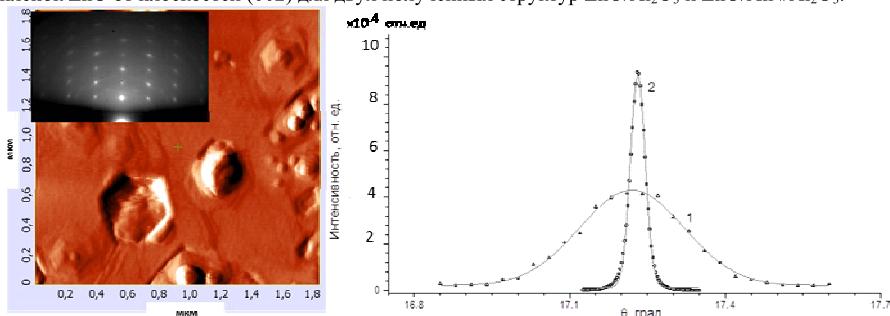


Рис.1. ACM – изображение (контактный режим сканирования) поверхности (0001) сапфировой подложки после термохимической нитридации и ее электронограмма (врезка) (а); Экспериментальные кривые дифракционного отражения пленки ZnO от плоскостей (002): 1 – образца без буферного слоя AlN; 2 – образца с буферным слоем AlN. Интенсивность кривой 1 показана умноженной на 350 (б).

Из сравнения КДО видно, что в случае структуры ZnO/AlN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> интенсивность отражения от плоскости ZnO (002) значительно выше (в 800 раз), а полуширина кривой значительно меньше (в 7 раз), чем в случае ZnO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Так же, как картины дифракции быстрых электронов, данные рентгеновской дифрактометрии свидетельствует о том, что термохимическая нитридизация поверхности (0001) сапфировых подложек приводит к существенному повышению структурного совершенства эпитаксиальных пленок ZnO. Оба соединения ZnO и AlN относятся к одному структурному типу вюрцита с близкими параметрами элементарной ячейки, что обеспечивает лучшее согласование кристаллических решеток на границе раздела. Кроме этого известно, что при эпитаксиальном росте ZnO на Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> происходит разворот на 30° решеток вюрцита и сапфира [2]. В нашем случае для обоих кристаллических слоев и подложки выполняется соотношение:  $a_{\text{ZnO}}\sqrt{3} > a_{\text{AlN}}\sqrt{3} > a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ . Наличие промежуточного слоя AlN с промежуточным значением параметра ячейки  $a$  способствует лучшему согласованию решеток пленки ZnO и AlN, уменьшая напряжения на границе раздела. Различие параметров слоя AlN и сапфира достаточно большое, а именно 13.4%, и это может вызывать появление различно ориентированных доменов в слое AlN при термохимической нитридизации. Низкая концентрация доменов и двойников, по-видимому объясняется механизмом формирования пленки AlN, который реализуется с помощью твердофазной химической реакции при дифузии азота с замещением кислорода на поверхности сапфировой подложки.

Что касается дальнейшего повышения качества эпитаксиальных пленок ZnO на сапфировых подложках с нитридованной поверхностью, то очевидно в первую очередь необходимо повысить структурное совершенство слоев AlN, получаемых термохимической нитридацией, включая уменьшение шероховатости  $R_q$  их поверхности. Представляется, что этой цели можно достичь при использовании исходных сапфировых подложек со сверхгладкой поверхностью ( $R_q \sim 0.1$  нм) и оптимизации состава газовой смеси и температурного режима, а также уменьшая толщину получаемого слоя AlN до 20-50 нм.

Работа поддержана РФФИ (грант №15-02-01197а) и Президиумом РАН (Программа фундаментальных исследований №1 «Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий»)

[1] Нижанковский С.В., Крухмалев А.А., Калтаев Ч.Ш.-оглы и др. // ФТТ. 2012. Т. 54. №9. С. 1777.

[2] Trautnitz T., Sorgenfrei R., Fiederle M // J. Cryst. Growth. 2010. V. 312. P. 624.

## GROWTH OF THE CRYSTALLINE ZnO FILMS ON THE NITRIDATED (0001) SURFACE SAPPHIRE

*A.V. Butashin<sup>1</sup>, A. E. Muslimov<sup>1</sup>, P.A. Prosekov<sup>1</sup>, A.M. Ismailov<sup>2</sup>, E.A. Vovk<sup>3</sup>, V. M. Kanevsky<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>IC RAS. Leninskii prospect, 59, 119333, Moscow,

phone. +7(499)1354240, e-mail: amuslimov@mail.ru;

<sup>2</sup> DSU. Gadzieva street, 43-a, 367000, Makhachkala;

<sup>3</sup> Institute for Single Crystals of NAS of Ukraine. Lenin ave., 60, 61001, Kharkov.

Sapphire (0001) substrates were subjected to the thermochemical nitridation by heating in the N<sub>2</sub>, CO, H<sub>2</sub> gases mixture, and the substrate surface was characterized by the atomic force and electron microscopy, the X-ray and electron diffraction. It was shown that the thermochemical nitridation of sapphire substrates leads to noticeable improving the structure quality of the heteroepitaxy ZnO films grown on such substrates by magnetron sputtering.

## КИНЕТИКА НИТРИДИЗАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ (111)Si В ПОТОКЕ АММИАКА

**В.Г. Мансуров<sup>1</sup>\*, Т.В. Малин<sup>1</sup>, Ю.Г. Галицын<sup>1</sup>, К.С. Журавлев<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>ИФП СО РАН, пр. ак. Лаврентьева, 13, Новосибирск, 630090, Россия  
тел. +7(383)3304474, e-mail: [mansurov@isp.nsc.ru](mailto:mansurov@isp.nsc.ru);

Нитрид кремния ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) широко используется в микрозелектронике благодаря его уникальным свойствам таким как: высокое удельное сопротивление ( $10^{16}$  Ohm cm) и высокое пробивное напряжение ( $10^7$  В/см).

Кинетика нитридизации кремния изучалась в ряде работ [1,2], однако кинетика самых начальных стадий все еще слабо изучена. Отсутствуют такие кинетические данные как энергия активации процесса, величины кинетических констант отдельных стадий процесса, более того авторы работ не делают различия реакционной способности поверхностных атомов кремния и объемных атомов.

В настоящей работе исследовалась кинетика нитридизации (111)Si на начальных стадиях процесса в установке МЛЭ фирмы Riber методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭ). Нитридизация поверхности (111)Si осуществлялась на атомарно-гладкой и чистой поверхности в потоке аммиака. Была отработана процедура подготовки гладкой и чистой поверхности кремния со сверхструктурой (7x7), наблюдавшейся в диапазоне температур ниже 830°C. Дифракционная картина приведена на рис.1a. При температурах выше 830°C происходит фазовый (7x7) $\rightarrow$ (1x1). Поверхность со структурами (7x7) или (1x1) подвергалась воздействию аммиака в широком диапазоне температур 750-1150°C.. При таком воздействии в течение нескольких секунд возникала упорядоченная сверхструктура (8x8)SiN/(111)Si (смотри рисунок 1b).

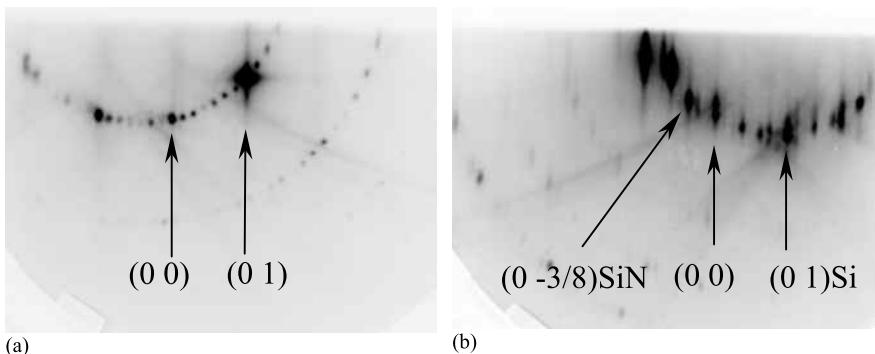
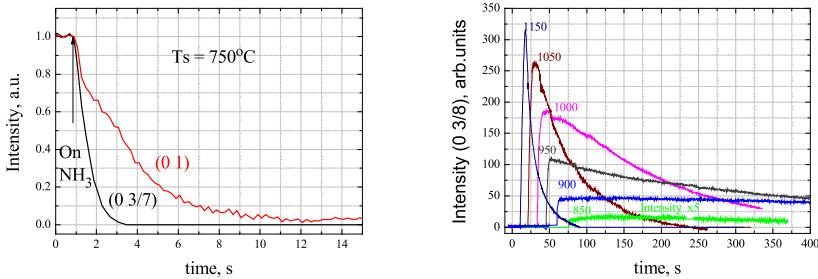


Рис.1. ДБЭ картины на (111)Si: (a) сверхструктура (7x7); (b) реконструкция (8x8)SiN после нитридизации поверхности кремния в течение 5 секунд при температуре 1150 С.

Кинетические кривые формирования нитридной фазы (8x8)SiN и ее последующей эволюции при различных температурах представлены на рисунке 2а,б. В низкотемпературной области (<830 С) рефлексы реконструкции (7x7) быстро гаснут при подаче аммиака (рис.2а), затем возникают «размытые» вытянутые рефлексы реконструкции (8x8) с низкой интенсивностью, причем удается наблюдать только некоторые дробные рефлексы.

В высокотемпературной области (>830 С) в процессе нитридизации отчетливо наблюдаются две различных стадии. На первой стадии происходит нитридизация чистой поверхности кремния с образованием упорядоченной фазы (8x8), на второй стадии происходит нитридизация более глубоких слоев кремния с образованием аморфной фазы  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  (рис.2б), что проявляется в постепенном гашении всей дифракционной картины. На второй стадии наблюдалась реакционная кинетика первого порядка. Энергия активации первой стадии 0.68 эВ, а образование аморфной фазы происходит с энергией активации 2.4 эВ.

Наблюдаемое образование упорядоченной структуры (8x8) и двухстадийность процесса нитридизации означают, что эта сверхструктура не есть результат эпитаксиального роста  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  на поверхности кремния, как предполагалось в работе [3], а является реконструкцией поверхности (111)Si индуцированной хемосорбцией  $\text{NH}_3$ .

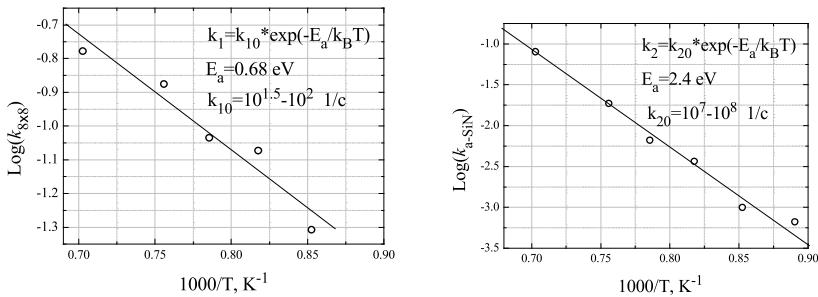


(a)

(b)

Рис.2. (а) Эволюция интенсивности фундаментального и дробного рефлексов (7x7)-(111)Si при подаче аммиака; (б) эволюция интенсивности рефлекса (0 3/8) при различных температурах.

Обнаружено существенное различие реакционной способности кремния на этих двух стадиях: скорость реакции с аммиаком оказалась высокой для чистой поверхности кремния и существенно более низкой на второй стадии, то есть для поверхности уже пассивированной слоем (8x8)SiN. Оценки показали, что при температуре 750 С кинетические константы отличаются на 5 порядков.



(a)

(b)

Рис.3. Аррениусовские зависимости скорости нитридизации на первой (а) и на второй (б) стадиях

- [1] Y. Hayafuji and K. Kajiwara, J. Electrochem. Soc. 129 (1982) 2102
- [2] C.Y. Wu, C.W. King, M.K. Lee and C.T. Tchen, J. Electrochem. Soc. 129 (1982) 1559.
- [3] X.-S. Wang, G. Zhai, J. Yang, L. Wang, et al., Surf. Sci. 494, (2001), 83

#### KINETICS OF (111)Si NITRIDATION UNDER AMMONIA FLUX

**V.G. Mansurov<sup>1\*</sup>, T.V. Malin<sup>1</sup>, Yu.G. Galitsyn<sup>1</sup>, K.S. Zhuravlev<sup>1</sup>**  
<sup>1</sup>ISP SB RAS. Lavrentiev, 13, 630090, Novosibirsk,  
 phone. +7(383)3304474, e-mail: [mansurov@isp.nsc.ru](mailto:mansurov@isp.nsc.ru);

Kinetics of two dimensional SiN formation on (111)Si surface is investigated under ammonia flux at different substrate temperatures by reflection high-energy electron diffraction (RHEED). It is revealed an existence of two different processes during the nitridation. The first process is the fast formation of the ordered silicon nitride (8x8) structure as result of interaction of topmost silicon atoms with ammonia. The activation energy of E<sub>a</sub>=0.68 eV is found. The second process consists in amorphous silicon nitride phase formation on the surface as result of interaction of subsurface (or bulk) Si atoms with chemisorbed ammonia. First-order kinetics of the second nitridation stage was observed. The activation energy of this process is E<sub>a</sub>=2.4 eV. Our experiments definitely show that (8x8) ordered phase formation should be attributed to the reconstruction of silicon surface induced by the ammonia chemisorption, rather than the  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> crystal phase formation. The passivating properties of the (8x8) ordered phase are demonstrated.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МАЛОСИГНАЛЬНЫХ S-ПАРАМЕТРОВ ПАССИВНЫХ ТЕСТОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ AlGaN/GaN В ДИАПАЗОНЕ ЧАСТОТ ДО 110 ГГц

*Д.Л. Гнатюк\*, О.С. Матвеенко*

Институт СВЧ полупроводниковой электроники РАН, Нагорный пр. д.7, стр.5, 117105, г.Москва,  
тел. +7(495)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

При разработке топологии СВЧ МИС возникает погрешность, если все схемные элементы рассматривать в квазистатическом приближении с использованием традиционных методов на основе теории цепей для их соединения. Основными причинами этого эффекта являются электромагнитное взаимодействие расположенных в непосредственной близости линий с распределенными параметрами, а также возникновение высших мод на неоднородностях. Из теории поля известно, что уровень этого взаимодействия растет по мере увеличения рабочей частоты планарного устройства.

Поэтому при разработке высокочастотных МИС необходимо использовать физически обоснованные электродинамические САПР. Основные методы электродинамического анализа, использующиеся в современных САПР, это метод моментов (Method of Moments, MoM), метод конечных элементов (Finite Element Method, FEM) и метод конечных разностей во временной области (Finite Difference Time Domain, FDTD).

Метод моментов широко используется для расчета планарных структур, т.к. позволяет производить расчеты с достаточно хорошей точностью за наименьшее время. Этот метод также применяется в ИСВЧПЭ РАН для расчетов различных типов МИС. Соотношение точности расчетов ко времени их выполнения является удовлетворительным в диапазоне частот до 70 ГГц при условии корректной настройки среды моделирования.

В ходе выполнения работы по созданию МИС диапазона частот 90 ГГц нами совместно с ФГУП "НПП "Исток" впервые были проведены исследования малосигнальных S-параметров пассивных тестовых элементов на гетероструктурах AlGaN/AlN/GaN в диапазоне до 110 ГГц.

При измерении пассивных структур в виде отрезков копланарных линий длиной 200 мкм был обнаружен резкий рост величины потерь в линии, начиная с 80 ГГц, никак не отраженный в электродинамических расчетах, выполненных методом моментов в САПР Advanced Design System компании Keysight Technologies (бывший Agilent). Разница между результатами на частоте 90 ГГц составляет 0,15 дБ, и резко возрастает до величины 1 дБ на частоте 110 ГГц. В ходе проведенных исследований было установлено, что такое несоответствие обусловлено излучением отрезком линии. Поскольку метод моментов не предусматривает расчет электромагнитных полей в области диэлектрика (в данном случае воздуха над тестовой структурой) то недооценка потерь на излучение и явилась причиной наблюдаемой погрешности вычислений.

Расчеты, выполненные методом конечных элементов (FEM), который является методом полноценного трехмерного электромагнитного моделирования, позволили получить результаты, соответствующие экспериментальным данным (рисунок 1).

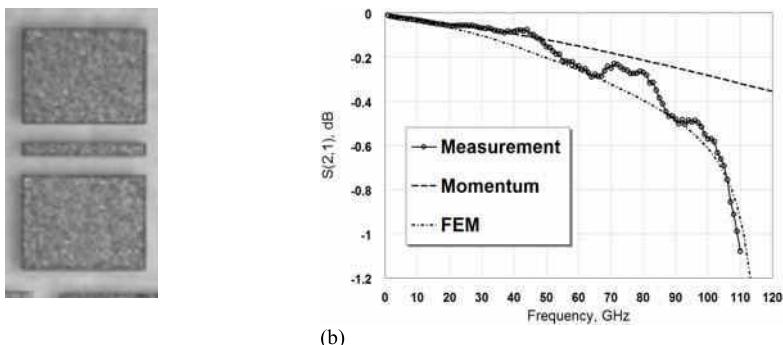


Рис.1. Фотография тестовой копланарной линии (а) Сравнение расчетных и экспериментальных зависимостей S21 тестовой копланарной линии (б).

Данный пример наглядно демонстрирует необходимость проведения электромагнитных расчетов при проектировании СВЧ МИС. При разработке МИС с рабочими частотами выше 50 ГГц крайне желательно проводить полноценное трехмерное электромагнитное моделирование для подтверждения результатов, полученных при помощи квазитрехмерных расчетов. При этом ввиду того, что размер схем становится сравнимым с длиной волны, для корректного учета электромагнитного взаимодействия между элементами МИС, влияния габаритных размеров, формы контура металлизации заземления и др. необходимо выполнять расчет полной топологии кристалла МИС, что, однако, предъявляет повышенные требования к быстродействию и ресурсам используемых вычислительных средств.

Авторы выражают благодарность московскому представительству компании Keysight Technologies за предоставление временной лицензии на модуль метода расчетов FEM.

## RESEARCH OF SMALL SIGNAL S-PARAMETERS OF PASSIVE AlGaN/GaN TEST ELEMENTS IN THE RANGE UP TO 110 GHz

*D.L. Gnatyuk\*, O.S. Matveenko*

Institute of ultra-high frequency semiconductor electronics of RAS, 117105, Moscow,  
Nagorny prd. d.7 str.5, Tel. +7(495)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

Comparison of measurement and calculation of coplanar waveguide small signal S-parameters is presented. Calculations were performed with Method of Moments (MoM) and Finite Element Method (FEM). Due to radiation loss in 200  $\mu\text{m}$  long coplanar waveguide at high frequencies the most accurate calculation in the 50-110 GHz frequency band was given with FEM solver. This clearly shows frequency restrictions of MoM solver that should be taken into account during simulations above 50 GHz. Use of FEM solver is extremely required to check validity of MoM results at high frequencies.

## МОНОЛИТНЫЕ ИНТЕГРАЛЬНЫЕ СХЕМЫ УСИЛИТЕЛЕЙ МОЩНОСТИ W-ДИАПАЗОНА НА ОСНОВЕ AlGaN/AlN/GaN/SiC HEMT

**Ю.В. Федоров, Д.Л. Гнатюк, Р.Р. Галиев, М.Ю. Щербакова, А.Ю. Павлов, С.В. Михайлович**  
 Институт СВЧ полупроводниковой электроники РАН, Нагорный пр. д.7, стр. 5. 117105, г.Москва,  
 тел. +7(495)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

В настоящей работе сообщаются результаты изготовления и исследования монолитных интегральных схем усилителей мощности диапазона 83-95 ГГц на гетероструктурах AlGaN/AlN/GaN/SiC, выполненных по копланарной технологии изготовления. Данная работа является развитием работы [1], представленной на 9-й Всероссийской конференции "Нитриды галлия, индия и алюминия: структуры и приборы".

С целью улучшения полученных ранее результатов совместно с ЗАО "Элма-Малахит" была проведена работа по созданию гетероструктур с уменьшенной толщиной барьера слоя  $t_B$ . Параметры гетероструктур представлены в Таблице.

Номер г/с	$t_B$ , нм ( $X_{Al}$ )	$\mu_e$ , см $^2$ /В·с	$n_e$ , см $^{-2}$	$R_{cl}, \Omega/\text{кв}$	$I_{iac}, \text{А}/\text{мм}$	$I_{ds0}, \text{А}/\text{мм}$
V-1440 [1]	<b>15.3</b> (32%)	1880	$1.3*10^{13}$	260	2.08	1.2
V-1910	<b>15.7</b> (31%)	1880	$1.28*10^{13}$	259	2.05	1.2
V-1911	<b>13.7</b> (31%)	2300	$1.28*10^{13}$	212	2.05	1.1
V-1966	<b>13.2</b> (38.7%)	1944	$1.34*10^{13}$	240	2.14	1.3
V-1990	<b>13.2</b> (39%)	2000	$1.32*10^{13}$	237	2.11	1.2
V-1991	<b>11.7</b> (39%)	1720	$1.43*10^{13}$	254	2.29	1.4
V-1912	<b>11.2</b> (31%)	2040	$1.16*10^{13}$	264	1.86	0.85

По мере утонения  $t_B$  гетероструктур и технологии затворов наблюдалось повышение частотных параметров HEMT (Рисунок 1), как результат повышения аспектного отношения  $L_G/t_B$ . Однако, наилучшие результаты  $f_T > 100$  GHz при  $f_{MAX} > 200$  GHz (Рисунок 2) были получены на г/с V-1911, не с минимальной толщиной  $t_B$ , но с максимальной величиной подвижности  $\mu_e$ , что предполагает большую величину дрейфовой скорости электронов. Предельно достижимый коэффициент усиления HEMT на частоте 90 ГГц в этом случае составлял 7 дБ. На этой же г/с V-1911 были получены и наилучшие СВЧ параметры двух- и трехкаскадных усилителей.

Исследования малосигнальных S-параметров изготовленных усилителей, тестовых транзисторов и пассивных структур в диапазоне до 110 ГГц, а также измерения выходной мощности МИС на частоте 92 и 94 ГГц были проведены совместно с ФГУП "НИПП "Исток".

По результатам измерений было установлено, что как двух-, так и трехкаскадные усилители имеют равномерное усиление в полосе частот 83 - 95 ГГц. Максимальный коэффициент усиления 3-х каскадных МИС УМ достигает 14-15 дБ (Рисунок 3). КСВ по входу и выходу менее 2. Коэффициент усиления двухкаскадных усилителей достигает 8 дБ. Каждый каскад МИС состоит из двух параллельно включенных транзисторов с  $W_G = 2x50$  мкм. Отметим, что расчетные коэффициенты усиления МИС УМ на частоте 90 ГГц соответственно 11 дБ и 15 дБ.

В ходе измерений выходной мощности в волноводном тракте зафиксирована максимальная насыщенная мощность 20,26 дБм (106 мВт) при входной мощности 12,2 дБм и напряжении питания 14 В (рисунок 4). Удельная выходная мощность выходного каскада УМ при этом достигает 530 мВт/мм.

Параметры МИС УМ, полученные в настоящей работе, хорошо соответствуют лучшим зарубежным образцам [2, 3] по коэффициенту усиления и удельной выходной мощности.

