МГУ им. М.В.Ломоносова

Физический факультет

НИТРИДЫ ГАЛЛИЯ, ИНДИЯ И АЛЮМИНИЯ – СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ

Тезисы докладов

5-й Всероссийской конференции

31 января–2 февраля 2007 года
Москва

Санкт-Петербург
2007

МГУ им. М.В.Ломоносова, Физический Факультет
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН

При поддержке
Российского Фонда Фундаментальных Исследований,
AIXTRON
VEECO
LayTec
TDI Inc
«ИНТЕК Электроникс»
«Светлана-Оптоэлектроника»
«Научное и технологическое оборудование»

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ:

П.К. К.Кашкаров, председатель	МГУ им. М.В.Ломоносова
А.Э.Юнович, зам. председателя	МГУ им. М.В.Ломоносова,
П.С.Копьев, зам. председателя	ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН
А.Н.Туркин, секретарь	МГУ им. М.В.Ломоносова
В.В.Лундин, секретарь	ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН
А.А.Арендаренко	«Элма-Малахит»
В.Н.Данилин	ГУП "Пульсар"
П.В.Иванников	МГУ им. М.В.Ломоносова
А.Ф.Иванов	РФЯЦ – ВНИИТФ
А.Ю.Игнатов	ЗАО «Монокристалл»
Г.В.Иткинсон	“Светлана -Оптоэлектроника”
А.Н.Ковалев	МИСиС
В.Г.Мокеров	ИСВЧПЭ РАН
А.Е.Николаев	ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН
М.А.Ормонт	МГУ им. М.В.Ломоносова
В.Г.Сидоров	СПбГТУ
П.А.Форш	МГУ им. М.В.Ломоносова
М.В.Чукичев	МГУ им. М.В.Ломоносова
В.П.Чалый	«Научное и технологическое оборудование»

ПРОГРАМНЫЙ КОМИТЕТ:

А.Э.Юнович, председатель	МГУ им. М.В.Ломоносова,
П.С.Копьев, зам. председателя	ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН
А.В.Сахаров, секретарь	ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН
Л.М.Коган	НПЦ «Оптэл»
В.В.Лундин	ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН
Ю.Н.Макаров	«Нитридные кристаллы»
Ф.И.Маняхин	МИСИС
М.Г.Мильвидский	ГИРЕДМЕТ
О.П. Пчеляков	ИФП СО РАН
В.Г.Сидоров	СПбГТУ
С.Ю.Шаповал	ИФТТ РАН

© Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, 2007

ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ НИТРИДНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ В РОССИИ И В МИРЕ **8**
А.Э.Юнович

ЭПИТАКСИЯ И ОБЪЕМНЫЙ РОСТ

CVD TECHNOLOGY AND PRODUCTION FOR SOLID STATE LIGHTING **10**
F. Schulte, B. Schineller, M. Heuken

ON THE PHYSICS OF OPTICAL IN-SITU MONITORING OF MOVPE GROWTH PROCESSES FOR STATE-OF-THE-ART III-NITRIDE DEVICES **12**
E. Steimetz, F. Brunner, T. Schenk, T. Trepk, and J.-T. Zettler

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ВЫРАЩИВАНИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ III-N СТРУКТУР НА SiC ПОДЛОЖКАХ ДЛЯ СИНИХ СВЕТОДИОДОВ МЕТОДОМ MOCVD **14**
В.В.Лундин, А.Е.Николаев, Е.Е.Заварин, М.А.Синицын, А.В.Сахаров, С.О.Усов, А.Ф.Цацульников

ВЛИЯНИЕ ПАРАЗИТНЫХ РЕАКЦИЙ НА МОС–ГИДРИДНОЕ ОСАЖДЕНИЕ AlGaN **18**
А.В. Лобанова, Е.В. Яковлев, Р.А. Талалаев

МОДЕЛЬ ЛЕГИРОВАНИЯ p-ТИПА ПРИ МОС-ГИДРИДНОЙ ЭПИТАКСИИ GaN **20**
Е.В. Яковлев, С.Ю. Карпов, Р.А. Талалаев

НЕПОЛЯРНЫЕ a-(In)GaN ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ **22**
Е.Е.Заварин, В.В.Лундин, М.А.Синицын, А.Е.Николаев, А.В.Сахаров, Д.С.Сизов, М.М.Кулагина, А.Ф.Цацульников

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ РОСТА СОЕДИНЕНИЙ В СИСТЕМЕ AlN-GaN АММИАЧНОЙ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИЕЙ **24**
А.Н. Алексеев, А.Э. Бырназ, Д.М. Красовицкий, М.В. Павленко, С.И. Петров, И.А. Соколов, М.А. Соколов, А.П. Шкурко, В.П. Чалый

InGaN QW С ВЫСОКОЙ ИНТЕНСИВНОСТЬЮ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В ДИАПАЗОНЕ 490-630 нм, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ МПЭ НА c-Al_2O_3 **26**
С.В. Иванов, В.Н. Жмерик, Т.В. Шубина, С.В. Листошин, А.М. Мизеров, А.А. Ситникова, П.С. Копьев

ОСОБЕННОСТИ РОСТА СЛОЕВ AlGaN МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИИ С ПЛАЗМЕННОЙ АКТИВАЦИЕЙ АЗОТА **28**
А.Н. Семенов, В.Н. Жмерик, А.М Мизеров, С.В. Иванов

МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВАЯ ЭПИТАКСИЯ С ПЛАЗМЕННОЙ АКТИВАЦИЕЙ AlGaN-ГЕТЕРОСТРУКТУР ДЛЯ УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ДИАПАЗОНА **30**
Жмерик В.Н., Семенов А.В., Мизеров А.М., Шубина Т.В., Торопов А.А., Листошин В.Б., Сахаров А.В., Заморянская М.В., Копьев П.С., Иванов С.В.

ВЫРАЩИВАНИЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ GaN ХЛОРИД-ГИДРИДНЫМ МЕТОДОМ **33**
А.В. Говорков, Л.И. Дьяконов, Ю.П. Козлова, А.В. Марков, М.В. Меженный, А.Я. Поляков, В.Ф. Павлов, Н.Б. Смирнов, Т.Г. Югова

ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ СЛОИ GaN НА Si(111) ПОДЛОЖКЕ: СТРУКТУРНЫЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. **35**
В.Н.Бессолов, В.Ю.Давыдов, Ю.В.Жиляев, Е.В.Коненкова, Н.К.Полетаев, С.Д.Раевский, С.Н. Родин, С.Л.Смирнов, Ш.Шарофидинов, М.П.Щеглов, H.S. Park и M. Koike

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ КРУПНЫХ КРИСТАЛЛОВ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ **37**
О.В.Авдеев, И.С.Бараш, Т.Ю.Чемекова, Е.Н.Мохов,А.Д.Роенков, А.С.Сегаль, Ю.А.Водаков, Ю.Н.Макаров

ПРИБОРЫ И УСТРОЙСТВА НА ОСНОВЕ III-N: ТЕХНОЛОГИЯ И СВОЙСТВА

СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ДЛЯ ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ И МИКРОЭЛЕКТРОНИКИ **39**
А.Ф. Цацульников, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.В. Сахаров, Д.С. Сизов, М.А. Синицын

МАЛОШУМЯЩИЕ AlGaN/GaN HEMT **40**
Аболдуев И.М., Гладышева Н.Б., Дорофеев А.А., Миннебаев В.М., Чернявский А.А

МОЩНЫЙ ПОЛЕВОЙ СВЧ ТРАНЗИСТОР НА МНОГОСЛОЙНОЙ ГЕТЕРОСТРУКТУРЕ AlN/AlGaN/GaN/AlGaN **42**
А.Н. Алексеев, С.Б. Александров, Д.Е.Беляевский, Л.Э.Великовский, В.Е.Земляков, Д.М.Красовицкий, В.А.Красник, С.И.Петров, М.Ю.Погорельский, В.А.Разумная, А.М.Темнов, А.Г. Ткаченко, В.П.Чалый

ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР AlN/AlGaN/GaN/AlGaN С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ ДЛЯ МОЩНЫХ ПОЛЕВЫХ СВЧ- ТРАНЗИСТОРОВ **44**
А.Н. Алексеев, С.Б. Александров, А.Э. Бырназ, Л.Э. Великовский, И.Э. Великовский, Д.М. Красовицкий, М.В. Павленко, С.И. Петров, М.Ю. Погорельский, Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, М.А. Соколов, М.В. Степанов, А.Г. Ткаченко, А.П. Шкурко, В.П. Чалый

ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ InGaAlN ДЛЯ HEMT-ТРАНЗИСТОРОВ **46**
А.В.Сахаров, В.В. Лундин, Е.Е.Заварин, М.А.Синицин, А.Ф.Цацульников

НОВОЕ ПОКОЛЕНИЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПРИБОРОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛМАЗНЫХ ПЛЁНОК И ПЛАСТИН **48**
А.А. Арендаренко, А.Г. Васильев, В.Н. Данилин, Т.А. Жукова, В.И. Конов, В.Г. Ральченко, А.В. Петров, Ю.В.Колковский, А.Л.Филатов

КОРПУС СВЧ GaN ТРАНЗИСТОРА **50**
В.А. Сидоров

ИЗМЕРЕНИЯ ОПТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СВЕТОДИОДОВ **52**
Р.И. Столяревская

ПРОБЛЕМЫ МЕТРОЛОГИЧЕСКОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ОПТИЧЕСКИХ ИЗМЕРЕНИЙ СВЕТОДИОДОВ **55**
Л. С. Ловинский

МОЩНЫЕ СВЕТОДИОДЫ БЕЛОГО СВЕЧЕНИЯ С СВЕТОВЫМ ПОТОКОМ ДО 300 лм И СВЕТОВОЙ ОТДАЧЕЙ ДО 70 лм/Вт **57**
Коган Л.М., Гальчина Н.А., Рассохин И.Т., Сощин Н.П.

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РАЗЛИЧНЫХ КЛАССОВ ФОТОЛЮМИНОФОРОВ ДЛЯ БЕЛЫХ СИД **59**
Н.П. Сощин

ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫЕ ТРОЙНЫЕ ФОСФОРЫ ДЛЯ БЕЛЫХ СВЕТОДИОДОВ **61**
Р.Б. Джаббаров, А.Э. Юнович, Н.Н. Мусаева, Б.Г. Тагиев, О.Б. Тагиев

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТРАЖАЮЩИХ КОНТАКТОВ В ФЛИП-ЧИП СВЕТОДИОДАХ БОЛЬШОЙ МОЩНОСТИ НА ОСНОВЕ AlGaInN **63**
И. П. Смирнова, Д. А. Закгейм, М. М. Кулагина, Е. М. Аракчеева

ЭФФЕКТИВНОСТЬ БЕЛЫХ СВЕТОДИОДОВ **65**
А. Феопёнтов, А. Богданов

ОПТИМИЗАЦИЯ ИЗЛУЧАТЕЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЕТЕРОСТРУКТУР GaAlN-p/GaInN/n-GaN по ВАХ **67**
Е.Н.Вигдорович, Ю.Н. Свешников

ЗАВИСИМОСТЬ ДЛИНЫ ВОЛНЫ ИЗЛУЧЕНИЯ ОТ ТОЛЩИНЫ СЛОЯ InGaN В КВАНТОВЫХ ЯМАХ **68**
Ермошин И.Г., Свешников Ю.Н. Харламов Р.В.

СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ КВАНТОВОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ СВЕТОДИОДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР AlInGaN НА ВЫСОКИХ ПЛОТНОСТЯХ ТОКА НАКАЧКИ **69**
Д. А. Закгейм, А.С. Павлюченко, В.В. Лундин

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БАРЬЕРА С ГРАДИЕНТОМ СОСТАВА ДЛЯ ПОДАВЛЕНИЯ УТЕЧКИ НОСИТЕЛЕЙ ИЗ АКТИВНОЙ ОБЛАСТИ СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ ГЕТЕРОСТРУКТУР **71**
К. А. Булашевич, С. Ю. Карпов, Р. А. Сурис

МЕТОД КОНТРОЛЯ ПОТЕНЦИАЛЬНОЙ СТЕПЕНИ ДЕГРАДАЦИИ ХАРАКТЕРИСТИК СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ AlGaInN. **73**
Никифоров С.Г., Сушков В.П.

НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕГРАДАЦИИ СИНИХ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ InGaN/GaN **75**
С.А.Бельник, Е.Д.Васильева, Д.В.Давыдов, А.Л.Закгейм, Д.А.Лавринович, Ф.М.Снегов, А.Е.Черняков, Н.М.Шмидт

ЭВОЛЮЦИЯ ПРОФИЛЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В MQW InGaN/GaN В ПРОЦЕССЕ ДЕГРАДАЦИИ СИНИХ СВЕТОДИОДОВ **77**
М.Г.Агапов, Е.В.Богданова, Д.В.Давыдов, А.Л.Закгейм, Д.А. Лавринович, Ф.М.Снегов, А.Е.Черняков, Н.М.Шмидт

ДИНАМИКА ИЗЛУЧАТЕЛЬНОЙ И БЕЗЫЗЛУЧАТЕЛЬНОЙ РЕКОМБИНАЦИИ СИНИХ СВЕТОДИОДОВ **79**
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

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ InGaN СВЕТОДИОДОВ **81**
О.И. Рабинович, В.П. Сушков, А.В. Шишов

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ КВАНТОВОГО ВЫХОДА InGaN и AlGaInP СВЕТОДИОДОВ ОТ ПЛОТНОСТИ ТОКА **83**
А.Л. Архипов,В.С. Абрамов, В.П. Сушков, А.В. Шишов, А.Н.Туркин[3]

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПРОТЕКАНИЯ ТОКА В КОМПЕНСИРОВАННОМ СЛОЕ СВЕТОДИОДНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ШИРОКОЗОННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ **85**
Ф.И. Маняхин

АНАЛИЗ ФОРМЫ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ФРОНТА СПЕКТРОВ ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ (ЭЛ) СВЕТОДИОДОВ С ОДИНОЧНОЙ InGaN КВАНТОВОЙ ЯМОЙ **87**
Д.С. Доманевский, В.А. Вилькоцкий, Ю.В. Трофимов, Б.Г. Арнаудов, Р.Д. Каканаков, С.А. Манего

АНАЛИЗ СПЕКТРОВ ИЗЛУЧЕНИЯ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ СИНИХ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ p-n-ГЕТЕРОСТРУКТУР InGaN/AlGaN/GaN **89**
М.Л.Бадгутдинов, С.С.Широков, А.Э.Юнович, М.Г.Агапов, Д.В.Давыдов, Д.А.Лавринович, Ф.М.Снегов

ТЕМПЕРАТУРА НАГРЕВА АКТИВНОЙ ОБЛАСТИ МОЩНЫХ InGaN/GaN СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ ДИОДОВ, ИЗМЕРЕНИЕ ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫМИ МЕТОДАМИ **91**
А.В. Данильчик, Е.В. Луценко, В.Н. Павловский, Н.В. Ржеуцкий, К.А. Осипов, Г.П. Яблонский

ТЕПЛОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГОЛУБЫХ InGaN/GaN СВЕТОДИОДОВ **93**
Ю.А. Бумай, О.С. Васьков, Д.С. Доманевский

АНАЛИЗ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В СВЕТОДИОДНЫХ МОДУЛЯХ **95**
Ю.В. Трофимов, С.Ю. Никитин, В.И. Цвирко, В.К. Сивенков, С.И. Лишик, О.Я. Тихоненко

СВЕТОДИОДНЫЕ ОСВЕТИТЕЛЬНЫЕ И СИГНАЛЬНЫЕ УСТРОЙСТВА ДЛЯ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ И СИСТЕМ БЕЗОПАСНОСТИ ДОРОЖНОГО ДВИЖЕНИЯ **97**
Трофимов Ю.В., Поседько В.С., Лишик С.И., Цвирко В.И., Паутино А.А.

СВЕТОДИОДНЫЕ МОДУЛИ, ЛИНЕЙКА И ЛАМПЫ БЕЛОГО СВЕЧЕНИЯ **99**
Коган Л.М., Пузачев Г.В., Рассохин И.Т., Якубовский С.Д.

О МЕТОДАХ И ПРОГРАММАХ РАСЧЁТОВ ОСВЕЩЁННОСТЕЙ РАБОЧИХ МЕСТ ОТ СВЕТОДИОДНЫХ МОДУЛЕЙ **101**
Э.М. Гутцайт

СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ И ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ III-N

ОПТИЧЕСКИ НАКАЧИВАЕМЫЕ ЛАЗЕРЫ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ, ВЫРАЩЕННЫЕ НА КРЕМНИЕВЫХ ПОДЛОЖКАХ **103**
Е. В. Луценко

ЭЛЕКТРООТРАЖЕНИЕ В p-n- ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ НА ОСНОВЕ InGaN/GaN/AlGaN **105**
Авакянц Л.П., Бадгутдинов М.Л., Боков П.Ю., Червяков А.В., Широков С.С., Юнович А.Э.

ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУР С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ НА ОСНОВЕ InGaN/GaN В РАСТРОВОМ ЭЛЕКТРОННОМ МИКРОСКОПЕ В РЕЖИМЕ НАВЕДЕННОГО ТОКА **107**
Е.Б. Якимов, Н.М. Шмидт

«ДВУРЕЗОНАНСНЫЙ» ГИСТЕРЕЗИС ТУННЕЛЬНОГО ТОКА В ГЕТЕРОСТРУКТУРАХw-GaN/AlGaN(0001) **109**
А.Н.Разжувалов, С.Н.Гриняев

OPTICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF AlGaN/GaN HETEROSTRUCTURES GROWN ON SILICON AND SAPPHIRE SUBSTRATES BY MOVPE **111**
N. V. Rzheutski, A. L. Gurskii, E. V. Lutsenko, V. N. Pavlovskii, G. P. Yablonskii, A. S. Shulenkov, A. I. Stognii, M. Heuken, B. Schineller, H. Kalisch, R. H. Jansen

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ СО СВЕТЛЫМ КОНТРАСТОМ В РЕЖИМЕ НАВЕДЕННОГО ТОКА В СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУРАХ InGaN/GaN **113**
П.С. Вергелес, Н.М. Шмидт, Е.Б. Якимов