Таким образом, впервые в России получены работоспособные образцы монолитных интегральных схем W-диапазона, демонстрирующие принципиальную возможность создания отечественной элементной базы диапазона частот до 100 ГГц на нитридных гетероструктурах.

В настоящее время в рамках Госконтракта «Исследование перспективных типов сверхвысокочастотных приборов, разработка технологических принципов их изготовления (монолитные интегральные схемы усилителей для диапазона частот 92-96 ГГц)» (шифр «2013-24-14-426-0004-001») совместно с НИЦ «Курчатовский институт» ведутся работы по совершенствованию СВЧ параметров МИС УМ, в частности за счет развития технологии нитридных гетероструктур и невыжигаемых омических контактов.

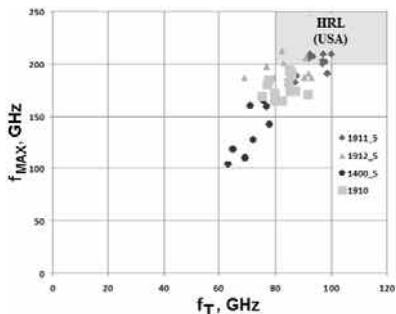


Рисунок 1. Повышение  $f_T$  и  $f_{MAX}$  НЕМТ по мере утонения барьера гетероструктур

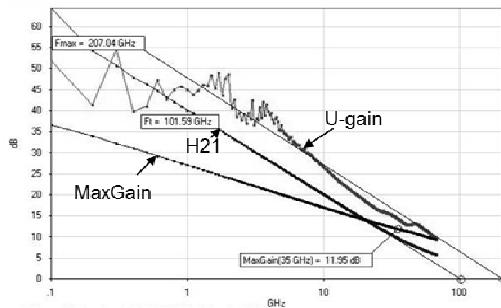


Рисунок 2. СВЧ параметры НЕМТ на г/с V-1911

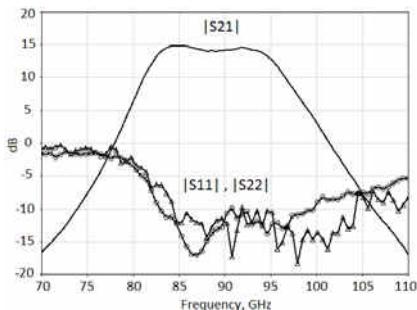


Рисунок 3. Малосигнальные СВЧ параметры МИС 3-х каскадного усилителя мощности

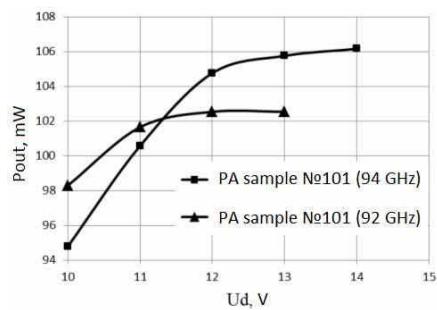


Рисунок 4. Зависимость выходной мощности МИС УМ от напряжения питания (г/с V-1911).

- [1] Д.Л. Гнатюк, Р.Р. Галиев, М.Ю. Щербакова, А.Ю. Павлов, С.В. Михайлович, Ю.В. Федоров, Тезисы докладов 9-й Всероссийской конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы» (Москва, МГУ, 13 – 15 Июня, 2013 г.) с. 203.
- [2] A. Brown, K. Brown, J. Chen, K. C. Hwang, N. Kolias, R. Scott «W-Band GaN Power Amplifier MMICs», 2011 IEEE MTT-S International Microwave Symposium Digest (MTT), 5-10 June 2011.
- [3] M. van Heijningen, van der Bent, M. Rodenburg, F. E. van Vliet, R. Quay, P. Bruckner, D. Schwantuschke, P. Jukkala, T. Narhi «94 GHz power amplifier MMIC development in state of the art MHEMT and AlGaN/GaN technology», Microwave Technology and Techniques Workshop 2012, 21-23 May 2012, ESA-ESTEC, Noordwijk, The Netherlands.

#### W-BAND PA MMICs ON AlGaN/AlN/GaN/SiC HEMTs

**Yu.V. Fedorov, D.L. Gnatyuk, R.R. Galiev, M.Yu. Sherbakova, A.Yu. Pavlov, S.V. Mikhaylovich**  
Institute of ultra-high frequency semiconductor electronics of RAS, 117105, Moscow,  
Nagorny prd. d.7, str. 5. Tel. +7(495)123-44-64, e-mail: iuhfseras2010@yandex.ru

Results of development and manufacture of first in Russia W-Band AlGaN/GaN PA MMICs are presented. 3-stage PA demonstrated 14-15 dB maximum small signal gain with good input and matching within 83 - 95 GHz frequency band. Saturated output power is more than 0,1 W and MMIC power density 530 mW/mm<sup>2</sup>.

## ОМИЧЕСКИЕ КОНТАКТЫ К СИЛЬНОЛЕГИРОВАННЫМ ПЛЕНКАМ $n^+$ -InN

***A.V. Саченко<sup>1</sup>, А.Е. Беляев<sup>1</sup>, Н.С. Болтовац<sup>2</sup>, П.Н. Брунков<sup>3</sup>, А.И. Гудыменко<sup>1</sup>, В.Н. Жмерик<sup>3</sup>, С.В. Иванов<sup>3</sup>, В.П. Кладько<sup>1</sup>, Р.В. Конакова<sup>1\*</sup>, П.Н. Романец<sup>1</sup>, П.О. Сай<sup>1</sup>, Н.В. Сафрюк<sup>1</sup>, В.В. Шинкаренко<sup>1</sup>***

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарёва НАН Украины  
пр. Науки, 41, 03680, Киев, Украина, тел. +38(044) 525 61 82, e-mail: konakova@isp.kiev.ua

<sup>2</sup> Государственное предприятие НИИ "Орион"  
ул. Эженя Потье, 8а, 03057, Киев, Украина, e-mail: bms@i.kiev.ua

<sup>3</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН  
ул. Политехническая, 26, 194021, Санкт-Петербург, Россия, тел.: +7(812)2979124,  
e-mail: jmerik@pls.ioffe.ru

Создание омических контактов к гетероструктурам InN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(GaAs, Si) является сложной физико-технологической задачей. Это связано с высокой плотностью дислокаций в гетероструктурах, растущих на чужеродных подложках, а также с наличием концентраторов напряжений на поверхности InN, возникающих из-за сегрегации In на дислокациях. Последнее, как было показано в [1], обусловлено термодинамической нестабильностью слоев InN и спецификой их epitаксиального роста, приводящей к обогащению поверхности индием. В столь дефектных гетероструктурах, как было показано в [2] на примере сплавных контактов In-GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, механизмы формирования омических контактов и токопереноса не описываются известными моделями. Экспериментальные температурные зависимости  $\rho_c(T)$  в омических контактах к гетероструктурам InN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> практически не изучены. В тоже время, учитывая актуальность гетероструктур InN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (GaAs, Si) для микро- и оптоэлектроники, информация о поведении температурной зависимости  $\rho_c$  омических контактов к InN является крайне важной.

В данной работе исследовались омические контакты Au(100 нм) – Ti (60 нм) – Pd (20 нм) –  $n^+$ -InN, полученные вакуумным напылением металлов на подогретую до 350°C подложку, представляющую собой гетероструктуру  $n^+$ -InN(0,6 мкм)/GaN(0,9 мкм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(400 мкм). Гетероструктуры были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии с плазменной активацией [1]. Омические контакты формировались в процессе напыления без дополнительного отжига. Концентрация электронов в  $n^+$ -InN составляла  $1,5 \div 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ,  $8 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  и  $4 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$  для разных образцов. Температурная зависимость  $\rho_c$  в диапазоне T=4,2÷300 K измерялась методом TLM на тестовых структурах, смонтированных в корпусе.

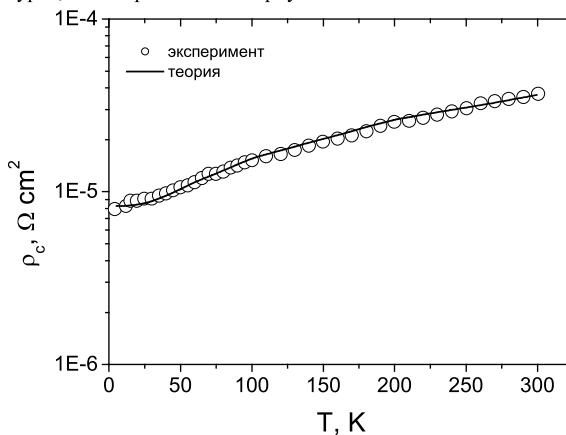


Рис. 1. Зависимость  $\rho_c(T)$  для омических контактов Au-Ti-Pd- $n^+$ InN с  $n^+ \sim 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$

Во всем измеренном интервале температур наблюдался рост  $\rho_c$  с увеличением температуры. При низких температурах (от 4,2 K до 30 K)  $\rho_c$  растет весьма слабо, в интервале  $T \approx 30\text{--}150 \text{ K}$   $\rho_c \sim T^{0,6}$ . При  $T > 150 \text{ K}$  получены линейно растущие зависимости  $\rho_c(T)$ , которые объяснены в рамках механизма протекания термоэмиссионного тока через металлические шунты, сопряженные с дислокациями. Достигнуто хорошее согласие теоретической зависимости, полученной нами в [3], с экспериментом (рис.1). При этом предполагалось, что протекающий ток ограничивается суммарным сопротивлением металлических шунтов, а плотность проводящих дислокаций составляет

$\sim 5 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$ , что хорошо согласуется с плотностью винтовых и краевых дислокаций, измеренной методом рентгеновской дифрактометрии, в исследованных структурах с концентрацией электронов в n-InN  $\sim 2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ . Методами Оже спектрометрии и электронной микроскопии исследованы межфазные взаимодействия в контактной металлизации и на границе раздела контактобразующий слой – InN, а также сколы металлизированных гетероструктур, подтверждающие предположение о металлических шунтах.

Кроме того, как было показано в [1] в силу специфики эпитаксиального роста InN на поверхности пленки n-InN возникают металлические капли In (рис. 2). При высокой плотности дислокаций, типичной для подобных гетероструктур, велика вероятность аккумуляции на них индия, что также может приводить к образованию металлических шунтов. Растущие зависимости  $\rho_c(T)$  получены также в омических контактах к n-InN с концентрацией электронов  $\sim 8 \cdot 10^{18}$  и  $4 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ .

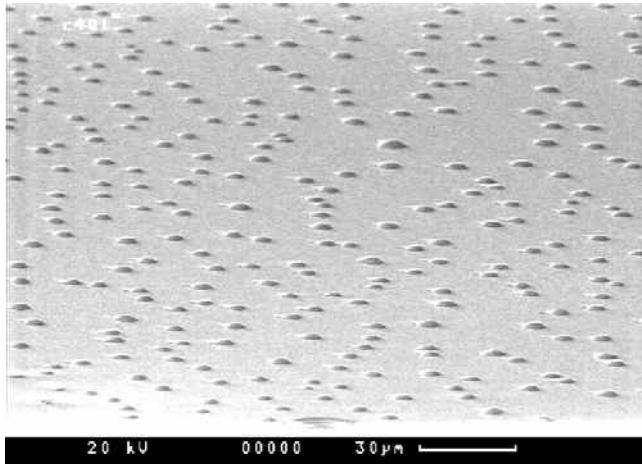


Рис. 2. Морфология поверхности пленки n<sup>+</sup>-InN с n<sup>+</sup> $\sim 8 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  (гетероструктура InN/GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, образец № 401)

- [1] S.V. Ivanov, T.V. Shubina, T.A. Komissarova, V.N. Jmerik. J. Cryst. Growth, **403**, 83 (2014).
- [2] Т. В. Бланк, Ю.А. Гольдберг. ФТП, **41**(11), 1281 (2007).
- [3] А.В. Саченко, А.Е. Беляев, Н.С. Болтовец, П.Н. Брунков, В.Н. Жмерик и др. ФТП, **49**(4), 472 (2015).

#### OHMIC CONTACTS TO HEAVY DOPED n<sup>+</sup>-InN FILMS

A.V. Sachenko<sup>1</sup>, A.E. Belyaev<sup>1</sup>, N.S. Boltovets<sup>2</sup>, P.N. Brunkov<sup>3</sup>, A.I. Gudymenko<sup>1</sup>, V.N. Jmerik<sup>3</sup>, S.V. Ivanov<sup>3</sup>, V.P. Klad'ko<sup>1</sup>, R.V. Konakova<sup>1</sup>, P.N. Romanets<sup>1</sup>, P.O. Saj<sup>1</sup>, N.V. Safryuk<sup>1</sup>, V.V. Shynkarenko<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, National Academy of Sciences of Ukraine,  
03680 Kyiv, Ukraine

<sup>2</sup> State Enterprise Research Institute "Orion", 03057 Kyiv, Ukraine

<sup>3</sup> Ioffe Physicotechnical Institute, Russian Academy of Sciences, 194021 St. Peterburg, Russia

The temperature dependences of contact resistivity  $\rho_c$  were measured for Au – Ti – Pd – InN ohmic contacts (with doping level in InN  $2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) over the 4.2 – 300 K temperature range. At temperatures  $T > 150 \text{ K}$ , the linearly growing  $\rho_c(T)$  curves are obtained that is explained within the mechanism of thermionic current flow through metal shunts associated with the so-called conducting dislocations. Good agreement between the theoretical and experimental dependences is obtained assuming that the flowing current is limited by total resistance of metal shunts, and the density of conducting dislocations is  $\sim 5 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$ . Using X-ray diffractometry, the density of screw and edge dislocations in the structure under investigation is measured: their total density is over  $10^{10} \text{ cm}^{-2}$ . Ohmic contacts for n<sup>+</sup>-InN with doping level of  $8 \cdot 10^{18}$  and  $4 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  demonstrate linear growth of  $\rho_c(T)$ .

## РАЗРАБОТКА СИЛОВЫХ НОРМАЛЬНО-ЗАКРЫТЫХ ТРАНЗИСТОРОВ НА ОСНОВЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НИТРИДА ГАЛЛИЯ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОЙ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЬНОЙ ТЕХНИКИ

*E.B. Ерофеев<sup>1</sup>\*, В.А. Кагадей<sup>1</sup>, А.И. Казимиров<sup>2</sup>, И.В. Федин<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>ЗАО «НПФ «Микран», Вершинина ул., д. 47, 634045, г. Томск

тел. +7(913)8876039, e-mail: erofeev@micran.ru;

<sup>2</sup> ФГУП ВПО ТУСУР, Ленина пр., д. 40, 634040, г. Томск

Силовая электроника – это показатель уровня экономики любого современного государства. Ее решающая роль в экономике развитых стран вытекает из того, что более 80% вырабатываемой электроэнергии потребляется в преобразованном виде. Снижение потерь при преобразовании электроэнергии является приоритетным направлением работ во всех развитых индустриальных странах. В настоящее время в США, Японии и Европе эффективность преобразования вырабатываемой электроэнергии составляет более 60-80%, в то время как в РФ эта цифра составляет 30-40%. Простые оценки показывают, что повышение этой цифры до мирового уровня позволит сэкономить около 20% энергии, что сопоставимо с вкладом атомной или гидроэнергетики.

Базовым элементом современной силовой полупроводниковой электроники вот уже на протяжении последних пятидесяти лет является мощный кремниевый (Si) транзистор. Однако согласно последней редакции Международной дорожной карты развития полупроводниковой технологии ITRS 2013 года (<http://www.itrs.net/>) кремниевая технология практически достигла предельных возможностей и здесь наиболее перспективен широкозонный полупроводник - нитрид галлия (GaN) [1].

Основная причина того, что нитриду галлия отдается предпочтение перед другими перспективными для изготовления мощных приборов полупроводниковыми материалами (GaAs, SiC, алмаз) - высокие характеристики приборов на его основе при относительно низких затратах на их изготовление. Возможность работы GaN транзисторов на более высоких частотах позволяет повысить энергоэффективность преобразователя и упростить его миниатюризацию. При этом за счет отказа от ряда дорогостоящих пассивных элементов (фильтров) схемы преобразователя можно добиться снижения на 30-50% массогабаритных показателей конечного устройства и на 50% уменьшить себестоимость его производства. Кроме того, GaN транзисторы характеризуются более высокой радиационной стойкостью (>1000 МэВ) и способностью работать при высоких рабочих температурах (до 300 °C), что является ключевым аспектом при создании электронной компонентной базы военной и аэрокосмической техники будущего [2].

В настоящей работе представлены результаты разработки силовых нормально-закрытых транзисторов на основе эпитаксиальных гетероструктур нитрида галлия для создания энергоэффективной преобразовательной техники.

В работах по созданию мощных GaN транзисторов использовались эпитаксиальные гетероструктуры, выращенные на подложках кремния диаметром 100 мм. Технологический маршрут изготовления транзистора включал в себя операции по формированию меза-изоляции с помощью плазмохимического травления гетероструктуры в индуктивно-связанной плазме, формирования омических контактов, а также затворной металлизации с большой периферией (до 200 мкм). При этом длина затвора мощного GaN транзистора составляла 0.8 мкм.

Внешний вид и морфология поверхности элементов транзистора исследовались методом оптической микроскопии. Статические параметры изготовленных транзисторов по постоянному току исследовались с помощью измерителя характеристик полупроводниковых приборов.

На рис. 1 представлены фотография пластины GaN-Si диаметром 100 мм с изготовленными мощными GaN транзисторами, а также микрофотография единичного GaN транзистора на пластине.

Мощные GaN транзисторы демонстрировали нормально-закрытый режим работы с величиной порогового напряжения отпирания  $U_{hop} = +1.5$  В. Максимальный рабочий ток транзистора составлял  $I_m = 0.2$  А/мм, при этом сопротивление открытого канала транзистора с максимальной шириной затвора  $W = 200$  мкм составляло  $R_{on} = 25$  мОм при  $U_{su} = +5$  В. При расстоянии сток-исток  $L_{cu} = 7.5$  мкм получены напряжения пробоя между стоком и истоком  $U_{cu} = 250$  В.

Полученные в работе результаты измерения параметры транзисторов соответствуют зарубежным аналогам, представленным в работах [3] - [6], что свидетельствует о перспективности их использования при создании преобразователей напряжения высокой эффективности.

В настоящее время ведутся работы по исследованию динамических характеристик разработанных GaN транзисторов с нормально-закрытым каналом.

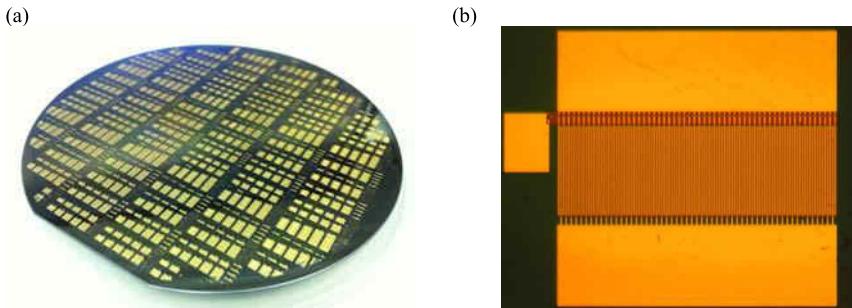


Рис.1. Фотография пластины GaN/Si диаметром 100 мм с изготовленными силовыми GaN транзисторами (а); микрофотография силового GaN транзистора с периферией W = 100 мм (б)

- [1] Briere M. GaN-based Power Device Platform. The arrival of a new paradigm in conversion technology. – URL: <http://www.powersystemdesign.com>
- [2] GaN-on-Silicon wafers: the enabler of GaN power electronics. – Power Devices. 2012. №4. P. 6-9.
- [3] J. Würfl, O. Hilt, E. Bahat-Treidel, R. Zhytnitska, K. Klein, P. Kotara, F. Brunner, A. Knauer, O. Krüger, M. Weyers, G. Tränkle. Technological approaches towards high voltage, fast switching GaN power transistors // ECS Trans. 2013. Vol. 52. No. 1. P. 979-989.
- [4] J. Würfl, O. Hilt, E. Bahat-Treidel, R. Zhytnitska, P. Kotara, O. Krüger, F. Brunner, M. Weyers. Breakdown and Dynamic Effects in GaN Power Switching Devices // 40th International Symposium on Compound Semiconductors (ISCS). 2013.
- [5] O. Hilt, E. Bahat-Treidel, E. Cho, S. Singwald and J. Würfl. Impact of Buffer Composition on the Dynamic On-State Resistance of High-Voltage AlGaN/GaN HFETs // 24th Int. Symp. on Power Semiconductor Devices and ICs (ISPSD). 2012. P. 345-348.
- [6] G. Meneghesso, A. Zanandrea, A. Stocco, I. Rossetto, C. De Santi, F. Rampazzo, M. Meneghini, E. Zanon, E. Bahat-Treidel, O. Hilt, P. Ivo, J. Würfl. GaN-HEMTs devices with Single- and Double-heterostructure for power switching applications // IEEE Int. Reliab. Phys. Symp. (IRPS), Monterey, CA, USA. 2013. P. 3C1.1 - 3C1.7.

## FABRICATION OF HIGH CURRENT NORMALLY-OFF GaN HETEROSTRUCTURES BASED TRANSISTORS TO DEVELOP THE HIGH ENERGY EFFICIENT CONVERSION TECHNICS

*E.V. Erofeev<sup>1</sup>\*, V.A. Kagadei<sup>1</sup>, A.I. Kazimirov<sup>2</sup>, I.V. Fedin<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>Research and Production Company Micran, Vershinina street, 47, 634045, Tomsk,  
phone. +7(913)876039, e-mail: erofeev@micran.ru;

<sup>2</sup> Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics, Lenina avenue, 40, 634040, Tomsk

To break through the material limits of Silicon and to realize the drastic performance needed to meet severe requirements of power electronics in the future, wide band gap semiconductors such SiC and GaN have attracted much attention. AlGaN/GaN HEMTs are generally promising candidates for switching power transistors due to their high breakdown strength and the high current density in the transistor channel giving a low on-resistance.

In present work there are presented results of fabrication the high current normally-off GaN based transistors to develop the high energy efficient conversion techniques.

The fabricated GaN transistors demonstrates the normally-off operation with the threshold voltage is about  $V_{th} = +1.5$  V. The maximum output current and on-resistance is  $I_m = 0.2$  A/mm and  $R_{on} = 25\text{m}\Omega\text{mm}$  at  $U_{gs} = +5$  V. The source-drain breakdown voltage is 250 V at  $L_{ds} = 7.5 \mu\text{m}$ .

## МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА III-НИТРИДОВ

**С.С. Хлудков, И.А. Прудаев, О.П. Толбанов**

Томский государственный университет, Ленина 36, 634050, Томск  
тел. +7(3822)413434, e-mail: [Khludkov@pochta.ru](mailto:Khludkov@pochta.ru)

Нитриды галлия, алюминия, индия широко используются в оптоэлектронике и других областях техники. Наряду с этим они являются перспективными материалами для новой области техники – спиновой электроники. Получению и исследованию III-нитридов, обладающих ферромагнитными свойствами, исследователи уделяют большое внимание. В настоящем сообщении будет представлен обзор литературы по получению и исследованию нитридов, легированных магнитными примесями, а также нитридов со структурными дефектами, придающими им ферромагнитные свойства; оцениваются перспективы использования данных материалов в спинtronике.