LIGHT-INDUCED DIFFRACTION KINETICS AND PHOTOLUMINESCENCE IN EPITAXIAL GaN GROWN ON SAPPHIRE SUBSTRATES **115**
V. N. Pavlovskii, E. V. Lutsenko, A. V. Danilchyk, G. P. Yablonskii, T. Malinauskas, R. Aleksiejūnas, K. Jarašiūnas, H. Kalisch, R. H. Jansen, B. Schineller, M. Heuken

ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ GaN, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ ХЛОРИД-ГИДРИДНОЙ ЭПИТАКСИИ, МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИМИ И РЕНТГЕНОВСКИМИ МЕТОДАМИ **117**
Л.И.Дьяконов, Ю.П.Козлова, А.В.Марков, М.В.Меженный, В.Ф.Павлов, Т.Г.Югова

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКООМНЫХ СЛОЕВ GaN(Fe), ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИИ **119**
А.Я Поляков, Н.Б Смирнов, А.В.Говорков, А.В.Марков, А.М.Dabiran, A.M.Wowchak, P.P.Chow

ПРИМЕСИ И ДЕФЕКТЫ С ГЛУБОКИМИ УРОВНЯМИ В НИТРИДАХ ЭЛЕМЕНТОВ III ГРУППЫ И В ПРИБОРНЫХ СТРУКТУРАХ НА ИХ ОСНОВЕ **120**
А.Я. Поляков, Н.Б. Смирнов, А.В. Говорков, М.Г. Мильвидский

РАДИАЦИОННОЕ ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В НИТРИДЕ ГАЛЛИЯ: ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОВЕРШЕНСТВА ИСХОДНЫХ КРИСТАЛЛОВ **121**
А.Я.Поляков,Н.Б.Смирнов,А.В.Говорков,А.В.Марков, Т.Г.Югова, Н.Г.Колин, Д.И.Меркурисов, В.М.Бойко, In-Hwan Lee, S.J.Pearton, В.Т.Бублик, К.Д.Щербачев, М.И.Воронова

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $In_xGa_{1-x}N$ **123**
Т.А. Комиссарова, Н.Н. Матросов, Л.И. Рябова, Д.Р. Хохлов, В.Н. Жмерик, С.В. Иванов

ДИНАМИКА РЕШЕТКИ И РАМАНОВСКИЕ СПЕКТРЫ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ InGaN **125**
А.Н. Смирнов, В.Ю. Давыдов, И.Н. Гончарук, М.А. Яговкина, Е.Е. Заварин, М.А. Синицин, М.Б. Смирнов

НАКОПЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В МПЭ СЛОЯХ GaN ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ ЭРБИЯ **127**
Н.А. Соболев, В.И. Сахаров, И.Т. Серенков

СЕНСИБИЛИЗАЦИЯ ИЗЛУЧЕНИЯ И МЕХАНИЗМЫ МИГРАЦИИ ЭЛЕКТРОННЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ В КВАНТОВЫХ ЯМАХ InGaN/GaN, ЛЕГИРОВАННЫХ Eu **129**
В.В. Криволапчук, М.М. Мездрогина, В.В. Лундин

ВИДИМОЕ И ДЛИННОВОЛНОВОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ В КРИСТАЛЛАХ GaN, ЛЕГИРОВАННЫХ Eu И ДОПОЛНИТЕЛЬНО ВВЕДЕННОЙ ПРИМЕСЬЮ Zn **131**
М.М.Мездрогина, В.В.Криволапчук, В.Н.Петров, Ю.В.Кожанова, Э.Ю.Даниловский, Р.В Кузьмин

ВЛИЯНИЕ МИГРАЦИИ ВОЗБУЖДЕНИЯ И ЗАХВАТА НОСИТЕЛЕЙ НА ОСОБЕННОСТИ ИЗЛУЧЕНИЯ В ВЮРЦИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ GaN, ЛЕГИРОВАННЫХ Eu, Er **133**
М.М.Мездрогина, В.В.Криволапчук, Ю.В.Кожанова,. В.Н. Петров, С.Н. Родин, А.Е. Черенков

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ВЫСОКОСОСТАВНЫХ InGaN НАНОВКЛЮЧЕНИЙ В МАТРИЦЕ AlGaN . **135**
В.С. Сизов, А. Ф. Цацульников, В. В. Лундин.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ СПЕКТРОВ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК InGaN **137**
С.О. Усов, А.Ф. Цацульников, В.В. Лундин, А.В. Сахаров, Е.Е. Заварин, Е.М. Аракчеева, Н.Н. Леденцов

НЕСТАНДАРТНЫЕ III-N СТРУКТУРЫ И РОДСТВЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ГИБРИДНЫЕ II-O/III-N СВЕТОДИОДЫ: СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И АНАЛИЗ ФИЗИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМОВ РАБОТЫ **139**
К. А. Булашевич, И. Ю. Евстратов, С. Ю. Карпов

МОДЕЛИ ПРОВОДИМОСТИ, ЭФФЕКТА УСИЛЕНИЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИТРИДА АЛЮМИНИЯ В КАРБИДЕ КРЕМНИЯ – $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ **143**
Алтухов В.И., Билалов Б.А., Казаров Б.А., Сафаралиев Г.К.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РОСТА МОНОКРИСТАЛЛОВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ КАРБИДА КРЕМНИЯ С НИТРИДОМ АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ СУБЛИМАЦИИ **145**
Б.А. Билалов, Г.Д. Кардашова, М.А. Гитикчиев, Я.А. Алимагомедов

ЭФФЕКТ ТРАНСФОРМАЦИИ ПОЛИТИПОВ(β-SiC)-(α-SiC) ПРИ КАРБОНИЗАЦИИ Si(111) ПОДЛОЖКИ **147**
М.Е.Компан, С.А.Кукушкин, А.В.Осипов, И.Г.Аксянов,В.Н.Бессолов, Е.В.Коненкова, С.К.Гордеев, С.Б.Корчагина

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И ПАРАМЕТРЫ ПЛЕНОК ZnO **149**
М.М. Мездрогина, В.В. Криволапчук, Э.Ю. Даниловский, Р.В. Кузьмин

ФОМИРОВАНИЕ РЕГУЛЯРНЫХ НАНОСТРУКТУР НОВОГО ТИПА – “НАНОСОТЫ“ НА ПОВЕРХНОСТИ n-GaN(0001) **151**
Г.В. Бенеманская, В.С. Вихнин, М.Н. Лапушкин, Н.М. Шмидт

ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ 2D АККУМУЛЯЦИОННЫХ СЛОЕВ Cs, Ba/n-GaN(0001) ИНТЕРФЕЙСОВ **153**
Г.В. Бенеманская, М.Н. Лапушкин, С.Н. Тимошнев

ОПЫТ СОЗДАНИЯ, ЗАПУСКА И ЭКСПЛУАТАЦИИ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЭПИТАКСИИ НИТРИДОВ III ГРУППЫ В РОССИИ

ОТ ЗАДАЧ НИТРИДНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ К ВОЗМОЖНОСТЯМ ОБОРУДОВАНИЯ **155**
А.Н. Алексеев, Л.А. Великовский, Ю.В. Погорельский, А.Г. Филаретов, В.П. Чалый

ОСОБЕННОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИИ МЛЭ-СИСТЕМ ПРИ РОСТЕ ПЛЕНОК GaN В ПОТОКЕ АММИАКА **157**
В.В. Преображенский, М.А. Путято, Б.Р. Семягин, А.В. Васев, В.Г. Мансуров, К.С. Журавлев, А.И. Торопов, О.П. Пчеляков

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УСТАНОВКИ D-180 (VEECO) ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ InGaN/GaN СТРУКТУР ДЛЯ СИД **159**
Ю.Н. Свешников, Р.В. Харламов, И.Н. Цыпленков

СОЗДАНИЕ УСТАНОВКИ ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ III-N СОЕДИНЕНИЙ МЕТОДОМ МОГФЭ **160**
Е.Е. Заварин, В.В. Лундин, М.А. Синицын, А.Ф. Цацульников

АНАЛИЗ ОПЫТА ЗАПУСКА И ЭКСПЛУАТАЦИИ ПОЛУПРОМЫШЛЕННОЙ MOVPE УСТНОВКИ AIX2000HT В ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН **163**
В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, М.А. Синицын, А.Е. Николаев, А.Ф. Цацульников

ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ НИТРИДНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ В РОССИИ И В МИРЕ

А.Э.Юнович*
Московский Государственный Университет им. М.В.Ломоносова, физический факультет
11992 Москва, ГСП-2, Ленинские горы; E-mail: yunovich@phys.msu.ru

5-я Конференция подводит итоги 10-летнего периода исследований и разработок структур и приборов на основе нитридов галлия, индия и алюминия в России. Начинали мы в нелегкий для Российской науки и промышленности период, но наше направление выстояло. Были получены научные результаты на международном уровне, академические и университетские лаборатории стали получать поддержку от бюджетных и научных фондов, от отечественной промышленности, от зарубежных фондов и инвесторов.

Развиваются работы по технологии эпитаксиального выращивания гетероструктур на основе GaN и его твердых растворов, по созданию различных подложек. Исследуются свойства донорных и акцепторных примесей, собственных дефектов и дислокаций в нитридных соединениях. Изучаются электрические и оптические свойства материалов и структур малой размерности. Научные организации имеют собственные разработки полевых транзисторов и фотоприемников. Существенно расширилась география исследований и разработок нитридных полупроводников. Разработки эффективных светодиодов проводятся в промышленных фирмах, как на основе импортных чипов, так и на основе собственных выращенных структур. Светодиоды выпускаются миллионами штук в год. Проблема светодиодного освещения осознана светотехническими организациями. Найдены такие направления, которые дают конечный экономический эффект. Светодиоды широко применяются в разных областях светотехники. Но, в сравнении с развитием исследований и разработок нитридных полупроводников и приборов на их основе в ведущих промышленных странах, это – очень мало.

В США, Японии, Китае, Западной Европе были приняты широкомасштабные национальные и целевые программы по проблеме светодиодного освещения и инвестиции в исследования нитридных полупроводников. Светодиоды выпускаются сотнями миллионов штук в год. Светоотдача светодиодов белого свечения достигла значений порядка 130-138 лм/Вт. Финансовые вложения в этом направлении составляют там сотни миллионов долларов в год. Прибыли нитридных компаний уже превышают инвестиционные вложения. Как показывают последние международные конференции по нитридным полупроводникам, центр тяжести исследований переместился от исследований структур, составляющих основу светодиодов и полевых транзисторов, к новым проблемам (см., например [1]).

Развиваются исследования магнитных примесей в нитридных полупроводниках в связи с проблемами спинтроники. Существенно продвинулись исследования светодиодных, лазерных и фотоприемных структур в ультрафиолетовой области. Особое внимание уделяется исследованию нитрида индия, которые были инициированы ранее российскими исследователями. Разработаны подложки для гомоэпитаксиального выращивания нитридов. Существенно продвинулись методы выращивания структур с малой плотностью дислокаций; для их исследований широко применяются методы электронной микроскопии сверхвысокого разрешения и атомно-силовой микроскопии. Активно исследуются примеси редкоземельных элементов в нитридах в связи с возможностью создания твердотельных лазеров на их основе. Разрабатываются принципы создания генераторов терагерцового диапазона на основе нитридов. Следует отметить активное участие отечественных ученых в зарубежных исследованиях и разработках. Отрадно участие зарубежных компаний в нашей Конференции, которые стали ее спонсорами; участие зарубежных ученых в нашей Конференции.

Программа 5-й Конференции еще раз показывает, что в России необходима координация научных исследований и технических разработок нитридных полупроводников в государственном масштабе. Важно развитие международных связей в этой тематике. Структуры и приборы на основе нитридных полупроводников должны производиться в России в промышленном масштабе так, чтобы быть конкурентно способными в современном мире.

[1] MRS Fall Meeting 2006, Boston, USA, Nov. 27 – Dec. 02; Symposium I: Advances in III-V Nitride Semiconductor Materials and Devices.