Магнитные свойства полупроводниковым материалам придают путем легирования их примесями с незаполненными 3d или 4f оболочками – переходными металлами и редкоземельными элементами [1,2]. Такие материалы получили название разбавленных магнитных полупроводников (dilute magnetic semiconductors – DMSs).

В ряде ранних работ получен DMS GaN, легированный Mn, с температурой Кюри ( $T_c$ ) выше комнатной, которая, видимо, обусловлена наличием включений второй фазы. В [3] методом молекулярно лучевой эпитаксии (МЛЭ) выращены слои DMS GaN:Mn, в которых  $T_c$  линейно увеличивается от 0,1 К до 13 К при возрастании концентрация Mn от 1 до 10%. Экспериментальные данные хорошо согласуются с расчетом.

При легировании GaN железом значительный вклад d-орбиталей способствует агрегации Fe катионов в GaN и образованию системы конденсированного магнитного полупроводника. Полученная в [4] гибридная система, представляющая собой полупроводник с встроенными магнитными нанокристаллами, перспективна для реализации инжекции спин поляризованных токов для следующего поколения приборов спинtronики.

Образцы GaN:Cr, полученные диффузией Cr в GaN, имели  $T_c$  выше 300 К [5]. При введении Cr в GaN методом имплантации  $T_c = 460$  К [6].

DMS GaN, легированный редкоземельными элементами (Gd, Eu и Sm), проявляет ферромагнетизм при температуре выше комнатной. Легирование GaN редкими землями сопровождается образованием большого количества различных дефектов, которые и ответственны за ферромагнетизм при высокой температуре [7].

Ферромагнетизм при комнатной температуре (ФКМ) наблюдали в нелегированном GaN, выращенном методом МЛЭ с дефицитом Ga [8]. Ферромагнетизм обусловлен четырьмя атомами азота, окружающими вакансию Ga. Магнитный момент возникает за счет неспаренных 2p электронов атомов Ga.

AlN привлекает большое внимание как многообещающий DMS. По данным теоретических исследований AlN, легированный переходными металлами, должен проявлять ферромагнитные свойства при температурах выше комнатной [9, 10]. Экспериментально это подтверждается для AlN, легированного Mn, Fe V, Co [11].

По данным [12] пленки AlN, легированные Cr, проявляли ферромагнетизм при температурах выше 900 К. AlN, легированный Cr и Co в процессе имплантации, имел петли гистерезиса при 300 К, в то время как легированный Mn – до 100 К, коэрцитивная сила составляла около 250 Ое для обеих примесей [13]. Ферромагнитные свойства AlN, легированного переходными металлами, возможно обусловлены преципитатами примеси в AlN в форме кластеров или частиц второй фазы [11]. По расчетным данным [14] гетероструктура AlN/GaN, легированная Cr, может быть использована в качестве высокоеффективного инжектора спин поляризованных электронов.

Обладающие ферромагнитными свойствами пленки AlN:Ni, полученные методом радиочастотного распыления, имели  $T_c$  выше 300 К [9]. При этом максимальное насыщение намагничивания и коэрцитивная сила при 300К составили около 0.014 emu/cm<sup>3</sup> и 60 Ое, соответственно. Получены слои аморфного AlN, легированного Ni [15]. Атомно-силовая и магнитно-силовая микроскопия, а также сканирующая электронная микроскопия показали наличие нанокластеров, размеры которых зависят от температуры и времени отжига. Нанокластеры обладают ферромагнитными свойствами.

Тонкие пленки Al<sub>1-x</sub>Fe<sub>x</sub>N с содержанием Fe  $0 \leq x \leq 13.6\%$ , полученные магнетронным распылением, проявляли ферромагнетизм при комнатной температуре [16]. Максимум насыщения

намагничивания составил  $2.81 \text{ emu/cm}^3$  для  $x = 1.2\%$  и обусловлен наличием включений состава AlFeN.

Ферромагнитные свойства AlN приобретает при легировании не только магнитными элементами [11, 17]. В этом случае ферромагнетизм не может быть обусловлен преципитатами примеси и является внутренним свойством материала. По данным [18] введение в AlN немагнитной примеси Cu приводит к образованию большого количества дефектов. Пленки AlN, легированные Cu, полученные методом магнетронного распыления, обладали ферромагнитными свойствами при комнатной температуре [11]. При содержании 4 ат.% Cu наблюдался максимальный атомный магнитный момент –  $0.6 \mu_B/\text{ат Cu}$ . Из измерений рamanовской и рентгеновской спектроскопии в AlN:Cu обнаружена большая концентрация дефектов, наличием которых и объясняется ферромагнетизм при комнатной температуре. Имплантация углерода в пленки  $\text{Al}_{0.96}\text{Cu}_{0.04}\text{N}$  привела к увеличению концентрации дефектов. При этом атомный магнитный момент возрос до  $2.5 \mu_B/\text{ат Cu}$ . Это подтверждает утверждение о том, что ФКМ в AlN:Cu обусловлен структурными дефектами. Авторы [11] делают заключение о перспективности получения материала, пригодного для создания устройств спинtronики, путем введения структурных дефектов.

InN представляется перспективным для спинtronики материалом благодаря большому времени релаксации спина и сильному спин орбитальному спариванию [19]. В [19] исследуется обмениенный спиновый эффект Холла в InN, который открывает новый путь управления спинами электрона в полупроводниках и применения InN в спинtronике.

- [1] T. Dietl, H. Ohno. Rev. Mod. Phys., **86**, 187 (2014).
- [2] A. Majid, A. Dar. J. Magn. and Magn. Mat., **368**, 384 (2014).
- [3] S. Stefanowicz, G. Kunert, C. Simserides et al. Phys. Rev., B **88**, 081201 (2013).
- [4] Bonanni A. IWN 2014, Abstr. Inter. Works. on Nitr. Semic., Wroslaw, Poland, August 24–29, ThB11.
- [5] Praveen Suggisetti et al. Abstr. Inter. Works. on Nitr. Semic. Oct. 14-19. 2012. Sapporo, Japan, №191.
- [6] А.Ф.Орлов, Л.А.Балагуров, И.В.Кулеманов и др. ФТТ, **54**, 267 (2012).
- [7] M. Ishimaru, K. Higashi, S. Hasegawa et al. Appl. Phys. Lett., **101**, 101912 (2012).
- [8] B.Roul, M. Kumar et al. Abstr. Inter. Works. on Nitr. Semic. Oct. 14-19. 2012. Sapporo, Japan, №190.
- [9] D. Pan, J. K. Jian, A. Ablat et al. J.Appl.Phys., **112**, 053911 (2012).
- [10] R.L. Han, W. Yuan, H. Yang et al. J. Magn. Magn. Mater., **326**, 45 (2013).
- [11] J.T. Luo, Y.Z. Li, X.Y. Kang et al. Journal of Alloys and Compounds, **586**, 469 (2014).
- [12] D. Kumar, J. Antifakos, M. G. Blamire et al. Appl. Phys. Lett., **84**, 5004 (2004).
- [13] Frazier, J. Stapleton et al. J.Appl.Phys., **94**, 1592 (2003).
- [14] J. E. Medvedeva, A. J. Freeman, X.Y. Cui et al. Phys. Rev Let. **94**, 146602 (2005).
- [15] H. Tanaka, W. M. Jadwisienczak, S. Kaya et al. J. Electr. Mater., **42**, 844 (2013).
- [16] X.D. Gao, E.Y. Jiang, H.H. Liu et al. Appl. Surf. Sci. **253**, 5431 (2007).
- [17] G.R. Yao, G.H. Fan, H.Y. Xing et al. J. Magn. Magn. Mater., **331**, 117 (2013).
- [18] Q.Y. Wu, Z.G. Huang, R. Wu, L.J. Chen J. Phys.: Condens. Matter., **19** 056209 (2007).
- [19] F. Mei, N. Tang et al. Abstr. Inter. Works. on Nitr. Semic. Oct. 14-19. 2012. Sapporo, Japan, №781.

#### MAGNETIC PROPERTIES OF III-NITRIDES

*S.S. Khladkov, I.A. Prudaev, O.P. Tolbanov*

Tomsk State University, Lenin Avenue 36, 634050, Tomsk  
tel: (3822)413434, e-mail: Khladkov@pochta.ru

III-nitrides (gallium nitride, aluminum nitride, indium nitride) is potential semiconductor material for spintronics. The review of recent literature about magnetic properties of III-nitrides doped by transition metals (Mn, Fe, Ni, Cr) and rare earth elements (Gd, Eu, Sm) and also structure defects will be presented in this report. Doping of III-nitrides with magnetic impurities is realized in process of epitaxial growth of films, by ion implantation or diffusion. III-nitrides with structure defects or doped by impurities often have room temperature ferromagnetism.

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БУФЕРНЫХ КАРБИДКРЕМНИЙОКСИДНЫХ СЛОЕВ НА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОДЛОЖКАХ ДЛЯ ЭПИТАКСИИ СЛОЁВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ

*П.А. Аверичкин<sup>1</sup>, А.А. Донсков <sup>\*1</sup>, М.П. Духновский<sup>2</sup>, В.С. Ежлов<sup>1</sup>, С.Н. Князев<sup>1</sup>,  
Ю.П. Козлова<sup>3</sup>, Т.Г. Югова<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>АО «Гиредмет», Б.Толмачевский д.5, строение 1, 119017, Москва,  
тел.: +7 (495) 9813010, e-mail: Mrad@list.ru;

<sup>2</sup>ГНПП «Исток», ул.Вокзальная, д.2а, 141190, г. Фрязино;

<sup>3</sup>ИЯИ РАН, Пр.60-летия Октября, д.7а, 117315, Москва.

Мощные высокочастотные полевые транзисторы на основе гетеропереходов AlGaN/GaN являются в настоящее время наиболее перспективными кандидатами на роль переключателей и усилителей в мощных ВЧ и СВЧ системах нового поколения. Их преимущества по сравнению с приборами на основе арсенида галлия состоят в возможности получения большей СВЧ мощности, сохранении работоспособности при более высоких температурах, высокой радиационной стойкости. Уровень мощности таких приборов достиг столь высокого значения, что вопросы теплоотвода из активной области становятся принципиально важными и определяющими применимость приборов в той или иной конструируемой системе. Традиционные для нитридной epitаксии подложки сапфира совершенно не удовлетворяют этим требованиям теплоотвода. И даже теплопроводность карбида кремния, используемого в гетероэпитаксии нитридов для создания мощных приборов, уже не удовлетворяет возросшим потребностям.

Идеальным решением могло бы стать использование подложек из алмаза, но рост на таких подложках представляет огромную сложность в связи с очень большими различиями в структуре химических связей, в постоянной решётки и типе кристаллической структуры, а также в коэффициенте термического расширения. Всё это зачастую приводит к трудности зарождения слоёв нитрида галлия на алмазе, к отслаиванию и растрескиванию выращиваемых слоёв нитридов. Кроме того, монокристаллические подложки алмаза баснословно дороги и фактически отсутствуют на рынке как доступный коммерческий продукт. Их альтернативой могли бы быть подложки из поликристаллического алмаза, получаемые методом CVD, однако их использование затрудняет получение монокристаллических плёнок.

Наибольший интерес представляют уже созданные ведущими фирмами комбинированные подложки из полиалмаза с верхним тонким слоем монокристаллического кремния. Были получены композитные подложки GaN/Si/CVD-полиалмаз с хорошим распределением и отводом тепла, пригодные для последующего выращивания epitаксиальных плёнок GaN и изготовления приборных структур. Альтернативой была бы замена в гетероструктуре GaN/Si/CVD-полиалмаз кремневого промежуточного слоя на более эффективный и приемлемый, с точки зрения согласования параметров решеток, слой SiC.

В АО «Гиредмет» в качестве промежуточных (буферных) слоёв вместо кремния были использованы карбидкремнийоксидные слои (30-60 нм), которые формировали на полупроводниковых и диэлектрических подложках из осаждённых плёнок олигометилсилесквиоксана ( $\text{CH}_3\text{-SiO}_{1.5}$ )<sub>n</sub> циклической (лестничной) молекулярной структуры, путем их пиролизного отжига в инертной газовой среде. Как было установлено, при пиролизном отжиге осаждённых плёнок олигометилсилесквиоксана (OMCCO) на Si(111)- и CVD-полиалмазных подложках в аргоне при температуре  $1100 \pm 50$  °C, протекает реакция дегидрогенизации (отделения водорода) метильных заместителей у атомов кремния по радикальному механизму без расщепления основных химических Si-O и Si-C-связей в макромолекулах. При этом по мере карбонизации метильных радикалов происходит образование химически связанных с кремнием атомов углерода, которые за счёт ковалентной связи с кремнием образуют карбидкремневую (SiC) составляющую слоя. Сформированный таким образом общий неорганический слой карбидкремнийоксида представляется химической формулой  $a\text{-C:SiO}_{1.5}$  ( $a$  – аморфная структура).

Структурный состав плёнок OMCCO и преобразование их химических связей при пиролизном отжиге в тонких слоях на подложках кремния изучали методами и ИК- и РФЭ (Оже/ЭСХА)-спектроскопии по известным методикам. При этом были использованы ИК-спектрофотометр «Bruker Equinox 55/S» (фирма «Bruker», Германия) и спектрометры ESCALAB MK-11, PHI-551. Идентификацию характеристических полос ИК-спектров проводили в соответствии с литературными и справочными данными. Обработку результатов Оже/ЭСХА анализа осуществляли на ПК с использованием стандартных программ.

В результате пиролизного отжига происходит глубокое структурирование в плёнке МССО, сопровождающееся дегидрогенизацией метильных радикалов с преобразованием формы и положений пиков характеристических полос в ИК-спектре. В Оже-спектрах при травлении ионами аргона тонких плёнок, отожжённых до 700°C было установлено равномерное распределение атомов углерода в объёме слоёв. В спектрах плёнок отожжённых при 1100±50°C и выдержаных при этой температуре в течение не менее 0,5 часа наблюдалась тенденция оттеснения углерода от границы раздела с кремневой подложкой к внешней поверхности плёнок.

Выращивание слоёв GaN на Si(111) и CVD-полиалмазных подложках осуществляли методом хлоридно-гидридной газовой эпитаксии в проточном вертикальном реакторе в системе газов GaCl-NH<sub>3</sub>-N<sub>2</sub>. В результате проведённой работы показана возможность выращивания на подложках *a*-C:SiO<sub>1,5</sub>/Si(111) и *a*-C:SiO<sub>1,5</sub>/CVD-полиалмаз эпитаксиальных слоёв GaN различной толщины, что суммарно позволяет использовать получаемые структуры как комбинированные GaN/*a*-C:SiO<sub>1,5</sub>/Si(111) и GaN/*a*-C:SiO<sub>1,5</sub>/CVD-полиалмаз подложки для хлоридно-гидридной эпитаксии плёнок GaN.

Работа поддержана в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014—2020 годы» Номер Соглашения о предоставлении субсидии: 14.576.21.0029, уникальный код проекта: RFMEFIBBB 14 X 0229.

#### BUFFER CARBIDSILICONOXIDE FILMS ON SEMICONDUCTOR AND DIELECTRIC SUBSTRATES FOR GALLIUM NITRIDE LAYERS EPITAXY

*Averichkin P.A.<sup>1</sup>, Donskov A.A.<sup>\*1</sup>, Duhnovskii M.P.<sup>2</sup>, Ezhlov V. S.<sup>1</sup>, Knyazev S.N.<sup>1</sup>, Kozlova Yu.P.<sup>1</sup>, Yugova T.G.<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>AS “Giredmet”, Moscow, B. Tolmachevskii, 5, str.1, 119017, Moscow,  
tel.: +7(495) 9813010, e-mail: [Mrad@list.ru](mailto:Mrad@list.ru)

<sup>2</sup>GNPP “Istok”, ul.Bokzalnaya 2a, 141190, g.Fryazino  
<sup>3</sup>YAl, pr.60-letiya Oktyabrya 7a, 117315, Moscow

In presented report results by using carbidsiliconoxide (*a*-C:SiO<sub>1,5</sub>) films of thickness 30-60 nm, obtained by pyrolysis annealing oligomethylsilseskvioxana (CH<sub>3</sub>-SiO<sub>1,5</sub>)<sub>n</sub> cyclo-linear (staircased) molecular structure, in the capacity of intermediate films in technology gallium nitride hydride vapor phase epitaxy on substrates of monocrystall silicon Si (111) and polycrystalline diamond (CVD-polydiamond) have be resulted.

As was established reaction of dehydrogenation (hydrogen separation) methyl replacement of silicon atom by radical mechanism without splitting of basic chemical Si-O and Si-C – relations in macromolecules flows at pyrolysis annealing of precipitate oligomethylsilseskvioxana (OMSSO) films in nitrogen by temperature 1100±50 °C. Moreover, as methyl radicals carbonization formation of chemical connected carbon atoms with silicon, which due to covalent connection with silicon carbidsilicon (SiC) constituent in layer *a*-C:SiO<sub>1,5</sub> have be happened.

(OMSSO) films structural composition and transformation of their chemical bond by pyrolysis annealing in thin layers on silicon substrate have be examined by methods of IR and RFE ( Oje/ESXA ) – spectroscopy by well-known procedure. At that IR- spectrophotometer «Bruker Equinox 55/S» (company «Bruker», Germany) and spectrometers ESCALAB MK-11, PHI-551 have be used. The identification of characteristic stripes IR- spectrum conducted in accordance with literary and referenced data. The result processing of Oje/ESXA analysis realize on PK with using of standard programmers.

The growth of GaN layers on Si(111) and CVD-polydiamond substrates realize by hydride vapor phase epitaxy in vertical reactor in gas system GaCl-NH<sub>3</sub>-N<sub>2</sub>. In result of carry out working possibility of different thickness epilayer GaN growth on *a*-C:SiO<sub>1,5</sub>/Si(111) и *a*-C:SiO<sub>1,5</sub>/CVD polydiamond substrates have be revealed, that allow to use obtained structures as combined GaN/*a*-C:SiO<sub>1,5</sub>/Si(111) и GaN/*a*-C:SiO<sub>1,5</sub>/CVD-polydiamond substrates for hydride vapor phase epitaxy of GaN epilayers. This work was supported under the Federal Program "Research and development on priority directions of scientific-technological complex of Russia for 2014-2020" Numbergrant agreement: 14.576.21.0029, a unique project code: RFMEFIBBB 14 X 0229

## ГИБРИДНЫЕ ПОДЛОЖКИ КАРБИДА КРЕМНИЯ НА КРЕМНИИ ДЛЯ ЭПИТАКСИИ НИТРИДОВ III-ГРУППЫ

***Ш.М. Рамазанов<sup>1,2\*</sup>, Д.С. Даллаева<sup>3</sup>, Г.М. Рамзанов<sup>1</sup>, Р.М. Эмиров<sup>2</sup>, Н.М. Алиханов<sup>2</sup>***

<sup>1</sup>ООО «СИКЛАБ». Ярагского, 75, 367000, Республика Дагестан, Махачкала

тел. +7(928)5533096, e-mail: ramazanv@mail.ru;

<sup>2</sup>Дагестанский государственный университет, Гаджиева, 43-а, 367000, Республика Дагестан, Махачкала;

<sup>3</sup>Brno University of Technology, Faculty of Electrical Engineering and Communication, Physics Department, Technická 8, 616 00 Czech Republic, Brno

Нитриды третьей группы признаны одними из самых перспективных материалов для изготовления оптических приборов видимой коротковолновой и УФ-области. Но отсутствие подложек из нитрида галлия и нитрида алюминия побуждает исследователей к поиску подходящих подложек для гетероэпитаксии. Традиционно приборные эпитаксиальные гетероструктуры на основе нитридов III группы выращиваются на подложках из сапфира или карбида кремния. Использование в этом качестве сапфира приводит к генерации высокой плотности дислокаций из-за значительного рассогласования межатомных расстояний в плоскости интерфейса. Подложки из карбида кремния, наиболее подходящие с точки зрения параметров решеток на границе раздела. Однако монокристаллы SiC весьма дороги. Производство GaN светодиодов и силовых устройств на больших (диаметром 300-мм) кремниевых пластинах рассматривается как путь снижения затрат. Существующие буферные слои, используемые для преодоления большого теплового расширения и несоответствия параметров решеток между кремнием и GaN являются дорогостоящими и не полностью эффективны для крупномасштабного производства. Пленки 3C-SiC обеспечивает эффективный буфер, слой сопряжения решеток роста GaN на кремнии [1].

Технологий и способов выращивания карбида кремния на кремнии задействовано множество, от твердотельной эпитаксии до различных способов газофазной эпитаксии. В данной работе эпитаксиальные SiC пленки выращивались новым способом магнетронного распыления [2], таким образом, были получены пленки SiC различных толщин и исследованы их качественные характеристики. Основным преимуществом данной технологии магнетронного распыления является возможность управления энергией распыленных частиц кроме температуры подложки которая ограничена ее температурой плавления ( $\sim 1415^{\circ}\text{C}$ ). В результате распыления мишени состоящей из кремния и углерода ионизированные атомы обеспечивают значительную долю энергии привносимой к растущей пленке 3C-SiC, что облегчает кинетические процессы, миграции атомов по поверхности.

В качестве мишени использовалась таблетка диаметром 60 мм и толщиной 5 мм изготовленная из поликристаллического SiC. Распыление проводилось в атмосфере Ar (99.999% чистоты) при разрядном токе плотностью  $2\text{-}5 \text{ mA/cm}^2$  и давлении в камере от  $0.6\text{-}10^{-3}$  до  $1\text{-}10^{-3}$  Торр. Температура подложки  $T_{\text{sub}} \sim 950\text{-}1050^{\circ}\text{C}$ . Расстояние мишень-подложка 5 см. Пленки карбида кремния выращивали на подложках  $n\text{-Si}$  толщиной 380  $\mu\text{m}$ . Разработанный нами новый способ [2] позволяет получать достаточно недорогие ориентированные по структуре слои карбида кремния на кремни.

Структура и морфология роста пленок были исследованы методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе типа «LEO-1450», на рис.1а показан скол полученного образца. Методом рентгенодифракционного анализа (XRD) на дифрактометре PANalytical Empyrean с  $\text{CuK}\alpha$  - излучением ( $\lambda\alpha = 1.5406 \text{ \AA}$ ) проводилось исследование фазового состава полученных SiC/Si структур. Кривая качания от пленки SiC показана на рис.1б.

Из рис.1а видно, что поры образующийся на границе раздела пленка подложка имеют размеры менее 100  $\text{nm}$ . Ионизированные атомы углерода, обладая большей энергией связи с поверхностными атомами кремния (подложки), а также образуя C-C связи, стягивают кристаллическую решетку. Рассогласование параметров кристаллических решеток пленки 3C-SiC и подложки Si(111) компенсируется изменением размеров ячейки слоя. В результате этого слой в начальный момент роста оказывается бикасиально напряженной, а его граница раздела когерентно сопряжена с подложкой. Далее энергия деформации, накапливающаяся в пленке, релаксируется пропорционально толщине растущего слоя [3].

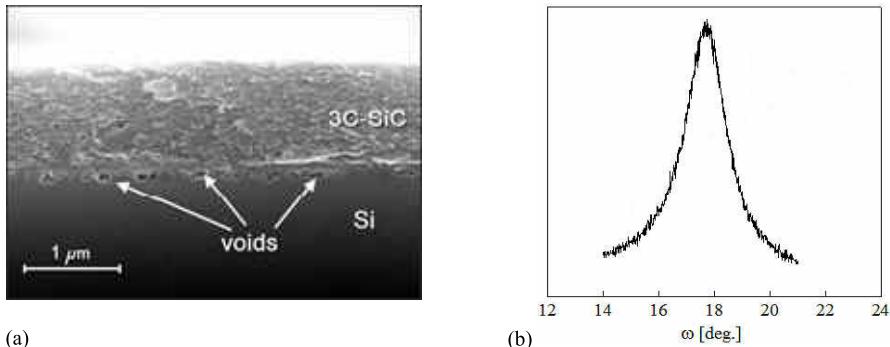


Рис.1. РЭМ скола от полученной структуры 3C-SiC/Si(111) (а), кривая качания от эпитаксиальной пленки 3C-SiC выращенной на подложке Si(111) (б).

Таким образом, в результате получения карбид кремниевых пленок на подложках кремния с помощью технологии магнетронного распыления, есть ряд технологических особенностей способствующих повышению совершенства получаемых эпитаксиальных структур, которые в свою очередь интересны для роста на них многослойных III-нитридных слоев с минимальным количеством дефектов и прорастающих дислокаций.

- [1] Сайт университета Гриффит [электронный ресурс] <http://www.griffith.edu.au/science-aviation/queensland-micro-nanotechnology-centre/research/silicon-carbide-on-silicon-sic-on-si-technology>
- [2] Патент RU № 2521142, Опубликовано: 27.06.2014, Бюл. №18, Ш.М. Рамазанов, Г.М. Рамазанов, Г.У. Газимагомедов.
- [3] Ш.М. Рамазанов, Г.М. Рамазанов, ПЖТФ, **40**, С. 88-94, (2014).

#### HYBRID SUBSTRATES OF SILICON CARBIDE ON SILICON FOR EPITAXY OF III-GROUP NITRIDES

*Sh.M. Ramazanov<sup>1,2\*</sup>, D.S. Dallaeva<sup>3</sup>, G.M. Ramazanov<sup>1</sup>, R. M. Emirov<sup>2</sup>, N.M. Alikhanov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup> SICLAB LLC, st. Yaragskogo 75, 367000, Dagestan Republic, Makhachkala  
phone. +7(928)5533096, e-mail: ramazanv@mail.ru;

<sup>2</sup>Dagestan State University, st. Gadjiева, 43-a, 367000, Dagestan Republic Makhachkala;

<sup>3</sup>Brno University of Technology, Faculty of Electrical Engineering and Communication, Physics Department, Technická 8, 616 00 Czech Republic, Brno

Third group nitrides are recognized as the most perspective materials for production of optical devices for short-length and UV range. But absence of substrate from gallium nitride and aluminum nitride stimulates searching of substrates for heteroepitaxy. Substrates made from silicon carbide is the most suitable due to lattice parameters in interface region. But silicon carbide monocrystals are quite expensive. This study describes new method for cheap hybrid SiC/Si substrates preparation. Magnetron sputtering allows heteroepitaxy of high-quality SiC which is sufficient for preparation of perfect III-nitrides layers.

## ПОЛУПОЛЯРНЫЙ GaN НА Si(001): РОЛЬ SiC И AlN БУФЕРНЫХ СЛОЕВ

В.Н. Бессолов<sup>1</sup>, Ю.В. Жиляев<sup>1</sup>, А.Е. Калмыков<sup>1</sup>, Е.В. Коненкова<sup>1</sup>,

С.А. Кукашин<sup>2</sup>, А.В. Мясоедов<sup>1</sup>, Л.М. Сорокин<sup>1</sup>, С.Н. Родин<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: s.rodin77@mail.ru;

<sup>2</sup> Институт проблем машиноведения, Большой пр.В.О., д.61, 199178, Санкт-Петербург;

**Цель работы:** разработать технологию слоев полуполярного GaN на кремниевой подложке.

**Технология:** слои нитрида галлия синтезировались комбинированным методом. На первом этапе, по методу замещения атомов [1] на подложке Si(001), разориентированной в направлении [110] на угол  $\chi = 1^\circ\text{--}10^\circ$ , был сформирован слой SiC толщиной  $\sim 30$  нм. На втором этапе методом HVPE в атмосфере водорода аналогично [2] был синтезирован буферный слой AlN толщиной  $\sim 300\text{--}500$  нм, а затем основной слой полуполярного GaN толщиной до 15 мкм.

### **Экспериментальные результаты:**

- Разработан новый HVPE-метод синтеза полуполярного нитрида галлия на подложке Si(001). Полученные слои полуполярного GaN имели полуширину рентгенодифракционной кривой качания FWHM  $\omega_0 \sim 20^\circ\text{--}25^\circ$ . Обнаружен изгиб цилиндрического характера в GaN/AlN/3C-SiC/Si(001) структуре. Образование данного изгиба объясняется анизотропией деформации полуполярного GaN на кремнии.

- Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) показано, что на разориентированной подложке Si(001) методом хлоридной газофазной эпитаксии получен слой GaN полуполярной ориентации с гладкой поверхностью.

- ПЭМ (рис. 1) показывает, что ось «*a*» слоя GaN совпадает с направлениями Si[011] и 3C-SiC[011], ось «*c*» почти параллельна оси Si<111>. Однако, угол отклонения  $\phi$  оси «*c*» от нормали к поверхности Si(001) зависит от угла разориентации подложки  $\chi$  как  $\phi = 55^\circ - \chi$ . Так, угол  $\phi = 51^\circ$  для полуполярного GaN, синтезированного на подложке Si(001) с разориентацией  $4^\circ$  (рис. 1a) и  $\phi = 48^\circ$  с разориентацией  $7^\circ$  (рис. 1b). Как видно из рис. 1c, существует заметное отклонение (около  $1.5^\circ$ ) направления AlN[0001] от GaN[0001].

Основной тип дефектов в полуполярном слое представляет собой дефекты упаковки в базисной плоскости и ограничивающие их частичные дислокации (рис. 1).

- Установлена взаимосвязь между направлением разориентации и векторами смещения в дефектах.

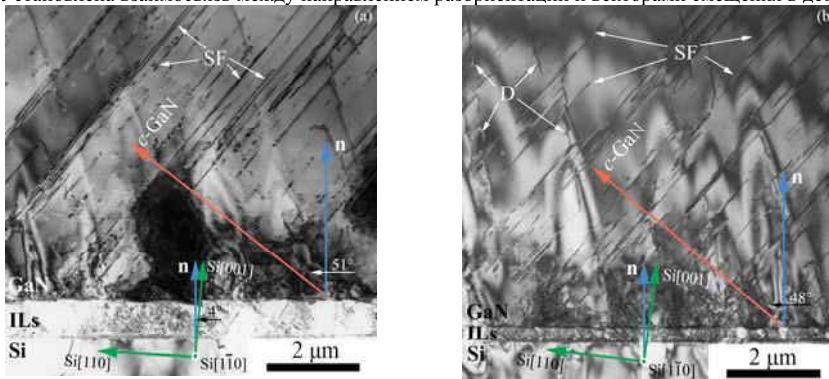


Рис. 1 ПЭМ изображение поперечного сечения гетероструктуры GaN/AlN/3C-SiC/Si(001) с разной разориентацией поверхности в направлении [110]: (a)  $4^\circ$ , (b), (c)  $- 7^\circ$ . В слое нитрида галлия стрелками отмечены дефекты упаковки (SF), возникающие в направлении [0001] нитрида галлия, ILs - промежуточные слои AlN и 3C-SiC.

**Модельные представления:** Структурные характеристики полуполярных GaN и AlN слоев, синтезированных HVPE и рентгеноструктурные данные 3C-SiC/Si(001) квазиподложек, синтезированных методом твердофазной эпитаксии, соответствуют модели, при которой на первом этапе слой SiC формируется путем замещения части атомов кремния в подложке атомами углерода C. Особенностью метода является создание дилатационных упругих диполей “вакансия Si-атом C”. Если отклонить плоскость Si (001) на 1-10° от направления <100> по направлению к <011>, а затем нагреть ее до температур выше 600° С, то плоскость (001) кремния, согласно термодинамике, покроется ступенями. Как хорошо известно, вдоль направлений <011> решетка кремния наиболее “рыхлая”, что связано с особенностями кристаллографического строения решетки Si. Вдоль этого направления молекулы CO устремляются перпендикулярно ступеням вглубь Si и часть ступени (011) Si и превращается в ступень 3C-SiC(111), имеющую угол с плоскостью (001) равный ~55°. На втором этапе на такой 3C-SiC поверхности происходит синтез полуполярных AlN и GaN слоев (Рис.2).

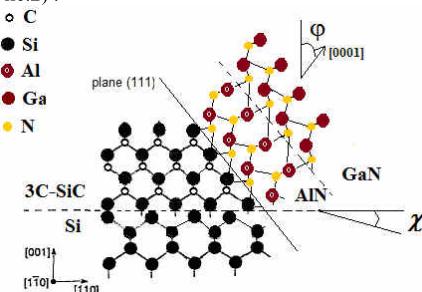


Рис.2 Схематическое изображение возможной атомной конфигурации полуполярного GaN на квазиподложке 3C-SiC(001).

**Выходы:** Предложен новый подход роста полуполярных слоев нитрида галлия методом HVPE на планарной подложке Si(001), в котором направление синтеза GaN можно задавать изменения величину разориентации подложки Si(001). Формирование данных структур стало возможным благодаря созданию метода твердофазной эпитаксии SiC на Si и удачному сочетанию свойств этих пленок со свойствами пленок AlN и GaN. Предложенный в данной работе подход, позволяет выращивать толстые слои полуполярного нитрида галлия на кремниевой подложке и может быть перспективен при формировании ‘templates’ для структур нитрид-галлиевой оптоэлектроники

- [1] Кукушкин.С.А и др., ФТТ, т.56, 1457-1485 (2014).  
[2] Бессолов,ВН и др., Письма ЖТФ, т.40, 48-54 (2014).

## SEMIPOLAR GaN ON Si(100): THE ROLE OF SiC AND AlN BUFFER LAYERS

*V.N.Bessolov<sup>1</sup>, Y.V. Zhilyaev<sup>1</sup>, A.E. Kalmikov<sup>1</sup>, E.V. Konenkova<sup>1</sup>, S.A. Kukushkin<sup>2</sup>, A.B. Myasoedov<sup>1</sup>, L.M. Sorokin<sup>1</sup>, S.N. Rodin<sup>2\*</sup>, M.P. Scheglov<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>A.F.Ioffe Physical-Technical Institute, Politekhnicheskaya, 26, 194021, Saint-Petersburg, Russia  
phone. +7(812)42927344, e-mail: [s\\_rodyn77@mail.ru](mailto:s_rodyn77@mail.ru)

<sup>2</sup> Institute of Problems of Mechanical Engineering Science, Bol'shoi pr. V.O. 61, 199178, Saint-Petersburg, Russia

This report represents the last achievements in synthesis of epitaxial layers of semipolar gallium nitride (GaN) on silicon (Si) substrate. The basic physical, crystallography and physical-chemical properties of semipolar gallium nitride are described. It has been found, first, that the change in misorientation of the substrate Si(001) (at least in the range of 2°-10°), leads to a change of semipolar orientation of the GaN layer and, second, semipolar orientation of the GaN layer and the AlN buffer layer are different. It is assumed that the formation of the buffer 3C-SiC layer plays a major role in getting semipolar GaN layer.

## ЭПИТАКСИАЛЬНАЯ СТРУКТУРА ZnO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: СИНТЕЗ, СТРУКТУРА, МОРФОЛОГИЯ

**А.М. Исмаилов\*, С.М. Гаматаев, Л.Л. Эмирасланова, А.И. Алиев, М.Р. Рабаданов**

ФГБОУ ВПО "Дагестанский государственный университет". Гаджиева, 43 а, 367000, Махачкала,  
тел. +7(960)4163445, e-mail: egdada@mail.ru

Нитриды третьей группы (InN, GaN, AlN) и твердые растворы на их основе являются уникальными широкозонными материалами, которые широко применяются при изготовлении приборов опто- и микроэлектроники. Несмотря на интенсивное развитие технологии III-нитридов, проблема синтеза их монокристаллов, которые могли бы использованы в качестве подложек для гомоэпитаксии в промышленных масштабах, до сих пор не решена [1, 2]. Поэтому до настоящего времени практически вынужденным является осаждение пленок и слоев этих материалов на инородные подложки (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Si, SiC, GaAs). Из-за рассогласования параметров решеток и температурного коэффициента расширения подложки и пленки гетероэпитаксиальные слои III-нитридов оказываются напряженными и содержат неприемлемо высокую для практических применений плотность структурных дефектов. Достигнутые успехи в промышленной реализации приборных структур на базе III-нитридов обеспечены технологией формирования буферного слоя, улучшающего структурное совершенство осадка.

Особое внимание привлекает GaN, на основе которого выпускаются промышленные светодиоды, излучающие в зеленой, синей, фиолетовой областях спектра, а также во всем видимом диапазоне. Сапфировая подложка с буферными зародышевыми слоями GaN, AlN, ZnO является наиболее часто применяемой подложкой для осаждения совершенных эпитаксиальных слоев GaN [3]. Предложены различные способы нанесения буферных слоев ZnO на сапфировые подложки (рассогласование между ZnO и GaN составляет менее 2%). В данной работе сообщается о синтезе эпитаксиальных слоев оксида цинка на подложках (0001)Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом магнетронного распыления керамической мишени ZnO в режиме сильноточного разряда.

В работе использовался классический вариант планарного магнетрона с распылением на постоянном токе. Мишень (диск ZnO диаметром 40 мм, толщиной 2 мм) не припаивалась к водоохлаждаемому основанию магнетрона. Расстояние мишень-подложка составляло 2-3 см. В качестве рабочего газа использовался кислород. Скорость роста пленки оценивалась по времени осаждения и толщине пленки. Измерение толщины пленки и исследование морфологии поверхности пленок проводилось на раствором электронном микроскопе.

При плотностях разрядного тока  $j=120 \text{ mA/cm}^2$  из-за плохого теплоотвода температура мишени достигает значения  $\sim 900^\circ\text{C}$  (измерена оптическим пиromетром в момент выключения разряда). Это приводит к формированию специфического рельефа поверхности мишени и эмиссии с ее поверхности микрометровых частиц ZnO. Формирование конденсата на подложке идет по схеме «жидкость→кристалл», в отличие от характерной для газофазных методов схемы - «пар→кристалл» (рис. 1). Измерения спектров катодолюминесценции при комнатной температуре показали, что пленки ZnO обладают широкой длинноволновой бесструктурной полосой в видимой области и узкой краевой полосой люминесценции с максимумом при 400 нм (рис.2). Скорости роста пленок ZnO достигают значений 15 нм/с (4,2 мкм/ч).

Эпитаксиальная структура (0001)ZnO/(0001)Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> может быть использована в качестве гетероподложки для осаждения слоев GaN, а также при изготовлении различных приборных структур на основе ZnO.

- [1]. Р. Куэй. Электроника на основе нитрида галлия. Москва: Техносфера, 2011. -592 с.
- [2]. Технология выращивания кристаллов нитрида галлия. Под ред. Д. Эрентраута, Э. Мейсснер, М. Боковски. Москва: Техносфера, 2011. - 384 с.
- [3]. В.В. Лундин и др., ФТП, 2014, том 48, вып. 1, стр. 55-60.

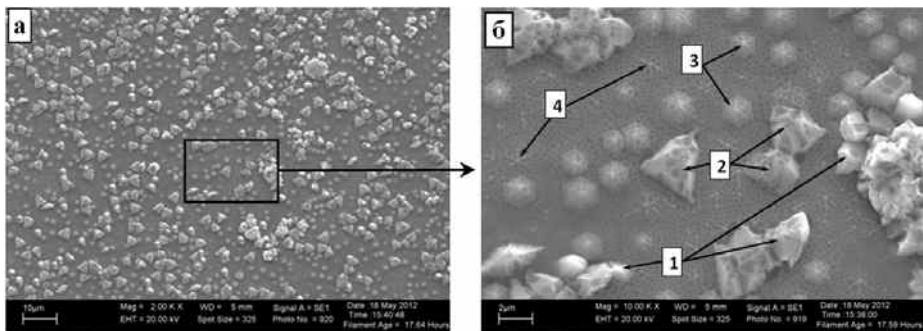


Рис.1. Морфология поверхности эпитаксиальной пленки ZnO (а, б): 1- твердые микрочастицы, 2- микрочастицы на начальной стадии плавления, 3- «жидкокристаллические» шестигранные островки, 4 - следы кончиков шестигранных микрокристаллитов, формирующие объем эпитаксиальной пленки.

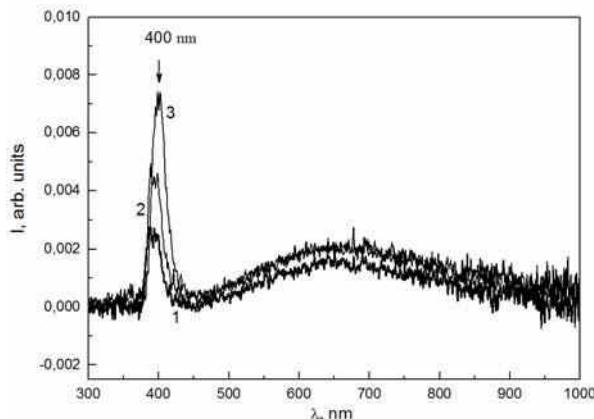


Рис.2. Спектры катодолюминесценции эпитаксиальной пленки ZnO при комнатной температуре (ток электронного пучка 1 мкА, ускоряющее напряжение: 1- 10 кэВ; 2- 50 кэВ; 3- 75 кэВ.

## EPITAXIAL STRUCTURE ZnO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: SYNTHESIS, STRUCTURE, MORPHOLOGY

**A.M. Ismailov \*, S.M. Gamataev, L.L. Emiraslanova, A.I. Aliev, M.R. Rabadanov**  
Dagestan State University, Gajiyev, 43 a, 367000, Makhachkala,  
tel. +7 (960) 4163445, e-mail: [egdada@mail.ru](mailto:egdada@mail.ru)

Epitaxial structure (0001) ZnO/(0001) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> is obtained by spraying of a hot target ZnO (by magnetron sputtering method) in an atmosphere of oxygen. The hot target emitted a micrometer particles ZnO, which fall on the growing surface, melted and after combine form the liquid-like hexagonal islands. Formation of condensate realised by scheme "liquid - crystal" unlike from typical gas-phase methods "vapor - crystal" (fig.1) The growth rates reaches values of ~ 4,2 μm/h. The obtained films have a wide band of longwave luminescence and narrow edge band with a maximum at 400 nm (fig.2). The epitaxial structure (0001) ZnO/(0001) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> may be used as buffer layer for the deposition of GaN layers, and as active couples in the manufacture of various structures of devices, based on ZnO.

## ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА ПОДЛОЖЕК SiC НА СТРУКТУРНОЕ СОВЕРШЕНСТВО И НЕКОТОРЫЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПЛЕНОК AlGaN/GaN

**К.Л. Енишерлова\*, Т.Ф. Русак, В. И. Корнеев**

ОАО «НПП» Пульсар», Окружной проезд 27, 105187, г. Москва, тел. 8(495)366-54-00, e-mail:

[Enisherlova@pulsarnpp.ru](mailto:Enisherlova@pulsarnpp.ru)

Целью данной работы был анализ влияния объемных и поверхностных дефектов подложек из SiC на структурное совершенство и электрофизические параметры выращенных на них epitаксиальных слоев, а также разработка рекомендаций по использованию некоторых простых методик для визуализации нарушений как в подложках, так и в epitаксиальных пленках. Анализировались гетероструктуры AlGaN/GaN, выращенные методом MOCVD, как отечественными, так и западными фирмами на подложках SiC с толщиной барьера слоя 200-250 Å при мольном содержании Al 0,26-0,3, буферным слоем GaN толщиной 2-3 мкм и с нелегированными верхними слоями как i-AlGaN, так и i-GaN толщиной 20-25 Å.

Исследовалось наличие в объеме подложек SiC крупных монокристаллических блоков, развернутых друг относительно друга. Макроскопическая картина распределения полей упругих напряжений в объеме подложек, связанных с наличием таких блоков, наблюдалась наглядным, оперативным неразрушающим методом на работающей в поляризованном свете установке, разработанной в нашем институте [1]. В объеме подложек часто наблюдались сильно напряженные области, занимающие в некоторых случаях до половины площади пластины (рис. 1a). После кратковременного химического травления видно, что источниками упругих напряжений являются выходящие на поверхность включения пластинчатой или более сложной формы (рис. 1b,c). Такого рода отдельные выделения, также формирующиеся вокруг себя достаточно протяженные упругие поля, фиксировались на большом количестве гетероструктур, выращенных на карбиде кремния. Более длительное травление показывает, что такие включения расположены в центре фигуры травления, характерной для винтовых дислокаций. Вблизи областей с блоками наблюдается неоднородность распределения дислокаций. Проведенные исследования показали, что в областях таких полей величина обратных токов вольтамперных характеристик (плоский участок на обратной ветви V-I кривых) барьера Шоттки: ртутный зонд – поверхность гетероструктуры может возрастать на 2-3 порядка по сравнению с вольтамперными характеристиками БШ на чистых участках гетероструктуры. В ходе исследований был разработан метод локального точечного травления для локального определения плотности дислокаций, позволяющий использовать в дальнейшем про контролированную гетероструктуру и разрушающую методику наблюдения распределения плотностей дислокаций по глубине epitаксиального слоя (рис. 1d). Высокая термическая проводимость SiC (почти в 2 раза выше, чем у GaN) может приводить к растрескиванию пленки из-за возникающих напряжений. В частности, у многих гетероструктур, выращенных на карбиде кремния, фиксируется на периферии узкое кольцо из большого количества трещин. В этом случае, помимо трещин, на периферийном кольце наблюдается повышенная плотность дислокаций (на периферийном кольце  $N = 10^8 \text{ см}^{-2}$ , в центре пластины  $N = 10^6 \text{ см}^{-2}$ ). В epitаксиальном слое GaN винтовые дислокации являются центрами спирального роста блоков, размеры и форма которых определяются рельефом рабочей поверхности гетероструктуры. Поэтому наличие напряженных областей, приводящих к неравномерному распределению дислокаций, можетказаться на появлении развитого и неравномерно распределенного рельефа на epitаксиальных слоях AlGaN/GaN, выращенных на SiC.

Помимо дефектов, на epitаксиальных слоях AlGaN/GaN, выращенных на SiC, в ряде случаев наблюдался еще один вид дефектов, плотность которых на отдельных участках (иногда занимающих четверть гетероструктуры) была довольно высокая. Эти дефекты не требуют специального выявления, имеют характерную вытянутую, неравномерную по глубине форму протяженностью в плане от 20 до 70 мкм с глубиной на наиболее глубоком участке – от 0,1 до 0,2 мкм. Дефекты хорошо визуализируются при напылении металлических пленок для формирования омических контактов и БШ. Попадание такого рода дефектов под затвор приводит к резкому возрастанию токов утечек и появлению нестабильности емкости (появление характерного пика на на C-V-кривых на участке перехода из области обеднения в область обогащения). Появление таких дефектов, на наш взгляд, может быть связано просто с нарушением процесса epitаксиального роста. Однако такие дефекты наблюдались лишь у гетероструктур, выращенных только на SiC. Поэтому, возможно, их появление связано с нарушением epitаксиального процесса, связанного с особенностями исходных подложек, в частности из-за наличия изогнутой формы самой подложки. Анализ формы подложек показал, что многие подложки из SiC имеют искривленную форму в

отличие от подложек из сапфира, на которых изгиб не был зафиксирован. Анализ показал, что химическое удаление всего эпитаксиального слоя без химического воздействия на поверхность карбида кремния не приводит к полной ликвидации искривления формы.