RESEARCH AND DEVELOPMENT OF NITRIDE SEMICONDUCTORS IN RUSSIA AND IN THE WORLD

A.E.Yunovich*
M.V.Lomonosov Moscow State University, Dept. of Physics, 11992 Moscow, Russia
E-mail: yunovich@phys.msu.ru

Review of 10 years of Russian Conferences on Nitride Semiconductors and the Program of the 5th All-Russian Conference. Studies of material and epitaxial growth on various substrates, growth of nanostructures. Optical and electrical properties of various impurities in GaN and ternary Nitride Compounds. Development of light-emitting diodes, field-effect transistors, photodetectors. Coordination of scientific and applied research in this field is needed on the national level. Tendencies of research and development of Nitride semiconductors in the world.

CVD TECHNOLOGY AND PRODUCTION FOR SOLID STATE LIGHTING

***F. Schulte*, B. Schineller, M. Heuken**
AIXTRON AG, Kackertstrasse 15-17, D-52072 Aachen, e-mail: f.schulte@aixtron.com

Introduction

Solid state lighting (SSL) by highly efficient white light light emitting diodes (LED) is expected to reduce the amount of electrical energy consumed worldwide by 50% by the year 2025. This translates into 258 million tons of greenhouse gases or $115 billion of investment into power plants for the US alone [1]. Consequently, the forecast for the total market volume of LED has been steadily corrected upwards to $7 billion for the year 2009 [2]. This corresponds to 3.4 billion mm^2 of wafer area and this trend is expected to continue. However, the fabrication technology for highly efficient LEDs faces challenges to meet the demands for yield, device performance and production volume, which can all be subsumed under cost of ownership (CoO). Metal-organic vapour phase epitaxy (MOVPE) as the key production step for any modern (opto)electronic device meets these challenges by an increase of reliability of the reactors, an increased throughput of wafers per run and novel techniques to improve the crystalline quality of the grown layers.

Improvements in MOVPE Technology

The main factors determining the CoO of an MOVPE reactor are the throughput and the yield. Throughput can be defined as the wafer area produced in a specified period of time. It is determined by the wafer size and number per growth run, its duration and the turnaround time between runs, i.e. the time needed to exchange the wafers and get the reactor ready for the next growth run.

One strategy for the increase of the wafer area has been to increase the number of wafers in the reactor. Modern reactors today can carry 30x2 inch and 42x2 inch wafers for the CRIUS® Close-Coupled-Showerhead (CCS) and Planetary Reactor® types, respectively (see Fig. 1).

To assess the yield of these reactor types, InGaN Multi-Quantum-Well (MQW) structures consisting of 5 pairs of wells and barriers on 2-3 µm thick GaN buffers on sapphire were grown. Standard precursors (TMGa, TEGa, TMIn and NH_3) were used. The growth temperatures were between 550°C and 1100°C for the different layers of the structure. N_2 and H_2 were used during the growth of the MQW and the rest of the structure, respectively. For the Planetary Reactor® in the 42x2 inch configuration an on-wafer standard deviation of the wavelength of routinely 1 nm was achieved at a mean wavelength of 457 nm. The spread from wafer to wafer for all wafers in the run was ±0.85 nm.

Similar results were achieved on the CRIUS® system. Both results show that the necessary device yield for the mass production of LEDs can be achieved on these state of the art MOCVD tools.

Another way of increasing the throughput is by increasing the wafer size. This has, among other benefits, the advantage of a reduction of cost also along the device processing pipeline (lapping, metallization, etching, lithography etc), since the number of wafers for the same amount of LEDs is greatly reduced. In the AIX 2600G3 HT and AIX 2800G4 HT MOCVD mass production tools we have demonstrated InGaN MQW growth in the 8x4 inch and 6x6 inch configurations, respectively. Fig. 2 shows a photoluminescence (PL) mapping of an InGaN MQW structure grown on 4 inch sapphire. As can be seen a standard deviation of about 1 nm was achieved at a wavelength of 469 nm. The residual wavelength fluctuations are believed to originate from internal strain fields between the sapphire and the grown layer, thus influencing the bandgap of the material.

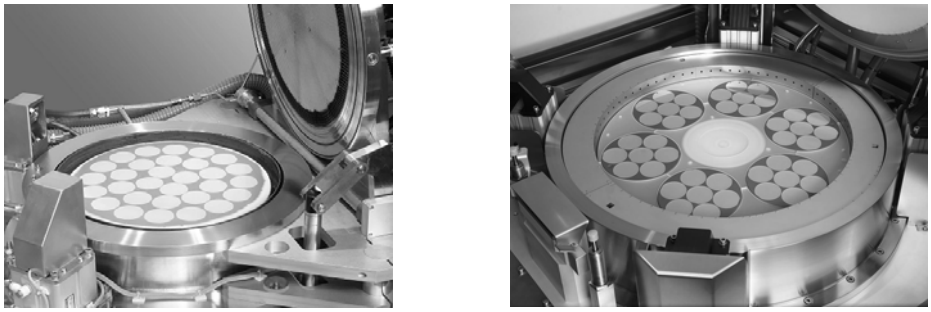


Fig. 1: Photos of the CRIUS® CCS 30x2“ and the Planetary Reactor® in the 42x2“ configuration.

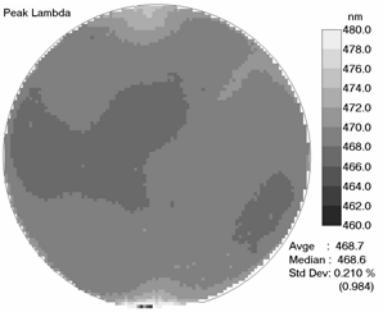


Fig. 2: Photoluminescence mapping of an InGaN MQW structure on 4 inch sapphire. No edge exclusion was applied.

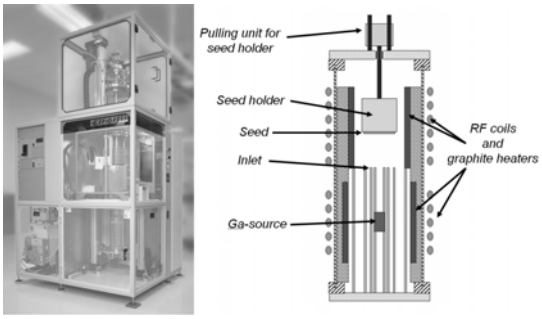


Fig. 3: Photo of a VHVPE system (left) and schematic sketch (right).