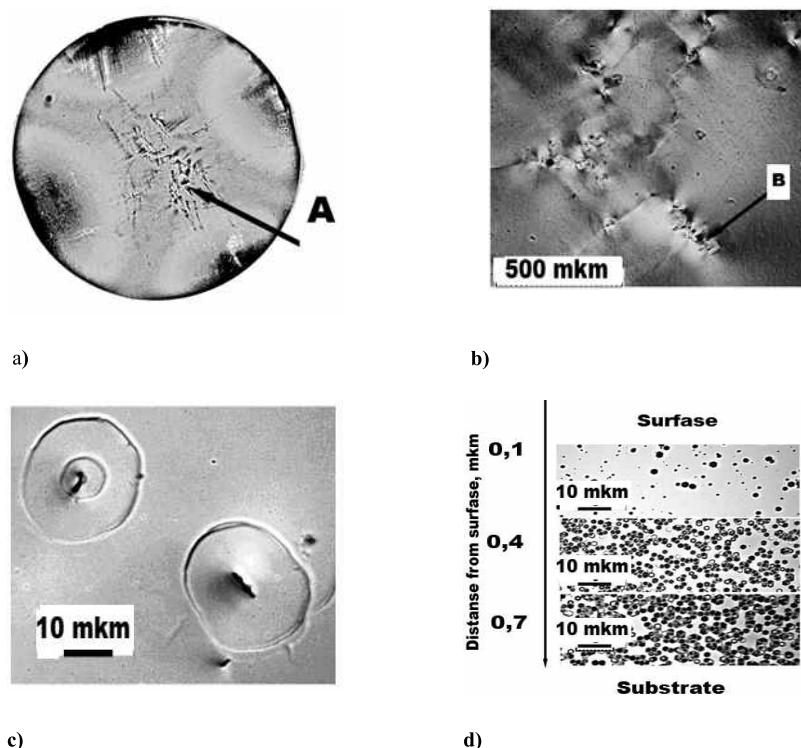


Рис.1 . Распределение полей упругих напряжений в SiC (а); Области А и В гетероструктуры после кратковременного травления (1б, 1с) Изменение плотности дислокаций по глубине слоя GaN (д)

[1] Б.Л.Гуськов, Ю.А.Концевой /Электронная техника. Сер.2., Полупроводниковые приборы, 2010, вып.2. с. 69-70

#### INFLUENCE OF THE SiC SUBSTRATES QUALITY ON STRUCTURAL PERFECTION AND ELECTRICAL PARAMETERS OF THE AlGaN/GaN LAYERS

K.L.Enisherlova\*, T.F.Rusak, V.I.Korneev

JSC "S&PE "Pulsar", Okruzhnoi proezd 27, 105187 Moscow, e-mail:enisherlova@pulsarnpp.ru

Impact analysis of the volume and surface defects in SiC substrates on the structural features of the AlGaN/GaN epitaxial layers growing by MOCVD method on such substrates was made. Also some recommendations on using of simple methods for visualization of defects in substrates and layers were made. Influence of the elastic fields around clusters and individual defects in SiC substrates on I-V and C-V characteristics of heterostructures forming on these substrates was investigated. Form of the initial SiC substrates and also its change after regeneration were analyzed.

## OPTICAL AND STRUCTURAL PROPERTIES OF GaN EPITAXIAL LAYERS ON LiAlO<sub>2</sub> SUBSTRATES AND THEIR CORRELATION WITH BASAL PLANE STACKING FAULTS

*E. V. Lutsenko<sup>1</sup>, M. V. Rzheutski<sup>1</sup>, V. N. Pavlovskii<sup>1</sup>, G. P. Yablonskii<sup>1</sup>, M. Alanz<sup>2</sup>,*

*A. Hamidaldin<sup>2</sup>, A. Alyamani<sup>2</sup>, C. Mauder<sup>3</sup>, B. Reuters<sup>4</sup>, H. Kalisch<sup>4</sup>, M. Heuker<sup>3,4</sup>, A. Vescan<sup>4</sup>*

<sup>1</sup> B. I. Stepanov Institute of physics of National academy of sciences of Belarus, Nezalezhnasti ave., 68; 220072, Minsk; e-mail: [m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by](mailto:m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by);

<sup>2</sup> KACST, National Nanotechnology Center. P.O. BOX 6086, 11442, Riyadh;

<sup>3</sup> AIXTRON SE. Dornkaustr., 2, 52134 Herzogenrath;

<sup>4</sup> GaN Device Technology, RWTH Aachen University. Sommerfeldstr., 24, 52074, Aachen

Epitaxial growth of GaN and related compounds (InGaN, AlGaN) in semipolar and nonpolar orientations is one of the ways for reducing and eliminating of quantum-dimensional Stark effect in heterostructures with quantum wells. As noted by many researchers [1], the nonpolar growth is also expected to solve the problem of LED “efficiency droop” at high current densities. Furthermore, optical anisotropy makes it possible to manufacture polarized light sources using semipolar or nonpolar heterostructures. One of the problems of nonpolar epitaxial structures is generation of basal plane stacking faults (BSF) which are interruptions of stacking sequence of the (0001) basal plane in wurtzite crystals. Such defects extend in a direction perpendicular to the [0001] and can penetrate into the active region of the heterostructure, degrading the quality of the interfaces. Moreover, BSF are accompanied by partial dislocations and prismatic defects which normally act as nonradiative recombination centres.

In the work, optical and structural properties of *m*-plane GaN epitaxial layers grown by MOCVD on LiAlO<sub>2</sub> substrates and their correlation with *I*<sub>1</sub>-type BSF density were investigated. The GaN layers demonstrated inhomogeneity of BSF density over the wafer, probably caused by the surface defects of the initial LiAlO<sub>2</sub> substrate. When shifting position of the exciting laser spot on the GaN layer along a certain line, intensity of BSF-related PL band ( $\hbar\nu \sim 3.45$  eV) increased while intensity of PL band caused by free excitons and shallow donor-related excitons ( $\hbar\nu \sim 3.49$  eV) decreased. X-ray measurements showed nearly linear dependence of half-width value of the first order diffraction peak of reflection from (1̄100) on the intensity of the BSF-related PL band at  $\hbar\nu \sim 3.45$  eV. Thus, the intensity of the PL band at  $\hbar\nu \sim 3.45$  eV can be taken as a value proportional to the BSF density.

Using scanning micro-Raman spectroscopy, biaxial strain values in the GaN layers were determined for the regions with different BSF densities (Fig. 1 (a)). For the investigated samples, an increase of the BSF density corresponded to a decrease of initially low compressive strain in the [0001] direction  $\epsilon_{zz}$  to almost zero, which can be explained by the direct influence of BSF having component  $\frac{1}{2}[0001]$  in their displacement vector. At the same time, for regions with higher BSF density, higher values of compressive strain in the direction [1̄120]  $\epsilon_{xx}$  were observed.

The observed variation of  $\epsilon_{xx}$  strain component can be caused by an influence of mosaic tilt defects in the GaN layer with rotation of mosaic blocks around the [0001] axis. The increase of concentration of these defects leads to the relaxation of strain in the [1̄120] direction on the one hand, and limits size and density of BSFs on the other hand, that explains the observed correlation of BSF density and  $\epsilon_{xx}$  value.

Indeed, lower near band edge PL intensity corresponds to regions of the GaN layer with lower BSF density, as can be seen from Fig. 1 (b). This fact can be explained by the influence of mosaic structure defects as nonradiative recombination centres. With increasing of BSF density, a portion of BSF-localized excitons increases. The localization process competes with the processes of the radiative and nonradiative annihilation of free excitons, which leads to a reduction of the intensity of the low-temperature PL band at  $\hbar\nu \sim 3.49$  eV, as well as to an increase in the intensity of the total near band edge PL.

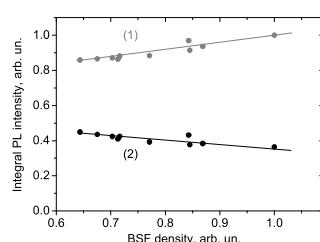
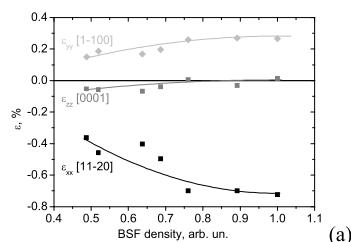


Fig. 1. Correlation of the various strain components in the GaN layer with BSF density (a); dependence of the PL intensity on BSF density (1 – total near band edge PL, 2 – free exciton and shallow donors exciton PL band) (b)

Propensity of *m*- and *a*-plane GaN to the formation of mosaic structure defects, which exhibit in the formation of stripes and steps, elongated in the [0001] direction, on the surface, was previously demonstrated by us [2] and other authors [3]. In turn, for GaN layers grown under similar conditions as in this work, it was shown by electron channeling contrast imaging in the scanning electron microscope measurements [4], that BSF are really often terminated at facets of the abovementioned steps.

- [1] J. Jang, et al. Journal of Nanoscience and Nanotechnology, **15**, 1895–1906 (2015).
- [2] C. Mauder, et al. Journal of Crystal Growth, **312**, 1823–1827 (2010).
- [3] M. A. Moram, et al. Journ. of Appl. Phys., **105**, 113501 (2009).
- [4] G. Naresh-Kumar, et al. Appl. Phys. Lett., **102**, 142103 (2013).

## ОПТИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ GaN НА ПОДЛОЖКАХ LiAlO<sub>2</sub> ИХ СВЯЗЬ С ПЛОТНОСТЬЮ ДЕФЕКТОВ УПАКОВКИ БАЗОВОЙ ПЛОСКОСТИ

*E. V. Луценко<sup>1</sup>, Н. В. Ржеуцкий<sup>1</sup>, В. Н. Павловский<sup>1</sup>, Г. П. Яблонский<sup>1</sup>, M. Aljohenir<sup>2</sup>, A. Aljerwi<sup>2</sup>, A. Alyamani<sup>2</sup>, C. Mauder<sup>3</sup>, B. Reuters<sup>4</sup>, H. Kalisch<sup>4</sup>, M. Heuken<sup>3,4</sup>, A. Vescan<sup>4</sup>*

<sup>1</sup> Институт физики НАН Беларусь. Просп. Независимости, 68, 220072, Минск,

тел. +375(017)2840419, e-mail: [e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by](mailto:e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by);

<sup>2</sup> KACST, National Nanotechnology Center, P.O. BOX 6086, 11442, Riyadh;

<sup>3</sup> AIXTRON SE. Dornkaustr., 2, 52134 Herzogenrath;

<sup>4</sup> GaN Device Technology, RWTH Aachen University. Sommerfeldstr., 24, 52074, Aachen;

В работе исследовались оптические и структурные свойства epitаксиальных слоев нитрида галлия, выращенных методом осаждения металлогорганических соединений из газовой фазы на подложках LiAlO<sub>2</sub> в *m*-плоскости (1T00), и их связь с плотностью дефектов упаковки базовой плоскости (ДУБП) типа *I*<sub>1</sub>. Исследованные слои GaN показали неоднородность плотности ДУБП по пластине, вызванную вероятно дефектами поверхности исходной подложки LiAlO<sub>2</sub>. Неоднородность проявлялась в перестройке спектра низкотемпературной фотолюминесценции (ФЛ) при изменении положения пятна излучения возбуждающего лазера. Перестройка спектра заключалась в плавном увеличении интенсивности полосы ФЛ, вызванной рекомбинацией экситонов, связанных на ДУБП ( $h\nu \sim 3.45$  эВ), и уменьшении интенсивность полосы свободных экситонов и экситонов, связанных на мелких донорах ( $h\nu \sim 3.49$  эВ). Рентгеновские измерения показали примерно линейную зависимость значения полуширины дифракционного пика отражения от плоскости (1T00) первого порядка от интенсивности полосы ФЛ  $h\nu \sim 3.45$  эВ. Таким образом, интенсивность полосы ФЛ рекомбинации экситонов, связанных на ДУБП, можно принимать за величину, пропорциональную плотности ДУБП.

Методом сканирующей микрорамановской спектроскопии были определены упругие напряжения в слое GaN для участков с различной плотностью ДУБП (рис. 1(а)). Для исследованных образцов увеличение плотности ДУБП соответствовало снижению изначально невысоких упругих напряжений сжатия в направлении оси [0001]  $\varepsilon_{xx}$  до практически нулевого значения, что может объясняться непосредственным влиянием ДУБП, которые имеют компонент 1/2[0001] в своем векторе смещения. В то же время, для участков пластины с большей плотностью ДУБП наблюдались более высокие значения напряжения сжатия в направлении [1120]  $\varepsilon_{zz}$ . Изменение упругих напряжений в направлении [1120], по-видимому, связано с влиянием дефектов мозаичной структуры слоя GaN, что обусловлено поворотом блоков вокруг оси [0001]. Увеличение концентрации таких дефектов с одной стороны приводит к релаксации напряжений в направлении [1120], а с другой – ограничивает размеры и плотность ДУБП, что объясняет наблюдаемую корреляцию плотности ДУБП и величины  $\varepsilon_{xx}$ . Действительно, участкам слоя GaN с меньшей плотностью ДУБП, как видно из рис. 1(б), соответствует меньшая интенсивность краевой ФЛ, что может объясняться действием дефектов мозаичной структуры в качестве центров безызлучательной рекомбинации. С ростом плотности ДУБП увеличивается доля экситонов, локализованных на ДУБП. Процесс локализации составляет конкуренцию процессам излучательной и безызлучательной аннигиляции свободных экситонов, что приводит к уменьшению интенсивности полосы низкотемпературной ФЛ свободных и связанных на нейтральных донорах экситонов ( $h\nu \sim 3.49$  эВ), а также к росту интенсивности краевой ФЛ. Склонность слоев нитрида галлия, выращенных в *m*- и *a*-плоскостях к образованию дефектов мозаичной структуры, которые проявляются в формировании на поверхности слоя полос и ступенек, вытянутых в направлении [0001], была ранее продемонстрирована нами [2] и другими авторами [3,4].

## ВЛИЯНИЕ ГАММА ОБЛУЧЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ ГЕТЕРОСТРУКТУР AlGaN/GaN

**В.Г. Горячев, К.Л. Енишерлова\*, С.А. Капилин**

ОАО «НПП «Пульсар», Окружной проезд, 27, 105187, г. Москва, тел. 8(495)366-54-00, e-mail:  
[Enisherlova@pulsarnpp.ru](mailto:Enisherlova@pulsarnpp.ru)

Приборы на основе гетероструктур широкозонных материалов AlGaN/GaN начинают широко использоваться в качестве базового материала для производства устройств СВЧ-техники, приборов высокотемпературной и высокоэнергетической электроники, а также элементной базы бортовых электронных систем. Важнейшим параметром приборов на основе гетероструктур широкозонных материалов AlGaN/GaN является радиационная стойкость и стабильность работы в экстремальных условиях. Исследование влияния дозы облучения  $\gamma$ -квантами на характеристики барьеров Шотки (БШ) и транзисторных структур, сформированных на гетероструктурах AlGaN/GaN, показали наличие фиксируемых изменений характеристик барьеров Шотки (БШ) при дозах  $10^5$  Рад и более [1]. Однако, эти изменения могли быть связаны, например, с деградацией омических контактов. В связи с этим целью данной работы было исследование влияния облучения  $\gamma$ -квантами на электрические характеристики непосредственно гетероструктур AlGaN/GaN.

Анализировались гетероструктуры с барьерным слоем AlGaN толщиной 200-250 Å с мольной долей алюминия 0,26-0,27 и буферным слоем GaN толщиной 2-2,5 мкм, выращенные методом MOCVD на сапфировых подложках. В качестве верхнего нелегированного слоя у некоторых структур использовался слой i-AlGaN, у некоторых - i-GaN толщиной 25-50 Å. Облучение проводилось при комнатной температуре от источника  $^{137}\text{Cs}$  с энергией 0,6 МэВ и дозой  $2.5 \times 10^6$  Р. Анализировались С-В-характеристики, измеренные при  $T_{\text{ком}}$  на установке Semiconductor Measurement System MDC CSM /Win с помощью ртутного зонда площадью  $0,005 \text{ см}^2$  до облучения и после облучения.

Исследования показали, что облучение, как правило, приводит к уменьшению разброса параметров С-В-кривых. Прежде всего, увеличивается наклон С-В-характеристик, особенно для гетероструктур с верхним нелегированным слоем i-AlGaN, что свидетельствует об уменьшении плотности поверхностных состояний. Сдвиг С-В-характеристик после облучения при ВЧ измерениях (1 МГц) происходит как в сторону положительных, так и в сторону отрицательных значений  $U_{\text{смещ}}$ , что свидетельствует об уменьшении или увеличении положительного заряда поверхностных состояний. При измерении на более низких частотах (от 700 кГц до 1 кГц) для большинства структур после облучения наблюдалась частотная зависимость направления сдвига С-В-кривых по оси V. Анализ изменения формы и положения С-В-характеристик в результате облучения позволяет предположить уменьшение плотности поверхностных состояний с глубокими уровнями после облучения. Анализ кривых показал, что в отдельных случаях может наблюдаться компенсация первичных дефектов в барьерном слое после облучения.

Наиболее интересный результат при облучении был получен для структур с нестабильностью емкости – наличием на С-В-кривых характерного пика на участке перехода от области обеднения в область обогащения. Появление такого пика фиксировалось при измерениях на более низких частотах ( $f = 300 \div 50$  кГц), а его величина обычно возрастила при уменьшении частоты измерений. Значение частоты, на которой фиксировалось появление такого пика, для двух анализируемых структур была различна. Дополнительные металлографические исследования показали, что эти две структуры отличаются (почти на порядок) плотностью дислокаций в эпитаксиальных слоях. Исследования структур после облучения выявили разный характер влияния облучения на их емкостные характеристики. У структуры с меньшей плотностью дислокаций облучение приводило к сдвигу нестабильности емкости в области более низких частот ( $f \leq 50$  кГц) и уменьшению величины пика ( $f \leq 100$  кГц). Для структур с более высокой плотностью дислокаций облучение, наоборот, усиливало нестабильность емкости, а момент появления характерного пика сдвигался в сторону более высоких частот (пик наблюдался уже при  $f = 700 \div 1000$  кГц) (рис. 1).

Более ранних работах высказывалось мнение, что облучение  $\gamma$ -квантами может приводить как к введению радиационных точечных дефектов, так и к аннигиляции дефектов уже существующих, что практически и наблюдалось, а также к изменению за счет введения точечных дефектов уровня механических напряжений в эпитаксиальных слоях [1]. Полученные результаты при исследовании гетероструктур с нестабильностью емкости, на наш взгляд, являются дополнительным подтверждением высказанных ранее предположений. Для гетероструктур с более низкой плотностью дислокаций и, как следствие, с более высоким уровнем внутренних напряжений в эпитаксиальных слоях облучение могло вызывать снижение уровня напряжений и уменьшению величины нестабильности емкости.

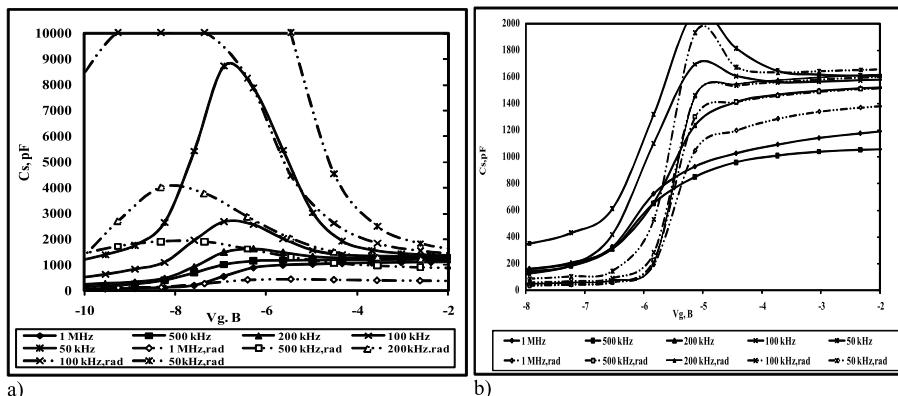


Рис.1 С-В –характеристики двух гетероструктур с разной плотностью дислокаций, снятые при разных частотах: до облучения – сплошная линия, после облучения – штрих-пунктирная линия; а) структуры с высокой плотностью дислокаций ( $N_d=0,2\cdot10^8\text{cm}^{-2}$ ), б) структуры с пониженной плотностью дислокаций ( $N_d=0,5\cdot10^7\text{cm}^{-2}$ ).

При более высокой плотности дислокаций могло иметь место взаимодействие радиационных точечных дефектов с имеющимися дислокациями. По нашему представлению, возникновение емкостной нестабильности может быть связано с влиянием дислокаций, пронизывающих область двумерного электронного газа: при облучении благодаря взаимодействию дислокаций с радиационными точечными дефектами могут увеличиваться, либо частично компенсироваться поверхностные состояния Ридовского цилиндра дислокационных линий.

[1] А.Е. Беляев, Н.И. Клюй, Р.В. Конакова и др. Физика и техника полупроводников, 2012, том 46, вып. 3, с. 317-319.

## IRRADIATION INFLUENCE ON PARAMETERS OF THE AlGaN/GaN HETEROSTRUCTURES

*V.G.Goriachev, K.L.Enisherlova\*, S.A.Kaplin*

JSC “S&PE “Pulsar”, Okruzhnoi proezd 27, 105187 Moscow, e-mail:enisherlova@pulsarmpp.ru

Influence of  $\gamma$ -irradiation on electrical characteristics of AlGaN/GaN heterostructures was investigated. Irradiation was from  $^{137}\text{Cs}$  source with 0.6 MeV energy and dose  $2.5\times10^6\text{ R}$  at room temperature. C-V characteristics were measured before and after irradiation using the mercury probe area  $0.005\text{cm}^2$ . Different character of the C-V characteristics deformation and shift direction along the axis after irradiation at different frequency measurement was identified. This indicates various time constants of donor-acceptor states introduced in barrier layer by irradiation. It was made assumption about the possible nature of the interaction induced point radiation defects with defects of heterostructures.

## МОРФОЛОГИЯ РАЗРУШЕНИЙ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ В ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ InGaN/GaN ПОД ДЕЙСТВИЕМ СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

**B. И. Олешко, С. Г. Горина\***

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
пр. Ленина, 30, 634050, Томск,  
тел. +7(3822)701777-1-2293#, e-mail: [svetlana.gorina@mail.ru](mailto:svetlana.gorina@mail.ru)

Исследования [1] продемонстрировали перспективы применения высокозернистических сильноточных электронных пучков (СЭП) для люминесцентного контроля тонкопленочных светодиодных гетероструктур InGaN/GaN, нанесенных на сапфировые подложки. В [2] были представлены первые результаты экспериментальных исследований морфологии разрушений светодиодных гетероструктур InGaN/GaN после многоимпульсного облучения СЭП. Обнаружено, что возбуждение образцов электронным пучком пороговой плотности ( $H \geq 0,2 \text{ Дж}/\text{см}^2$ ) со стороны гетероструктуры приводит к формированию микроразрушений, количество, размеры и форма которых изменяются в процессе многоимпульсного облучения и определяются индивидуальными свойствами исследованных образцов.