Novel Substrate Technologies

Commonly, InGaN devices are grown on sapphire substrates utilizing elaborate techniques and multilayer structures for strain and dislocation reduction [3], [4]. The native GaN substrate, however, remains elusive: The high pressure solution method [5], ammonothermal growth [6] or physical vapour transport (PVT) [7],[8] still face the challenges of irregular growth of boules or scalability of size. Hydride-Vapour-Phase Epitaxy (HVPE) on the other hand offers a reasonably high growth rate and a controlled geometrical size, yet as an epitaxial method it is usually limited to single wafer production. The mass production of free-standing GaN substrates can be facilitated by the expansion of the well known horizontal HVPE system to a multiwafer HVPE approach or the growth of GaN boules in a vertical system.

Fig. 3 shows a photo of a vertical hydride vapour phase epitaxy (VHVPE) system for the growth of GaN boules of about 7 cm length suitable for wafering into free standing GaN substrates. Design targets were the laminarity of the gas flow from the inlet to the boule growth front, a sufficiently high growth rate of up to 400 µm/h and the prevention of parasitic deposition of GaN crystallites and ammonium-chloride at the reactor walls. This is achieved by wall purge flows and separation sheath flows between the gaseous species and a monotonically rising temperature profile along the reactor center. In initial growth runs a growth rate of 400 µm/h with a standard deviation of 10% across the 2 inch seed was achieved under growth conditions with 50% H_2 present at the growth front. Using these growth conditions a total layer thickness of 1.4 mm without cracks was achieved so far.

[1] "*The Promise of SSL for General Illumination*", OIDA, 2002

[2] Strategies Unlimited, 2005

[3] J. R. Shealy, V. Kaper, V. Tilak, T. Prunty, J. A. Smart, B. Green, L. Eastman, J. Phys.: Condens. Matter **14** (2002) 3499

[4] Z. Bougrioua, I. Moerman, L. Nistor, B. Van Daele, E. Monroy, T. Palacios, F. Calle, M. Leroux, phys. Stat. sol. (a) **195** (2003) 93

[5] B. Lucznik, B. Pastuszka, I. Grzegory, M. Bockowski, G. Kamler, M. Krysko, G. Novak, E. Litwin-Staszewska, S. Porowski, Intl. Workshop on Bulk Nitride Semiconductors IV, Oct. 17-22 2006, Shiga, Japan, p. 72

[6] T. Fukuda, Intl. Workshop on Bulk Nitride Semiconductors IV, Oct. 17-22 2006, Shiga, Japan, p. 4

[7] B.M. Epelbaum, M. Bickermann, A. Winnacker, Intl. Workshop on Bulk Nitride Semiconductors III, Sept. 4-9 2004, Zakopane, Poland, p. 47

[8] R. Yakimova, A. Kakanakova-Georgieva, R. Yazdi, G.K. Gueorguiev, M. Syväjärvi, Intl. Workshop on Bulk Nitride Semiconductors III, Sept. 4-9 2004, Zakopane, Poland, p. 45

Повышение надежности и производительности реакторов, разработка новых методов улучшения совершенства слоев – ответ MOVPE на требования, предъявляемые к технологии для перехода на твердотельное освещение.

В докладе представляются: планетарные реакторы (Planetary Reactor®) в конфигурации 42 двухдюймовых, 8 четырехдюймовых и 6 шестидюймовых подложек, реактор CRIUS® Close-Coupled-Showerhead (CCS) на 30 двухдюймовых подложек, а также новый вертикальный HVPE реактор для роста объемных кристаллов GaN.

(русский текст – ред. сборника)

ON THE PHYSICS OF OPTICAL IN-SITU MONITORING OF MOVPE GROWTH PROCESSES FOR STATE-OF-THE-ART III-NITRIDE DEVICES

***E. Steimetz*[a*], *F. Brunner*[b], *T. Schenk*[a], *T. Trepk*[a], *and J.-T. Zettler*[a]**

[a] LayTec GmbH, Helmholtzstr. 13-14, D-10587 Berlin, Germany

[b] Ferdinand-Braun-Institut für Höchstfrequenztechnik, Gustav-Kirchhoff-Str. 4, D-12489 Berlin, Germany, *e-mail: steimetz@laytec.de

Optical in-situ sensors have become a must for process development and process control of III-Nitride semiconductor heteroepitaxy in state-of-the-art MOCVD systems. With the latest generation of sensors, combining multiple-wavelength reflectance with wafer temperature and wafer bowing measurements, one has now a real-time access to the complete set of critical nitride growth parameters: Wafer temperature is measured directly, which affects material quality, composition of ternary compounds and evolving film stress. Growth rate, composition and surface morphology can be determined from in-situ reflectance and finally growth uniformity and yield can be enhanced by real-time access to wafer bowing.

While the instrumentation became available recently even for large and complex production MOVPE systems like planetary^{TM} reactors, the accurate interpretation of some of the resulting comprehensive measurement data still needs more detailed physical understanding of both the growth process and the sensor physics. In this paper we will report on straight forward measurement of growth rates and wafer temperature as well as on recent results in analyzing the more complex contribution of InGaN and AlGaN composition to wafer bowing and reflectance data.

First, in Fig. 1 the full set of data is shown for an LED run on sapphire wafers in a Aix 2600G3 11x2" reactor. For every single wafer the 950nm reflectance, the 400nm reflectance, the wafer temperature and the wafer bowing have been monitored.

At the 950nm reflectance wavelength the GaN buffer is fully transparent and hence the growth rate of all layers (except the quantum well region) can be determined. At the 400nm reflectance wavelength the GaN buffer is opaque and the refractive index contrast between InGaN and GaN is large. In consequence, with this smaller wavelength the quantum well structure can be clearly resolved and process deviations regarding InGaN composition, InGaN surface morphology and growth rate can be analyzed quantitatively. The wafer temperature, measured by the integrated 950nm pyrometer and emissivity corrected by the 950nm reflectance, has been determined with an accuracy better than 1K. Real effects to the wafer temperature due to changing gas-foil rotation frequency or ceiling cooling gas mixture have been distinguished from only apparent temperature effects due to the light-pipe measured 'process temperature' of the reactor. Finally, the measured wafer bowing turned out to be an essential tool for yield enhancement. We will demonstrate that during InGaN MQW growth a wafer bowing of less than $10km^{-1}$ has to be reached for optimum results in production lines.