Цель данной работы – определение механизма электронно-пучкового разрушения тонкопленочных светодиодных гетероструктур на основе InGaN/GaN - квантовых ям при облучении высокозернистическим СЭП. Исследуемые образцы (ГС<sub>1</sub>, ГС<sub>2</sub> и ГС<sub>3</sub>) были выращены в различных лабораториях методом металлоорганической газофазной эпитаксии на сапфире с ориентацией [0001]. Образцы ГС<sub>1</sub>, ГС<sub>2</sub> имели текстурированную поверхность сапфировой подложки. Облучение образцов электронным пучком осуществлялось со стороны гетероструктуры в атмосферном воздухе при температуре 300 К. Электронный пучок формировался в вакуумном диоде ускорителя ГИН-600 и имел следующие характеристики: длительность импульса тока на полувысоте ~ 15 нс, эффективная энергия электронов ~ 250 кэВ, диапазон варьируемой плотности энергии ~ (0,05 - 0,25) Дж/см<sup>2</sup>. Пространственное распределение люминесценции по поверхности образца фотографировали зеркальной цифровой фотокамерой SONY DSLR-A500 за один импульс возбуждения через микроскоп МБС-10. Морфология остаточных разрушений регистрировалась микровизором проходящего света μ Vizo-101.

На рис. 1, 2 приведены типичные картины пространственного распределения разрушений, микрозон свечения и катодолюминесценции после многоимпульсного облучения образцов СЭП. Размеры разрушений изменяются в диапазоне 1–100 мкм. Минимальный размер разрушений определялся разрешающей способностью микровизора проходящего света μ Vizo-101 и составлял ~ 1–2 мкм. В образце ГС<sub>1</sub> в процессе многоимпульсного облучения наблюдалось увеличение размеров микрозон разрушений за счет их слияния в нитевидные макрозоны, длина которых достигала ~ (500 – 800) мкм. В текстурированных образцах ГС<sub>1</sub> и ГС<sub>2</sub> при  $H \geq 0,1 \text{ Дж}/\text{см}^2$ , в которых наблюдается стимулированное излучение InGaN-квантовых ям, в момент импульса возбуждения на фоне однородной катодолюминесценции регистрируются микрозоны свечения, количество которых увеличивается в процессе многоимпульсного облучения (рис. 2, а, б). В образце ГС<sub>3</sub> стимулированное излучение отсутствует, локальные микрозоны свечения не наблюдаются, а размеры микрозон разрушения не превышают ~ 30 мкм. При уменьшении плотности энергии СЭП ниже пороговой для инициирования стимулированного излучения, микроразрушения в образцах ГС<sub>1</sub> и ГС<sub>2</sub> регистрируются на фоне «голубой» полосы спонтанной катодолюминесценции InGaN - квантовых ям в виде темных линий, точек и более сложных пространственных структур, что свидетельствует о формировании в этих локальных областях гетероструктуры центров беззлучательной рекомбинации (деградации гетероструктуры).

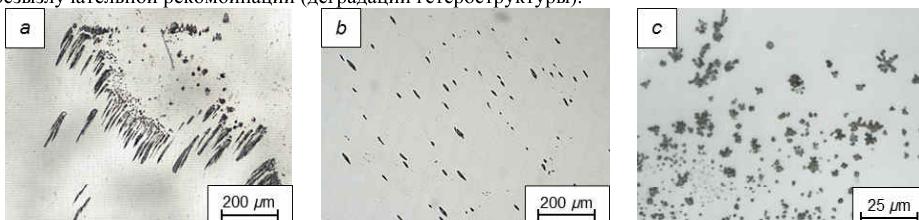


Рис. 1. Морфология разрушений, образующихся в гетероструктурах ГС<sub>1</sub> (а), ГС<sub>2</sub> (б) и ГС<sub>3</sub> (с) после 100 импульсов облучения сильноточным электронным пучком ( $H = 0,25 \text{ Дж}/\text{см}^2$ )

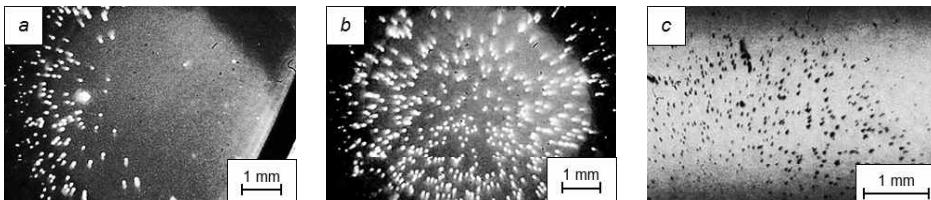


Рис. 2. Фотографии пространственного распределения локальных микрозон свечения (а, б) и катодолюминесценции (с) по облучаемой электронным пучком поверхности образца ГС<sub>2</sub>: а – 20°, б – 60° импульс облучения СЭП при  $H = 0,25 \text{ Дж/см}^2$ ; с – 70° импульс при  $H = 0,05 \text{ Дж/см}^2$

Интерпретация полученных результатов может быть дана на основе представлений об электроразрядном механизме разрушения диэлектриков и полупроводников под действием СЭП [3, 4]. Облучение тонкопленочных светодиодных гетероструктур InGaN/GaN, нанесенных на сапфировые подложки, электронным пучком с плотностью энергии  $H \geq 0,2 \text{ Дж/см}^2$  приводит к формированию сильного электрического поля, связанного с инжектированным в Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> отрицательным объемным зарядом электронного пучка и электрическому пробою образца. Электрический пробой, инициированный СЭП в диэлектриках и полупроводниках, является структурно чувствительным – локализуется в областях расположения электрических микронеоднородностей, роль которых могут выполнять дислокации, поры, преципитаты и другие дефекты технологического происхождения. Высокая плотность энерговыделения в зонах развития электрических микроразрядов приводит к локальному разогреву и формированию микроразрушений, пространственное распределение которых по поверхности гетероструктуры неоднородно. Образующиеся при этом центры безызлучательной рекомбинации приводят к формированию темных (на фоне спонтанной катодо- и фотолюминесценции) микрозон, свидетельствующих о деградации не только подложки, но и последовательно расположенных слоев, образующих полупроводниковую гетероструктуру. Многоимпульсное облучение гетероструктур сильноточным электронным пучком приводит к визуализации дефектных областей вследствие размножения дислокаций, миграции и сегрегации Ga в зонах локализации электрического пробоя. Обнаруженный эффект может быть использован для разработки метода контроля электрических микронеоднородностей, образующихся в светодиодных гетероструктурах при их выращивании.

[1] В.И. Олешко, С.Г. Горина, В.И. Корепанов и др. Изв. Вузов. Физика. **56** (1), 55 (2013).

[2] В.И. Олешко, С.Г. Горина. Изв. Вузов. Физика. **56** (8/3), 97 (2013).

[3] В.И. Олешко, В.Ф. Штанько. ФТТ. **29** (2), 320 (1987).

[4] В.И. Олешко, Дис. ... докт. физ.-мат. наук. Томск, 2009. 317 с.

## MORPHOLOGY OF InGaN/GaN HETEROSTRUCTURES DAMAGE UNDER HIGH-CURRENT ELECTRON BEAM ACTION

*V.I. Oleshko, S.G. Gorina\**

National Research Tomsk Polytechnic University, Lenin Avenue, 30, 634050, Tomsk,  
phone: +7(3822)701777-1-2293#, e-mail: svetlana.gorina@mail.ru

We present the results of the study of mechanism of electron beam damage of LED heterostructures InGaN/GaN. The results allow to conclude that the main cause of damage of InGaN/GaN LED heterostructures grown on sapphire substrates is the electrical breakdown developing in the field of injected in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> negative space charge of electron beam. Electrical breakdown is structurally sensitive. It is localized in the areas of location of electrical microinhomogeneities of technological origin. The role of such microinhomogeneities, in our opinion, does dislocations formed in heterostructures at their growing. Multipulse irradiation of heterostructures by high-current electron beam leads to the visualization of defect regions due to dislocation multiplication, migration and segregation of Ga in the areas of electrical breakdown localization. The observed effect can be used to develop a method for the control of electric microinhomogeneities formed in LED heterostructures during their growth.

## ВЛИЯНИЕ МАТЕРИАЛОВ КОНСТРУКЦИИ НА СТОЙКОСТЬ СВЕТОДИОДОВ InGaN К ОБЛУЧЕНИЮ ГАММА-КВАНТАМИ

**А.В.Градобоеv<sup>1,2</sup>, Д.Д.Каримбаев<sup>2</sup>, И.А.Асанов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Томский политехнический университет, пр. Ленина 30, 634050, Томск, e-mail: [gradoboev1@mail.ru](mailto:gradoboev1@mail.ru)

<sup>2</sup>ОАО «НИИПП», Красноармейская 99 А, 634034, Томск, тел. +7(913)8668405

При конструировании полупроводниковых приборов используются различные материалы, которые по своим свойствам должны удовлетворять определенным требованиям. На практике предъявляемые требования к материалам могут быть достаточно противоречивы. В частности, применение конструкционных материалов для обеспечения эксплуатационных характеристик изделия, не всегда позволяет обеспечить стойкость к воздействию ионизирующего излучения [1].

Целью данной работы является исследование влияния материалов конструкции на стойкость светодиодов (далее СД) на основе гетероструктур InGaN к облучению гамма-квантами.

В качестве объектов исследования использовались СД на основе гетероструктур InGaN с множественными квантовыми ямами с длиной волны излучения  $\lambda = 445$  нм на различных стадиях конструктивного оформления. На рис.1 показаны конструкции исследуемых СД. Партия СД LED-1 представляла собой корпус типа smd с кристаллом СД (см. рис.1). Для партии LED-2 была дополнительно выполнена технологическая операция герметизации кристалла, путем использования силиконового геля с целью защиты кристалла СД при формировании линзы из оптического компаунда. Применение герметизации обусловлено обеспечением требуемых показателей надежности и работоспособности.

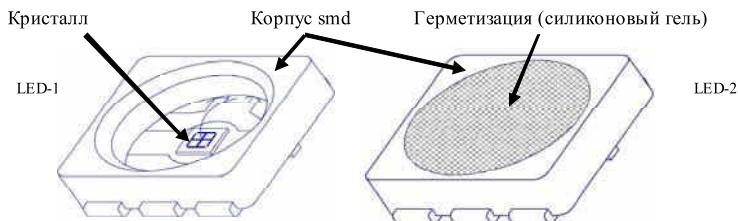


Рис. 1. Конструкция исследуемых светодиодов:  
LED-1 – без герметизации кристалла; LED-2 - с герметизацией кристалла

Дополнительно в качестве объектов исследования использовали пластины, изготовленные на основе используемого силиконового геля (далее SiG). Для СД измеряли силу света до и после облучения  $\gamma$ -квантами  $^{60}\text{Co}$ . Облучение проводили в пассивном режиме, т.е. без пропускания рабочего тока. Для пластин SiG измеряли пропускание света с длиной волны  $\lambda = 445$  нм до и после облучения  $\gamma$ -квантами. В качестве источника света использовали полностью конструктивно оформленный СД с  $\lambda = 445$  нм, который дополнительно содержал линзу, изготовленную из оптического компаунда, и не подвергался облучению. Между СД и фотоприемником размещали исследуемую пластину SiG. Пропускание света через пластину SiG определяли по следующей формуле

$$T = \frac{J_{\text{SiG}}}{J_0} \cdot 100\%$$

где  $T$  – пропускание пластины SiG;  $J_0$ ,  $J_{\text{SiG}}$  – сила света измеренная без и с пластиной SiG.

Поскольку в результате облучения  $\gamma$ -квантами  $^{60}\text{Co}$  мы не выявили заметного изменения спектра излучения исследуемых СД, то все изменения в пропускании пластины SiG в результате облучения могут приписаны только действию облучения. Уровень воздействия  $\gamma$ -квонтов характеризовали поглощенной дозой (Гр).

В таблице представлены исходные значения параметров исследуемых СД. Рассмотрим более подробно результаты, представленные в таблице.

**Таблица.** Основные параметры СД до облучения

Тип СД	$I_{\text{пп}}, \text{mA}$	$U_{\text{пп}}, \text{В}$	$J, \text{Вт/ср}$	$\Theta_{0,5}, \text{ср}$
LED-1	350	$3,20 \pm 0,02$	$7,4 \pm 0,3$	$118 \pm 0,1$
LED-2	350	$3,17 \pm 0,06$	$6,2 \pm 0,1$	$122 \pm 0,8$

Из представленных результатов видно, что проведение операции герметизации SiG практически не изменяет электрические характеристики СД, поскольку прямое напряжение  $U_{\text{пр}}$  остается, практически без изменений при неизменном рабочем токе  $I_{\text{пр}}$ . Но при этом наблюдается снижение силы света примерно на 16%, что позволяет предполагать наличие центров поглощения и/или центров рассеяния излучаемого кристаллом света. В пользу предположения о наличии центров рассеяния в SiG свидетельствует увеличение полуширины диаграммы направленности  $\Theta_{0,5}$ . Таким образом, представленные выше результаты позволяют сделать вывод о том, что используемый SiG ухудшает светотехнические характеристики исследуемых СД.

Рассмотрим влияния облучения  $\gamma$ -квантами на светотехнические характеристики СД. На рис.2 показано изменение силы света, величина которой нормирована на ее значение до облучения, для исследуемых партий СД в зависимости от дозы облучения.

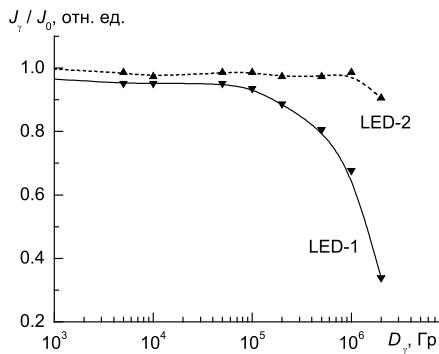


Рис. 2. Изменение силы света СД в зависимости от дозы облучения  $\gamma$ -квантами

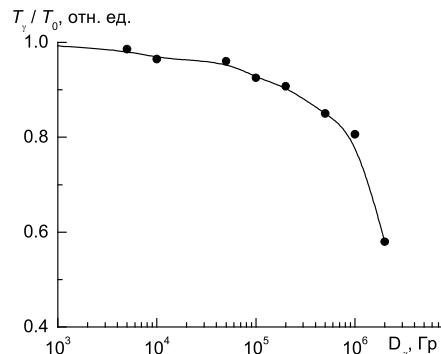


Рис. 3. Изменение пропускания пластины SiG в зависимости от дозы облучения  $\gamma$ -квантами

В свою очередь, на рис.3 показано изменение пропускания пластины SiG, которое нормировано на исходное значение, в зависимости от дозы облучения.

Представленные выше результаты позволяют утверждать, что наблюдаемое снижение силы света для исследуемых СД на основе гетероструктур InGaN обусловлено введением центров поглощения и рассеяния в силиконовый гель, используемой для герметизации кристалла. Таким образом, стойкость исследуемого СД к  $\gamma$ -облучению определяется радиационной стойкостью конструкционных материалов, используемых при его изготовлении, а не активным элементом – кристаллом на основе гетероструктуры InGaN.

[1] Градобоев А.В., Суржиков А.П. Радиационная стойкость СВЧ приборов на основе арсенида галлия. – Томск, Изд-во ТПУ, 2005. – 277 с

#### INFLUENCE OF CONSTRUCTION MATERIALS FOR InGaN LEDs RESISTANCE TO GAMMA-IRRADIATION

A.V.Gradoboev<sup>1,2</sup>, D.D.Karimbaev<sup>2</sup>, I.A.Asanov<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Tomsk polytechnic university, 30, Lenina av., 634050, Tomsk, Russia, e-mail: [gradoboev1@mail.ru](mailto:gradoboev1@mail.ru)

<sup>2</sup>Joint-Stock Company “Research Institute of Semiconductor Devices”, 99A, Krasnoarmeiskaya Str., 99A, 634034, Tomsk, Russia, tel.: +7(913)8668405

Silicone gel is used in the design of LEDs based on InGaN with  $\lambda = 445$  nm for sealing the crystal, which precedes the formation of optical lenses of the compound. Reducing radiation power of the LEDs under irradiation by gamma rays to a greater extent due to absorption increasing in the of silicone gel with increasing radiation dose, rather than a decrease in the quantum efficiency of the crystal. It is proved by the results of direct experiments.

## РАДИОЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ HVPE-GaN ДИОДОВ ШОТТКИ

А.А.Лебедев<sup>1</sup>\*, С.В.Белов<sup>1</sup>, М.Г.Мынбаева<sup>1</sup>, А.М.Стрельчук<sup>1</sup>, Е.В.Богданова<sup>1</sup>, Ю.Н.Макаров<sup>2</sup>,

А.С.Усиков<sup>3,4</sup>, С.Ю.Курин<sup>2</sup>, И.С.Бараиш<sup>2</sup>, А.Д.Роенков<sup>2</sup>, В.В.Козловский<sup>5</sup>

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

тел. +7(812)2927125, e-mail: shura.lebe@mail.ioffe.ru;

<sup>2</sup>ТК «Нитридные кристаллы», 194156, пр. Энгельса, д. 27, С.-Петербург

<sup>3</sup>Nitride Crystals Inc., 181 E Industry Court, Suite B, Deer Park, NY 11729, USA

<sup>4</sup>Университет ИТМО. 197101, С.-Петербург, Россия, Кронверский пр., д.49

<sup>5</sup>Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,

195251 Политехническая 29, С.-Петербург.

Поиск широкозонных полупроводников, которые могли бы заменить кремний для создания различных типовых силовых приборов, проводились достаточно давно [1]. Достигнутый в последние годы успех в технологии GaN и твёрдых растворов на его основе позволяет по-новому взглянуть на эту проблему. Хотя GaN уступает SiC в теплопроводности (Таблица 1) и структурном совершенстве epitаксиальных слоёв, рост GaN происходит при меньших температурах и с использованием более дешёвых материалов. Таким образом, GaN диоды Шоттки (ДШ) могут конкурировать с аналогичными приборами на основе SiC в диапазоне напряжений до 1000 В [2-3].

Целью настоящей работы было получение GaN диодов Шоттки и исследование их радиационной стойкости.

Таблица 1 Электрофизические параметры Si, 4H-SiC и GaN

Materials Property	Si	4H-SiC	GaN
Band Gap (eV)	1.1	3.2	3.4
Critical Field ( $10^6$ V/cm)	0.3	3	3.5
Electron Mobility ( $\text{cm}^2/\text{V sec}$ )	1450	900	2000
Electron Saturation Velocity ( $10^6 \text{ cm/sec}$ )	0	22	25
Thermal Conductivity (W/cm <sup>2</sup> K)	1.5	5	1.3

Исследуемые epitаксиальные слои n - GaN толщиной 10-15 мкм были выращены хлор-гидридной гаофазной epitаксией (HVPE) при температуре 1020-1050°C на сапфировых подложках [4]. Концентрация нескомпенсированных доноров в исходных epitаксиальных слоях определялась методом вольт-фарадных характеристик и составила  $N_D-N_A \sim 4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . На полученных слоях были сформированы диодные структуры: металл-полупроводник, по технологии, описанной в работе [5].

В качестве омического контакта использовалась достаточно широкая полоса металла с края подложки. Для формирования омического контакта в установке магнетронного распыления напылялись слои Ti и Ni с последующим отжигом в вакууме при температуре 850° С в течении 90 секунд. Далее на слой нитрида галлия наносился слой SiO<sub>2</sub> толщиной порядка 0.4 мкм. С помощью фотолитографии вскрывались окна в слое окисла диаметром 10-50 микрон и затем напылялся барьерный металл – золото. И в заключении фотолитографией формировались выпрямляющие контакты на 10-15 мкм большие чем окна в окисле.

Полученные диоды Шоттки проявляли выпрямляющую вольт-амперную характеристику. Наряду с некоторым разбросом I-V характеристики диодов одной площади, наблюдалось явно выраженная зависимость I-V характеристик от площади диода: при прямом смещении дифференциальное сопротивление диода меняется от 150 Ом при D10 мкм ( $RS=1 \times 10^{-4} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ ) до 60-70 Ом при D40-50 мкм ( $RS \sim 1 \times 10^{-3} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ ) (Рис.1). При обратном смещении структуры напряжение пробоя изменялось от 60-80 В (диаметр 50 микрон) до 100-120 В (диаметр 10 микрон).

Облучение протонами выполнялось на циклотроне МГЦ-20. Использовались протоны с энергией 15 МэВ в диапазоне доз облучения (D)  $1.0 \times 10^{13} \text{ см}^{-2}$  -  $4.0 \times 10^{14} \text{ см}^{-2}$ . На рисунке 2 представлена зависимость 1/R от дозы облучения (где R — сопротивление ДШ в прямом направлении). На основе представленных на Рис. 2 зависимостей, можно оценить скорость удаления носителей (Vd), используя известную формулу  $Vd = (N_0 - N)/D$ , где N<sub>0</sub> и N концентрации носителей до и после облучения, соответственно, D — доза облучения.

Пренебрегая зависимостью подвижности носителей от облучения, и полагая  $N_D-N_A \sim N_0$  можно записать:  $1/R \sim eN\mu \sim N$  (где e — заряд электрона, а μ — подвижность). Тогда величину Vd можно оценить как  $Vd \leq N_0/D_{max}$ , где D<sub>max</sub> — доза облучения, при которой наблюдается полная компенсация образца. В нашем случае можно оценить Vd как  $130-145 \text{ см}^{-1}$ . Следует отметить, что

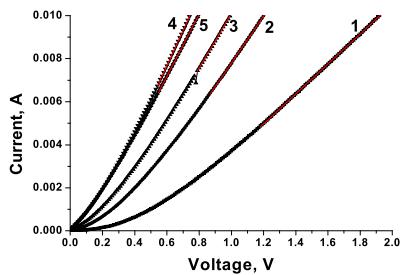


Рис. 1. Вольт-амперные характеристики диодов Шоттки различных диаметров (от 10 мкм (кривая 1) до 50 мкм (кривая 5)) при прямом смещении.

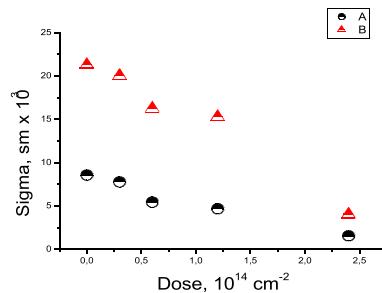


Рис. 2. Зависимость сопротивления в прямом направлении GaN ДШ от дозы облучения протонами с энергией 15 МэВ. Диаметр ДШ: А – 10 мкм, В – 50 мкм.

полученная оценка скорей всего больше реальной величины, из-за того, что не учитывалось уменьшение подвижность носителей под действием облучения. Полученная величина оказалась близка к значению  $V_d$  для SiC при облучении протонами с энергией 8 МэВ  $110\text{-}130 \text{ см}^{-1}$  [6].

Как видно из рисунка 2, зависимость  $1/R = F(D)$  ( $N = F(D)$ ) носит линейный характер. Это указывает на то, что компенсация материала происходит за счёт образования глубоких акцепторных центров, на которые переходят электроны с мелких донорных уровней [7]. В тоже время, ранее отмечалось, что компенсация epitаксиальных слоёв MOCVD GaN обусловлена образованием комплексов радиационный дефект — мелкий донор [8].

- [1] A.A.Lebedev, J of Wide Bandgap Materials, **8**, 129 (2000).
- [2] T.Boles, C.Varmazis, D.Carlson, L.Xia, D.Jin, T.Palacios, G.W.Turner, R.J.Molnar, Proc CS MANTECH Conference, May 13th-16<sup>th</sup>, New Orleans, Louisiana, Usa (2013) p 297.
- [3] P.Roussel, Semiconductor today, 2 (2007) 52.
- [4] А.В. Соломонов, С.А. Тарасов, Е.А. Менькович, И.А. Ламкин, С.Ю. Курин, А.А. Антипов, И.С. Бараш, А.Д. Роценков, Х.Хелава, Ю.Н. Макаров, ФТП, 48 (2014) 259.
- [5] Lei Yong, Shi Hongbiao, Lu Hai, Chen Dunjun, Zhang Rong and Zheng Youdou J of Semiconductors, **34**, 054007-1 (2012).
- [6] A.A.Lebedev, A.I.Veinger, .M.Strel'chuk, V.V.Kozlovski, et al J.Appl.Phys. 88 (2000) 6265.
- [7] В.В.Козловский, А.Е.Васильев, В.В.Емцев, А.А.Лебедев. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. № 9, (2014) стр. 101-104.
- [8] А.И.Титов, П.А.Карасёв, С.О.Кучеев, ФТП, 38 (2004) 1215.

#### RADIATION HARDNESS OF HVPE-GaN SCHOTTKY DIODES

*A.A. Lebedev<sup>1\*</sup>, S.V.Belov<sup>1</sup>, M.G.Mynbaeva<sup>1</sup>, A.M.Strel'chuk<sup>1</sup>, E.V.Bogdanova<sup>1</sup>, Yu.N.Makarov<sup>2</sup>, A.S.Usikov<sup>3,4</sup>, S. Yu. Kurin<sup>2</sup>, I. S. Barash<sup>2</sup>, A. D. Roenkov<sup>2</sup>, V.V.Kozlovski<sup>5</sup>*

<sup>1</sup> Ioffe Physical-Technical Institute, Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg, 194021 Russia

<sup>2</sup> «Nitride Crystall, Inc» , 194156, Engel'sa, h. 27, St.-Petersburg

<sup>3</sup> Nitride Crystals Inc., 181 E Industry Court, Suite B, Deer Park, NY 11729, USA

<sup>4</sup> University ITMO. Kronverkskiy Ave., 197101 Saint Petersburg, Russia

<sup>5</sup>St. Petersburg State Polytechnic University, Polytekhnicheskaya 29, St. Petersburg, 195251 Russia

Schottky barrier diodes with diameter of 10-50 microns were fabricated on n-GaN epitaxial films grown by HVPE on sapphire. Changes of the diodes parameters under 15-MeV proton irradiation were investigated. The proton-induced carriers removal rate found to be of  $130\text{-}145 \text{ cm}^{-1}$ . Linear character of the dependence  $N=F(D)$  (where  $N$  – carriers concentration and  $D$  – is irradiation dose) shows that material compensation is due to electron transition from shallow donors to deep acceptor radiation defects.

## ВЛИЯНИЕ ГАММА-ОБЛУЧЕНИЯ НА СТАТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ Ni-GaN КОНТАКТОВ С БАРЬЕРОМ ШОТТКИ

**Н.А. Торхов<sup>1</sup>, В.Г. Божков<sup>1</sup>, А.В. Градобоев<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>ОАО «НИИПП», Красноармейская 99 А, 634034, Томск, тел. +7(952)8074998, e-mail: [trkf@mail.ru](mailto:trkf@mail.ru)

<sup>2</sup>Томский политехнический университет, пр. Ленина 30, 634050, Томск, e-mail: [gradoboev1@mail.ru](mailto:gradoboev1@mail.ru)

В работе представлены результаты исследования влияния облучения  $\gamma$ -квантами  $^{60}\text{Co}$  на статические электрические характеристики Ni/n<sup>+</sup>-GaN меза-контактов с барьером Шоттки диаметром D=100 мкм (рис.1a, вставка). Эпитаксиальные структуры n-n<sup>+</sup>-GaN выращивались MOCVD-методом на изолирующей сапфировой подложке. Толщина эпитаксиального n-слоя с концентрацией электронов  $N_D \sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$  составляла 0.3 мкм, n<sup>+</sup>-слой с концентрацией электронов  $N_D = 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  – 5 мкм. Меза глубиной 0.5 мкм формировалась реактивным ионным травлением по маске фотопресса. Омический контакт (Ohmic Contact, рис.1a) формировался методом взрывной литографии напылением metallизации TiAlNiAu с последующим быстрым термическим отжигом в атмосфере азота. Кроме того, методом взрывной литографии формировался контакт с барьером Шоттки (Schottky barrier, рис.1a) напылением metallизации NiAu. Статические электрические характеристики полученных контактов измерялись анализатором B-1500A производства Agilent Technologies на зондовой станции M-150 производства Cascade Microtech при комнатной температуре T=25 °C. Облучение проводили в пассивном режиме питания, а уровень воздействия  $\gamma$ -излучения на исследуемые образцы характеризовали поглощенной дозой  $D_\gamma$  {Gy (Si)}.

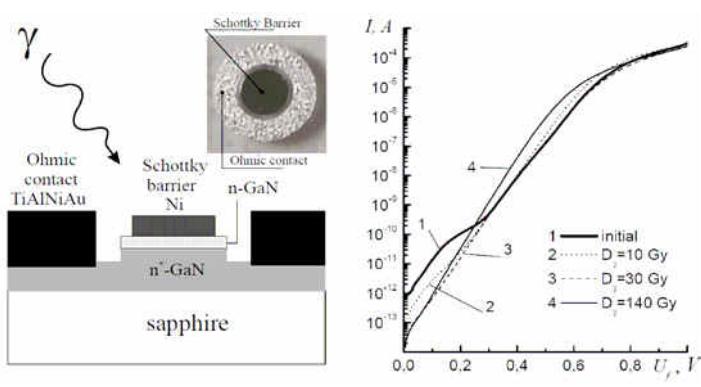


Рис. 1. Схема Ni/n-n<sup>+</sup>-GaN контакта и его оптическое изображение (вставка) – (a). Прямые ВАХ контакта для разных доз облучения  $D_\gamma$ : 1-исходная (initial), 2-10 Gy, 3-30 Gy и 4-140 Gy – (b).

Результаты влияния облучения на статические ВАХ Ni/n-n<sup>+</sup>-GaN контактов Шоттки представлены на рис. 1b. Видно, что с ростом дозы облучения происходит постепенное исчезновению, наблюдаемой на начальном участке ВАХ при токах до  $10^{-9} \text{ A}$ , так называемой “ступеньки” (в диапазоне доз от 0 Gy до 140 Gy), и происходит стабилизация параметров ВАХ. Дальнейшее облучение вплоть до  $D_\gamma = 5 \cdot 10^4 \text{ Gy}$  не приводит к заметным изменениям параметров ВАХ. Ранее в [1] было установлено стабилизирующее действие  $\gamma$ -излучения на СВЧ приборы на основе GaAs, вследствие радиационно-стимулированной перестройкой исходной дефектной структуры. Установлено, что подобные “ступеньки” на прямых ВАХ контактов Шоттки обусловлены наличием альтернативных каналов токопрохождения образованных локальными участками контакта с пониженной высотой барьера  $\phi_b$  [2]. В общем случае, локальное понижение высоты барьера  $\phi_b$  на таких участках может быть вызвано наличием электрически заряженных структурных дефектов, к которым, например, можно отнести выходящие на поверхность линейные дислокации [3], или иные электрически заряженные дефекты. Т.о. исчезновение “ступеньки” на прямой ВАХ можно связать с изменением зарядового состояния этих дефектов, приводящее либо к восстановлению барьера  $\phi_b$ , либо к его увеличению. В пользу данного предположения свидетельствуют результаты экспериментов по влиянию  $\gamma$ -облучения на химическую активность

дислокаций, поверхностная концентрация которых в эпитаксиальном слое n-GaN превышает  $10^8 \text{ см}^{-2}$ . Напомним, что селективное травление Ga-ориентированной поверхности GaN по местам выхода дислокаций на поверхность происходит с образованием шестиугольных ямок травления (рис. 2a). Как следует из рис. 2b облучение гамма-квантами приводит к значительному снижению химической активности дислокаций, что напрямую указывает на изменение их зарядового состояния. В результате этого травление материала в месте выхода дислокации на поверхность происходит со значительно меньшей скоростью, что и приводит к образованию бугорков травления (рис. 2b).

Таким образом, полученные результаты позволяют утверждать, что улучшение прямых ВАХ

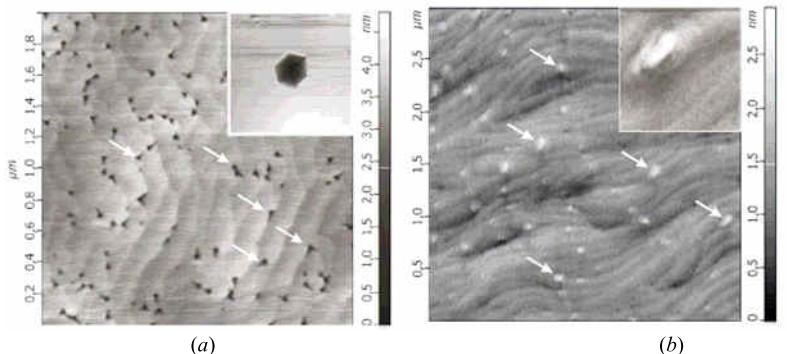


Рис. 2. Атомно-силовые (ACM-) изображения поверхности n-GaN подвергнутой обработке в селективном травителе: исходной (на вставке - изображение шестиугольной ямки травления) – (a) и подвергнутой  $\gamma$ -обработке (на вставке - изображение бугорка травления) – (b).

Ni/n<sup>+</sup>-GaN контактов Шоттки (исчезновение “ступенек”) в результате  $\gamma$ -облучения происходит за счет радиационно-стимулированного изменения зарядового состояния линейных структурных дефектов – дислокаций.

[1] А.В. Градобоев, А.П. Суржиков радиационная стойкость СВЧ приборов на основе арсенида галлия. – Томск, Изд-во ТПУ, 2005. – 277 с.

[2] В.Г. Божков, О.Ю. Малаховский, А.Г. Бычков, Е.Г. Сироткин. Электронная техника. Сер 2. Полупроводниковые приборы. 5(190), 14-18 (1987).

[3] Н.А. Торхов, С.В. Еремеев. ФТП. 34(2), 186-193 (2000).

#### EFFECT OF GAMMA-IRRADIATION ON STATIC CHARACTERISTICS OF THE Ni-GaN SCHOTTKY BARRIER CONTACTS

*N.A. Torkhov<sup>1</sup>, V.G. Bozhcov<sup>1</sup>, A.V. Gradoboev<sup>1,2</sup>*

<sup>1</sup> Joint-Stock Company “Research Institute of Semiconductor Devices”, Krasnoarmeiskaya Str., 99A. 634034, Tomsk, Russia, tel.: 83822-288122, e-mail: [trkf@mail.ru](mailto:trkf@mail.ru)

<sup>2</sup>Tomsk polytechnic university, 30 Lenina av., 634050, Tomsk, Russia, e-mail: [gradoboev1@mail.ru](mailto:gradoboev1@mail.ru)

Irradiation by  $^{60}\text{Co}$  gamma-rays of the Schottky barriers on the basis of the mesa contacts Ni /n-n<sup>+</sup>-GaN doses (10-140) Gy leads to an improvement in their static volt-ampere characteristics, which consists in the disappearance of "steps" (reduction of leakage currents), improving the ideal index n and restoration of the barrier height  $\phi_b$ . It is shown, that the obtained results of direct current-voltage characteristics improving of Schottky barriers Ni /n-n<sup>+</sup>-GaN as a result of  $\gamma$ -processing can be explained by the change in the charge state of dislocations.

## ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОНАМИ НИЗКОЙ ЭНЕРГИИ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА InGaN/GaN СТРУКТУР: РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В КВАНТОВЫХ ЯМАХ?

**П.С. Вергелес, Е.Б. Якимов\***

Институт проблем проблем технологий микроэлектроники и особочистых материалов РАН, ул. Академика Осипьяна, д. 6, 142432, г. Черноголовка.  
тел. +7(49652)44182, e-mail: yakimov@ipmtm.ru;

Энергия электронов в растровом электронном микроскопе (РЭМ) не превышает 30-40 кэВ и на несколько порядков ниже энергий, необходимых для образования дефектов за счет столкновения электронов с атомами решетки. Тем не менее, во многих полупроводниковых материалах и структурах под воздействием таких электронов с подпороговыми энергиями наблюдаются существенные изменения электрических и оптических свойств. Такие изменения наблюдались и на структурах с множественными квантовыми ямами (КЯ) InGaN/GaN. Облучение таких структур электронами с энергией порядка 10 кэВ приводило к повышению интенсивности и формированию новой полосы излучения, связанной с КЯ. Результаты, полученные разными группами, согласуются достаточно хорошо, однако непротиворечивого объяснения всех полученных результатов пока не предложено, что стимулирует дальнейшие исследования этих явлений. Исследования температурной зависимости люминесценции таких структур позволяют оценить степень локализации экситонов, а значит и ее изменения при облучении электронами. А исследования зависимости от приложенного обратного напряжения обычно используются для оценки величины поля пьезоэлектрической поляризации в КЯ. В настоящей работе представлены результаты исследований температурной зависимости и зависимости от приложенного напряжения в исходных и облученных структурах для лучшего понимания механизмов процессов, протекающих в структурах с КЯ InGaN при их облучении электронами с подпороговыми энергиями.

Исследовались светоизлучающие структуры на основе системы с множественными КЯ InGaN/GaN, выращенные методом MOCVD на сапфире с ориентацией (0001). Структуры состояли из нижнего слоя n-GaN, толщиной 3 мкм, легированного Si. Затем выращивался активный слой, содержащий 5 КЯ (3 нм InGaN и 12 нм GaN) и верхний слой p<sup>+</sup>-GaN толщиной 0.1 мкм, легированный Mg до концентрации порядка 10<sup>20</sup> см<sup>-3</sup>. Облучение и измерения методом катодолюминесценции (КЛ) проводились в РЭМ JSM 6490 (Jeol), оборудованном системой КЛ Gatan MonoCL3, при энергии пучка 10 кэВ и токе пучка 10<sup>-10</sup>-10<sup>-9</sup> А. Температурные зависимости измерялись в диапазоне 80-300 К. Применявшееся обратное напряжение не превышало 27 В, поскольку при больших напряжениях структуры часто пробивались.

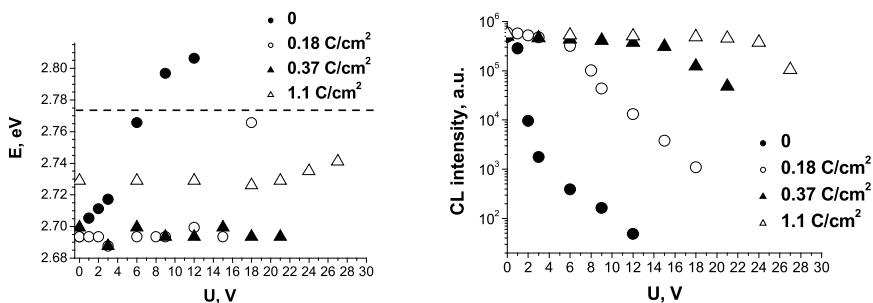


Рис.1. Зависимости положения максимума (а) и интенсивности (б) для исходной и облученных с разной дозой структур от приложенного напряжения. Дозы облучения указаны на рисунках. Прерывистой линией на Рис. 1а показано положение максимума после облучения большой дозой.

В исходных необлученных структурах положение максимума излучения уже при небольших напряжениях смешалось в голубую область (Рис. 1а), а интенсивность быстро уменьшалась (Рис. 1б), что обычно объясняется компенсацией поля пьезоэлектрической поляризации в КЯ и повышением вероятности туннелирования через барьеры. Уже при малых дозах облучения исчезла зависимость положения максимума от напряжения, а зависимость интенсивности от напряжения

становилась более слабой. По мере увеличения дозы максимум излучения начинал смещаться в голубую область, а интенсивность практически перестала зависеть от напряжения. Для необлученных структур температурные зависимости интенсивности имели вид, обычно наблюдаемый на таких структурах, что позволили из подгонки температурной зависимости получить для энергии локализации величину порядка 100 мВ. А изменение положения максимума излучения в диапазоне температур 90-300 К было значительно меньше, чем изменение ширины запрещенной зоны. На облученных участках положение новой линии излучения, как правило, сдвигалось с температурой к более низким энергиям, однако сдвиг положения максимума не превышал 30-40 мэВ. А температурная зависимость ее интенсивности во всех исследованных структурах была значительно слабее, чем в необлученных структурах (Рис. 2).

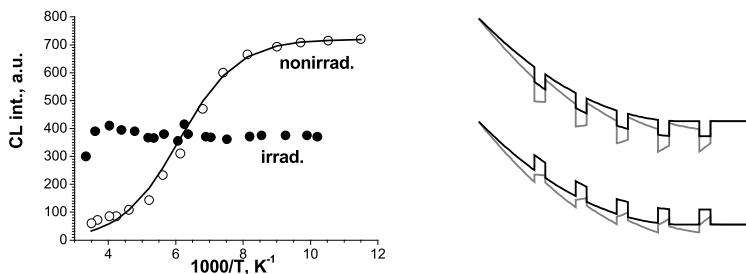


Рис.2. Зависимости интенсивности излучения от температуры в необлученных и облученных фрагментах структуры.

Рис.3. Схема зонной структуры до (серая линия) и после облучения (черная линия).

Подавление зависимости положения максимума от приложенного напряжения можно объяснить повышением эффективной концентрации доноров в результате стимулированной электронным пучком диссоциаций пар Mg–H в p-GaN, при этом освободившийся водород может диффундировать вглубь кристалла, пассивируя акцепторы в n-области. Если в исходных структурах присутствуют комплексы водорода с донорами, они также могут распадаться под электронным пучком. Образование новой полосы излучения и повышение интенсивности излучения происходит уже при больших дозах облучения и, по-видимому, в условиях, когда КЯ уже находятся в слабом электрическом поле ОПЗ. Следует отметить, что изменения в результате облучения температурной зависимости интенсивности свидетельствуют о повышении степени локализации, что, казалось бы, противоречит сдвигу максимума излучения в голубую область. Это кажущееся противоречие легко объяснить в предположении, что при достаточно больших дозах облучения происходит релаксация упругих напряжений в локальных областях КЯ. Как показывают расчеты, при этом не только подавляется квантово-размерный эффект Штарка, но и увеличивается разрыв валентной зоны (Рис. 3), что может приводить к увеличению энергии локализации экситонов. Как видно из Рис. 3, электрическое поле в барьерах при этом также понижается.

## EFFECT OF LEEBI OF InGaN/GaN HETEROSTRUCTURES: STRAIN RELAXATION IN QUANTUM WELLS?

*P.S. Vergeles, E.B. Yakimov\**

Institute of Microelectronics Technology RAS. Ac. Osipian str., No 6, 142432, Chernogolovka,  
phone. +7(49652)44182, e-mail: yakimov@iptm.ru;

Results of CL study of low energy electron irradiation (LEEBI) effect on temperature and bias dependences of InGaN/GaN structure luminescence are presented. The structures are irradiated in the SEM with a beam energy of 10 keV and beam current varying from 0.1 to 1 nA. It is shown that LEEBI suppresses temperature and bias dependences of luminescence intensity. The results obtained are explained under an assumption of LEEBI stimulated strain relaxation in InGaN quantum wells.

<b><u>A.E. Yunovich</u></b>	<b>11</b>
Nobel prize in physics 2014 and problems of research and development of structures and devices based on nitride semiconductors (Introduction to the 10 <sup>th</sup> conference)	
<b><u>K.A. Bulashevich, A.V. Kulik, S.Yu. Karlov, A.E. Chernyakov, A.V. Aladov, N.A. Tal'nishnih, A.L. Zakgeim</u></b>	<b>12</b>
Color mixing optimization for tunable solid-state white light sources	
<b><u>A. Vyseenkov, V. Zubkov, T. Orlova, A. Zubkova, S. Tarasov</u></b>	<b>14</b>
Modeling of light extraction for LED structure with textured interfaces	
<b><u>A.V. Mazalov, D.R. Sabitov, V.A. Kureshov, A.A. Padalitsa, A.A. Marmalyuk, R.Kh. Akchurin</u></b>	<b>16</b>
Patterned sapphire substrates for growing InGaN/GaN LED heterostructures	
<b><u>V.A. Bolshuhin, T.M. Borisova, L.N. Zorina, V.V. Prichodiko, V.N. Lichmanova, N.P. Soschin</u></b>	<b>18</b>
Green and yellow photoluminophores for nitride LED with high efficiency	
<b><u>I.S. Romanov, I.A. Prudaev, V.V. Kopyev, A.A. Marmalyuk, V.A. Kureshov, D.R. Sabitov, A.V. Mazalov</u></b>	<b>20</b>
Effect of last barrier thickness on internal and external quantum efficiency of InGaN/GaN LED structures	
<b><u>A.B. Mazalov, M.M. Zverev, N.A. Gamov, V.B. Studionov, V.A. Kureshov, D.R. Sabitov, A.A. Padalitsa, A.A. Marmalyuk, V.I. Kozlovsky</u></b>	<b>21</b>
Far-field pattern of optically and electron-beam pumped lasers based on AlGaN/InGaN/GaN structure	
<b><u>P.A. Bokhan, Dm.E. Zakrevsky, T.V. Malin, I.V. Osinnykh, K.S. Zhuravlev</u></b>	<b>23</b>
The superradiance of heavily silicon doped AlGaN layers	
<b><u>L.P. Avakyants, A.E. Aslanyan, P.Yu. Bokov, A.V. Chernyakov, K.Yu. Polozhentsev</u></b>	<b>25</b>
Estimation of inhomogeneity of built-in electric field in active region of InGaN/AlGaN/GaN light emitting diode hetero-structures by means of electroreflectance	
<b><u>V.A. Sergeev, I.V. Frolov, A.A. Shirokov</u></b>	<b>27</b>
Study of InGaN green LED quantum efficiency recession on the fixed radiation wavelength	
<b><u>I.N. Yakovlev, V.I. Zubkov, O.V. Kucherova, V.N. Cherkasova</u></b>	<b>29</b>
Capacitance-voltage study of InGaN/GaN heterostructures: analysis of buried electric fields	
<b><u>N.M. Shmidt, E.I. Shabunina, A.S. Usikov, A.L. Zakgeim, A.P. Kartashova, M.E. Levinstein, S.Yu. Kurin, V.V. Ratnikov, A.E. Chernyakov, H. Helava, Yu Makarov</u></b>	<b>31</b>
Peculiarities of defect generation in InGaN/GaN and AlGaN/GaN LEDs	
<b><u>N.M. Shmidt, A.A. Greshnov, M.M. Mezdrogina, V.G. Sidorov, N.A. Talnishnikh, A.E. Chernyakov, E.I. Shabunina</u></b>	<b>33</b>
Fractal nature of light-emitting structures based on III-N nanomaterial and related phenomena	
<b><u>N.A. Torkhov, A.V. Novikov, D.A. Babanacov, T.V. Zareckaya</u></b>	<b>35</b>
Influence fractal geometry heteroepitaxial AlGaN/GaN structures on the dimension effect electrical characteristics	
<b><u>E.I. Shabunina, M.E. Levinstein, M.M. Kulagina, S.Yu. Kurin, A.E. Chernyakov, V.N. Petrov, V.V. Ratnikov, I.N. Smirnova, S.I. Troshkov, N.M. Shmidt, A.S. Usikov, H. Helava</u></b>	<b>37</b>
Correlation between peculiarities of current-voltage characteristics of light-emitting heterostructures based on AlGaN/GaN and a degree of nanomaterial disorder	
<b><u>A.S. Usikov, M.V. Puzyk, S.Yu. Kurin, N.M. Shmidt, I.N. Smirnova, S.I. Troshkov, I.A. Ermakov, D.S. Kovalev, B.P. Papchenko, H. Helava, Yu Makarov</u></b>	<b>39</b>
Application of GaN for photoelectrolysis of water	

<b>N. Kuznetsova, D.V. Nechaev, N.M. Schmidt, M.M. Kulagina, D.U. Kasantsev, B.Y. Ber, T.A. Komissarova, N.V. Rzheutski, E.V. Lutsenko, L.M. Balyasni, A.L. Dyatlov, V.E. Zemlyakov, S.U.Karpov, S.V. Ivanov, V.N. Jmerik</b>	41
AlGaN solar-blind photodiodes grown by molecular beam epitaxy	
<b>S.A. Sergeev, O.S. Senatov, B.V. Sergeeva</b>	43
Cutoff frequency of space-charge waves amplification in thin film n-InN semiconductor structures	
<b>A.N. Razzhuvalov, S.N. Grinyaev</b>	45
The role of deep levels in a current of tunneling diodes of W-AlGaN/GaN	
<b>A.I. Stognij, L.V. Lutsey, N.N. Novitskii, A.V. Bespalov, O.L. Golikova, V.A. Ketsko</b>	47
Y <sub>3</sub> Fe <sub>5</sub> O <sub>12</sub> / GaN heterostructures: synthesis, spin-wave propagation and devices of the microwave-frequency band	
<b>I.A. Aleksandrov, V.G. Mansurov, K.S. Zhuravlev</b>	49
Model of photoluminescence temperature quenching in GaN/AlN quantum dot structures	
<b>M. V. Rzheutski, E. V. Lutsenko, V. N. Pavlovskii, G. P. Yablonskii, M. Aljohenii, A. Aljerwii, A. Alyamani, V. N. Jmeric, D. V. Nechaev, S. V. Ivanov</b>	51
Photoluminescence of AlGaN quantum well heterostructures grown in different modes of sub-monolayer digital molecular beam epitaxy	
<b>V.V. Chaldyshev, A.S. Bolshakov, E.E. Zavarin, A.V. Sakharov, W.V. Lundin, A.F. Tsatsulnikov, M.A. Yagovkina</b>	53
Exciton optical lattices based on InGaN/GaN quantum well systems	
<b>I.V. Osinnykh, T. V. Malin, K. S. Zhuravlev</b>	55
Moving photoluminescence band in AlGaN/GaN heterostructures	
<b>Yu.V. Kholopova, A.F. Tsatsulnikov, E.A. Polushkin, V.E. Zemlyakov, N.E Antonova, S. Shapoval</b>	57
Optical characteristics of the AlGaN/InGaN/GaN LEDs structures with mesh p-electrode	
<b>S. Raevschi, Yu. V. Zhilyaev, L. Gorceac, V. Botnariuc, D. Duca, M. Dobromir, D. Luca , T. Potlog</b>	59
Photoelectronic spectroscopy of GaN layers grown on silicon by HVPE method	
<b>V.S. Soldatkin, V.I. Tuev, A.V. Ivanov, A.Y. Olisovets, Y.V. Ryapolova, A.P. Alekseev</b>	61
Study prototypes of LED lamps general purpose produced based on the LED strip	
<b>S.N. Markova, I.S. Mateshev, Y.P. Timonin, A.N. Turkin, K.S. Fedorenko</b>	63
White LEDs parameter changes in continuous duty	
<b>V.E. Udal'tsov, A.A. Titova, A.V. Zhelannov</b>	65
UV-LED with the ceramic base and a plastic lens	
<b>E.S. Kolodeznyi, M.A. Shvaleva, V.S. Serebryakova, V.E. Bougrov, A.E. Romanov</b>	67
Heat transfer in phosphor layers with different matrices for high-power LEDs	
<b>M.A. Shvaleva, E. Shulga, I. Kink, A.E. Romanov, K.D. Mynbaev, V.E. Bougrov</b>	69
Research of new luminophore material based on sodium silicate solution Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub> for white LEDs	
<b>E. V. Lutsenko, M. V. Rzheutski, V. N. Pavlovskii, G. P. Yablonskii, M. Aljohenii, A. Aljerwii, A. Alyamani</b>	71
Kinetics of active region overheat temperature of InGaN laser diode in pulse operation mode	
<b>A.E. Chernyakov, A.L. Zakheim, K.A. Bulashevich, S.Yu. Karpov</b>	73
Comparison of current spreading and heat transfer in high-power AlInGaN LEDs operating in UV and green spectral ranges	

<b><u>M. V. Rzheutski, E. V. Lutsenko, V. N. Pavlovskii, G. P. Yablonskii, M. Aljohenii, A. Aljerwii, A. Alyamani, C. Mauder, B. Reuters, H. Kalisch, M. Heuker, A. Vescan</u></b>	<b>75</b>
Influence of band tailing on photo- and electroluminescence polarization of m-plane InGaN/GaN quantum well heterostructures	
<b><u>A.V. Sakharov, W.V. Lundin, E.E. Zavarin, A.E. Nikolaev, A.F. Tsatsulnikov, S.O. Usov, N.A. Cherkashin, M.N. Korytov, M.V. Rzheutski, E.V. Lutsenko</u></b>	<b>77</b>
Luminescence peculiarities of InGaN layers and InGaN/GaN superlattices	
<b><u>V.A. Sergeev, I.V. Frolov, A.A. Shirokov</u></b>	<b>79</b>
Diagnostics of green InGaN LED on LF noise	
<b><u>L.M. Kogan, N.A. Galchina, A.L. Gofshstein-Gardt, N.P. Soschin, A.N. Turkin</u></b>	<b>81</b>
Power single chip white light-emitting diode	
<b><u>L.M. Kogan, A.L. Gofshstein-Gardt, A.A. Kolesnikov, A.N. Turkin</u></b>	<b>83</b>
White light-emitting diodes with luminous intensity up to 5000 Cd	
<b><u>O. Medvedev, O. Vyvenko, A. Bondarenko, V. Voronenkov</u></b>	<b>85</b>
Luminescence of freshly-introduced a-screw dislocations in low-ohmic gallium nitride	
<b><u>M.V. Eremenko, M.M. Mezdrogina, V.S. Levitskii, A.Ya. Vinogradov, V.N. Zhmerik, S.N. Rodin</u></b>	<b>87</b>
The effect of the tensions on the boundary in the heterostructure n-ZnO/p-GaN on the electroluminescence spectra	
<b><u>I.A. Aleksandrov, V.G. Mansurov, K.S. Zhuravlev</u></b>	<b>89</b>
Photoluminescence study of energy structure of deep centers in AlN	
<b><u>E. N. Vigdorovich</u></b>	<b>91</b>
Complexation with the doping of gallium nitride transition metals	
<b><u>L.K. Markov, I.P. Smirnova, M.V. Kukushkin, A.S. Pavluchenko, D.A. Zakheim, S.I. Pavlov</u></b>	<b>93</b>
Utilization of two-layer ITO films as a part of transparent and reflective contacts for blue and near-UV LEDs	
<b><u>D.V. Pankin, M.B. Smirnov</u></b>	<b>95</b>
Polar optical phonons in four-layered nitride superlattice Al <sub>0.5</sub> Ga <sub>0.5</sub> N/GaN/Al <sub>0.5</sub> Ga <sub>0.5</sub> N/AlN	
<b><u>V.Yu. Davydov, A.N. Smirnov, E.M. Roginskii, Yu.E. Kitaev, M.B. Smirnov, R.N. Kyutt, M.A. Yagovkina, M.M. Rozhavskaya, E.E. Zavarin, W.V. Lundin and A.F. Tsatsulnikov</u></b>	<b>97</b>
Experimental and theoretical studies of phonon spectrum in short-period AlN/GaN superlattices	
<b><u>S.Yu. Davydov, O.V. Posrednik</u></b>	<b>99</b>
Spontaneous polarization of III-N compounds	
<b><u>I.S. Ezubchenko, I.O. Mayboroda, M.L. Zanaveskin</u></b>	<b>101</b>
Growth and investigation of the heterostructures with thin AlN and Al <sub>x</sub> Ga <sub>1-x</sub> N barrier layers grown by ammonia molecular beam epitaxy	
<b><u>D.M. Krasovitsky, A.L. Dudin, S.V. Kokin, N.I. Katsavets, A.G. Filaretov, V.P. Chaly</u></b>	<b>103</b>
Progress in III-nitride technologies development in "Svetlana-Rost", JSC	
<b><u>D.V. Nechaev, V.V. Ratnikov, N.V. Kuznetsova, S.V. Troshkov, P.N. Brunkov, A.A. Sitnikova, P.S. Kop'ev, V.N. Jmerik, and S.V. Ivanov</u></b>	<b>105</b>
Growth of low-defects AlN and GaN templates on c-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 6H-SiC and Si(111) substrates by plasma-assisted MBE	
<b><u>T.V. Malin, D.S. Milakhin, V.G. Mansurov Yu.G. Galitsyn, A.S. Kozhuhov, V.V. Ratnikov, A.N. Smirnov, V.Ju. Davydov, K.S. Zhuravlev</u></b>	<b>107</b>
Influence of sapphire nitridation and AlN nucleation conditions on morphology of surface and crystal quality of AlN epitaxial layers prepared by ammonia MBE	

<b>V.G. Mansurov, T.V. Malin, Yu.G. Galitsyn, K.S. Zhuravlev</b>	<b>109</b>
Graphene-like AlN layer formation on (111)Si surface by ammonia MBE	
<b>Yu.V. Grishchenko, I.S. Ezubchenko, M.L. Zanaveskin, I.O. Mayboroda</b>	<b>111</b>
Effect of AlN and AlGaN initial layers morphology in HEMT structures on buffer leakage	
<b>B. Foltynski, A. Boyd, T. Korst, J. Lindner, M. Deufel, M. Heuken</b>	<b>113</b>
GaN based nanostructures created by metal organic vapour phase epitaxy	
<b>W.V. Lundin<sup>a</sup>, E.E. Zavarin, M.G. Popov, A.V. Sakharov, A. F. Tsatsulnikov, E.V. Yakovlev, D.S. Bazarevskiy, R.A.Talalaev</b>	<b>115</b>
MOVPE of III-N heterostructures: how technology should influence business	
<b>A.A. Arendarenko, I. Ermoshin, V. Oreshkin, Yu. Sveshnikov, I. Tsyplyakov</b>	<b>117</b>
Influence of process gases purity on growth and characteristics of AlGaN/GaN heteroepitaxial structures grown by MOCVD	
<b>A.S. Segal, E.V. Yakovlev, S.Yu. Karpov, M.E. Rudinsky, A.V. Lobanova, R.A. Talalaev</b>	<b>119</b>
Control of stress and composition profile in InGaN-based device heterostructures	
<b>V.G. Dubrovskii</b>	<b>121</b>
Synthesis of gallium nitride nanowires and heterostructures: MBE versus MOCVD	
<b>M.M. Rozhavskaya, W.V. Lundin, S.I. Troshkov, A.A. Vasilyev, V.Yu. Davydov, S.O.Usov, E.Yu. Lundina, D.A. Kirilenko, A.F. Tsatsulnikov, V.G. Dubrovskii</b>	<b>123</b>
Synthesis of GaN microwires and nanowires with exceptional growth rate	
<b>M.E. Rudinsky, A.V. Lobanova, E.V. Yakovlev, M.S. Ramm, R.A. Talalaev</b>	<b>125</b>
Control of stress and dislocation density in GaN-on-Si technology	
<b>Yu.V. Fedorov</b>	<b>127</b>
Nitride HEMTs vs arsenides: the ultimate battle?	
<b>A.F. Tsatsulnikov, W.V. Lundin, E.E. Zavarin, A.V. Sakharov, N.K. Travin, O.V. Venediktor, V.P. Ivanova, Ya.M. Parnes, V.E. Zemliakov, V.V. Volkov, M.A. Yagovkina, V.N. Vyuginov, V.R. Tihomirov, M.N. Mizerov</b>	<b>129</b>
Growth of AlGaN/GaN HEMT heterostructures on SiC wafers made in Russia	
<b>L.E. Velikovskiy, P.E. Sim, J.N. Polivanova, D.A. Shishkin, V.V. Lundin, E.E. Zavarin, A.F. Tsatsulnikov</b>	<b>131</b>
Development of high power L-S-C-band GaN transistors	
<b>Yu.V. Grishchenko, I.S. Ezubchenko, Yu.V. Fedorov, I.O. Mayboroda, M.L. Zanaveskin</b>	<b>133</b>
R&D of gallium nitride heterostructures based electronics in NRC "Kurchatov institute"	
<b>A.N. Alexeev, D.M. Krasovitsky, S.I. Petrov, V.P. Chaly, V.V. Mamaev, V.G. Sidorov</b>	<b>134</b>
Peculiarities of ammonia and plasma-assisted MBE for III-N HEMT heterostructures growth	
<b>N.A. Andrianov, E.V. Voznyuk, S.V. Kokin</b>	<b>136</b>
Influence of N2 plasma on AlGaN/GaN HEMT characteristics	
<b>Yu.V. Fedorov, D.L. Gnatyuk, A.S. Bugaev, O.S. Matveenko, R.R. Galiev, A.V. Zuev</b>	<b>137</b>
Development of multipurpose AlGaN/GaN Ka and V-band transmit/receive MMICs and their manufacture technology	
<b>M.N. Kondakov, S.V. Chernykh, N.B. Gladysheva, A.V. Chernykh, A.A. Dorofeev, S.I. Didenko, K.D. Shcherbachov</b>	<b>139</b>
Investigation of Mo/Al/Mo/Au ohmic contacts to AlGaN/GaN heterostructures	

<b>G. Atmaca, T. Malin, E. Kutlu, S. Ardali, P. Narin, V. Mansurov, B. Sarikavak-Lisesivdin, S.B. Lisesivdin, E. Tiras, K. Zhuravlev</b>	141
The effect of <i>in-situ</i> Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> passivation on hot electron energy relaxation rates in AlGaN/GaN heterostructures	
<b>S.V. Mikhaylovich, R.R. Galiev, Yu.V. Fedorov, M.Yu. Scherbakova</b>	143
Development of dual-gate AlGaN/GaN HEMT technology for mm-wave band	
<b>N.B. Gladisheva, M.E. Gusev, Y.V. Kolkovsky, Y.A. Kontsovoy, A.G. Mordovskiy, E.F. Pevtsov</b>	145
Investgation of the AlGaN/GaN heterolayers yellow photoluminescence	
<b>S.V. Tarasov, A.N. Tsotsorin, V.I. Dikarev, V.A. Kozhevnikov, D.M. Krasovitsky, S.V. Kokin, O.I. Tokmakov, V.P. Chaly</b>	147
The research of electrophysics parameters of GaN crystals domestically produced	
<b>R.N. Kyutti, D.A. Ivanov</b>	149
Dislocation structure of epitaxial layers III-nitrides on the basis of analysis of the diffraction peak shape	
<b>I.A. Belogorohov, A.A. Donskov, T.G. Yugova, L.I. Belogorohova</b>	151
Phonon modes in semiconductor films based on GaN	
<b>E.A. Shevchenko, D.V. Nechaev, V.N. Jmerik, T.V. Shubina, S.V. Ivanov, S. Rouvimov, G. Pozina, J. P. Bergman, B. Monemar, A.A. Toropov</b>	153
Recombination dynamics in Al <sub>x</sub> Ga <sub>1-x</sub> N quantum well heterostructures with aluminium content in the range of 0.6<x<0.8	
<b>M.G. Popov, W.V. Lundin, E.E. Zavarin, A.V. Sakharov, I.P. Smirnova, M.M. Kulagina, A. F. Tsatsulnikov</b>	155
Selective area MOVPE of n <sup>+</sup> GaN and AlGaN contact regions	
<b>E.E. Zavarin, W.V. Lundin, M.G. Popov, A.V. Sakharov, P.N. Brunkov, M.A. Yagovkina, A. F. Tsatsulnikov</b>	157
AlGaN/AlN SLs fabricated by conversion technique	
<b>A.V. Lutzau, E.M. Temper, K.L. Enisherlova</b>	159
Single-crystal X-ray diffractometry in technology of the AlGaN/GaN HEMT-transistors	
<b>P.S. Vergeles, E.B. Yakimov</b>	161
Dislocation motion in GaN stimulated by electron beam of SEM	
<b>Yu.V. Fedorov, S.V. Mikhaylovich</b>	163
Analysis of constructive-technological requirements to design power amplifiers on nitride heterostructures	
<b>K.S. Zhuravlev, N.N. Novikova, E.A. Vinogradov, V.A. Yakovlev, T.V. Malin, V.G. Mansurov</b>	165
Surface polariton spectroscopy of nitridated sapphire substrates and aluminum nitride films on them	
<b>V.A. Shalygin, G.A. Melentyev, M.D. Moldavskaya, L.E. Vorobjev</b>	167
Surface plasmon polaritons in gallium nitride	
<b>A.V. Butashin, A. E. Muslimov, P.A. Prosekov, A.M. Ismailov, E.A. Vovk, V. M. Kanevsky</b>	169
Growth of the crystalline ZnO films on the nitridated (0001) surface sapphire	
<b>V.G. Mansurov, T.V. Malin, Yu.G. Galitsyn, K.S. Zhuravlev</b>	171
Kinetics of (111)Si nitridation under ammonia flux	
<b>D.L. Gnatyuk, O.S. Matveenko</b>	173
Research of small signal S-parameters of passive AlGaN/GaN test elements in the range up to 110 GHz	

<b><i>Yu.V. Fedorov, D.L. Gnatyuk, R.R. Galiev, M.Yu. Sherbakova, A.Yu. Pavlov, S.V. Mikhaylovich</i></b> W-band PA MMICs on AlGaN/AlN/GaN/SiC HEMTs	<b>175</b>
<b><i>A.V. Sachenko, A.E. Belyaev, N.S. Boltovets, P.N. Brunkov, A.I. Gudymenko, V.N. Jmerik, S.V. Ivanov, V.P. Klad'ko, R.V. Konakova, P.N. Romanets, P.O. Saj, N.V. Safryuk, V.V. Shynkarenko</i></b> Ohmic contacts to heavy doped n <sup>+</sup> -InN films	177
<b><i>E.V. Erofeev, V.A. Kagadei, A.I. Kazimirov, I.V. Fedin</i></b> Fabrication of high current normally-off GaN heterostructures based transistors to develop the high energy efficient conversion technics	179
<b><i>S.S. Khludkov, I.A. Prudaev, O.P. Tolbanov</i></b> Magnetic properties of III-nitrides	181
<b><i>P.A. Averichkin, A.A. Donskov, M.P. Duhnovskii, V. S. Ezhlov, S.N. Knyazev, Yu.P. Kozlova, T.G. Yugova</i></b> Buffer carbidsiliconoxide films on semiconductor and dielectric substrates for gallium nitride layers epitaxy	183
<b><i>Sh.M. Ramazanov, D.S. Dallaeva, G.M. Ramazanov, R. M. Emirov, N.M. Alikhanov</i></b> Hybrid substrates of silicon carbide on silicon for epitaxy of group III nitrides	185
<b><i>V.N. Bessolov, Y.V. Zhilyaev, A.E. Kalmikov, E.V. Konenkova, S.A. Kukushkin, A.B. Myasoedov, L.M. Sorokin, S.N. Rodin, M.P. Scheglov</i></b> Semipolar GaN on Si(100): the role of SiC and AlN buffer layers	187
<b><i>A.M. Ismailov, S.M. Gamataev, L.L. Emiraslanova, A.I. Aliev, M.R. Rabadanov</i></b> Epitaxial structure ZnO/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : synthesis, structure, morphology	189
<b><i>K.L. Enisherlova, T.F. Rusak, V.I. Korneev</i></b> Influence of the SiC substrates quality on structural perfection and electrical parameters of the AlGaN/GaN layers	191
<b><i>E. V. Lutsenko, M. V. Rzheutski, V. N. Pavlovskii, G. P. Yablonskii, M. Aljohenii, A. Aljerwii, A. Alyamani, C. Mauder, B. Reuters, H. Kalisch, M. Heukens, A. Vescan</i></b> Optical and structural properties of GaN epitaxial layers on LiAlO <sub>2</sub> substrates and their correlation with basal plane stacking faults	193
<b><i>V.G. Goriachev, K.L. Enisherlova, S.A. Kapilin</i></b> Irradiation influence on parameters of the AlGaN/GaN heterostructures	195
<b><i>V.I. Oleshko, S.G. Gorina</i></b> Morphology of InGaN/GaN heterostructures damage under high-current electron beam action	197
<b><i>A.V. Gradoboev, D.D. Karimbaev, I.A. Asanov</i></b> Influence of construction materials for InGaN LEDs resistance to gamma-irradiation	199
<b><i>A.A. Lebedev, S.V. Belov, M.G. Mynbayeva, A.M. Strel'chuk, E.V. Bogdanova, Yu.N. Makarov, A.S. Usikov, S. Yu. Kurin, I.S. Barash, A.D. Roenkov, V.V. Kozlovski</i></b> Radiation hardness of HVPE-GaN schottky diodes	201
<b><i>N.A. Torkhov, V.G. Bozhcov, A.V. Gradoboev</i></b> Effect of gamma-irradiation on static characteristics of the Ni-GaN schottky barrier contacts	203
<b><i>P.S. Vergeles, E.B. Yakimov</i></b> Effect of LEEBI of InGaN/GaN heterostructures: strain relaxation in quantum wells?	205

## Научная литература

НИТРИДЫ ГАЛЛИЯ, ИНДИЯ И АЛЮМИНИЯ – СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ

Тезисы докладов 10-й Всероссийской конференции

Редакторы А.В.Сахаров, В.Г.Сидоров

Налоговая льгота – Общероссийский классификатор продукции ОК 005-93, т.2; 953004 – научная и производственная литература

Подписано в печать 26.02.2015 Формат 70 x 100 /16

Усл.печ.л.

Тираж 130 экз. Зак.

Отпечатано с готового оригинал-макета, предоставленного оргкомитетом конференции,  
в Типографии Издательства СПбГПУ.

195251, Санкт-Петербург, Политехническая 29