Fig. 2 gives detailed comparison between measured data and the numerical simulation of the 400nm reflectance during InGaN-GaN quantum well growth. According to our analysis a significant contribution of surface morphology explains why simple composition fitting (refractive index interpolation between InN and GaN including strain corrections) is not sufficient for understanding these data.

In Fig. 3 the different slopes in the wafer bowing signal are shown for different Al content in AlGaN. We will demonstrate that for quantitative measurement of the Al composition by this type of data the small but measurable strain in the GaN buffer beneath has to be taken into account.

Оборудование для оптических *in-situ* измерений, доступное теперь в том числе и для больших сложных реакторов, например, планетарных, является абсолютно необходимым для разработки и контроля технологических процессов в современных III-N MOCVD системах. В то же время, интерпретация результатов *in-situ* измерений все еще нуждается в более детальном понимании физики ростовых и измерительных процессов. В работе обсуждаются и анализируются результаты *in-situ* измерений оптического отражения растущей светодиодной структуры на длине волны 950 нм (измерение скорости роста всех слоев, кроме InGaN QW) и 400 нм (измерение особенностей роста InGaN QW), эмиссионно-корректированных измерений температуры (точность 1K) и измерений изгиба растущей структуры.

(русский текст – ред. сборника)

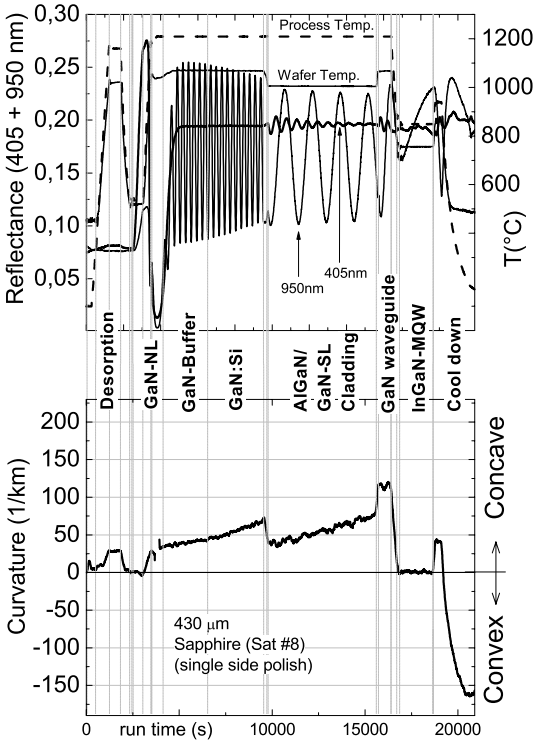


Fig. 1: GaN/AlGaN/InGaN LED run in a 11x2" 2600G3 reactor: The data is given with the 950nm reflectance, the 400nm reflectance, the wafer temperature and the wafer bowing.

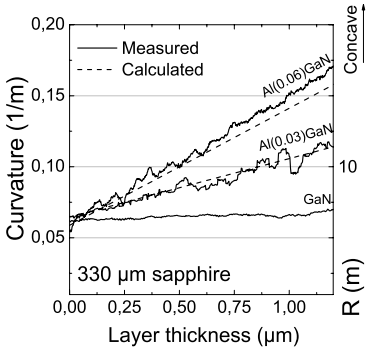


Fig.2: Measurement and simulation of 400nm reflectance during InGaN MQW growth.

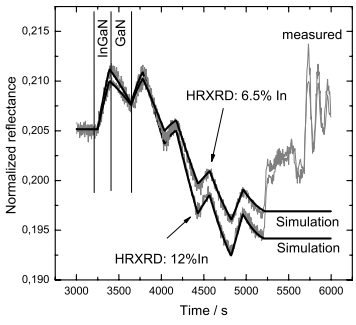


Fig.3: Measurement and simulation of wafer bowing due to different AlGaN compositions.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ВЫРАЩИВАНИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ III-N СТРУКТУР НА SiC ПОДЛОЖКАХ ДЛЯ СИНИХ СВЕТОДИОДОВ МЕТОДОМ MOCVD

***В.В.Лундин*[1,2 *], *А.Е.Николаев*[1], *Е.Е.Заварин*[1], *М.А.Синицын*[1], *А.В.Сахаров*[1,2], *С.О.Усов*[1], *А.Ф.Цацульников*[1,2].**

1 ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021, Санкт-Петербург, * lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

2 Научно-Технологический Центр Микроэлектроники и Субмикронных Гетероструктур при ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург

Появившиеся в настоящее время коммерчески доступные GaN и экспериментальные AlN подложки внесли новую струю в технологию сложных, дорогостоящих III-N приборов, но, в силу высокой стоимости, никак не изменили ситуацию на рынке массовой продукции. Подавляющее большинство производимых в настоящее время в мире эпитаксиальных структур для III-N светодиодов выращивается на сапфировых подложках. Связано это в первую очередь с их низкой стоимостью. Рассматривавшиеся практически с самого начала «GaN бума» как обладающие существенными преимуществами SiC подложки используются для выращивания структур для III-N светодиодов практически только двумя фирмами: CREE и OSRAM. До недавнего времени это можно было объяснить фактически монопольным положением фирмы CREE, крайне высокой ценой продажи подложек, а также их относительно невысоким качеством. Однако, в последние годы ситуация по всем этим позициям существенно улучшилась. Соответственно, возник практический интерес к разработке технологии выращивания GaN и приборных гетероструктур на его основе на SiC подложках.

В качестве подложки для синих III-N светодиодов SiC имеет следующие потенциальные преимущества перед сапфиром [1]:

- Близость параметров решетки GaN и SiC. Это позволяет надеяться на достижение более высокого качества GaN при росте на SiC подложках, чем при росте на сапфировых подложках. В свою очередь, это может привести к увеличению как внутренней эффективности прибора, так и его срока службы.
- Высокую теплопроводность SiC, что облегчает тепловой режим работы прибора при больших токах. Данное преимущество бесспорно.
- Электропроводность, что позволяет формировать приборы с вертикальным протеканием тока. Следует, однако, иметь в виду, что формирование таких структур требует решения ряда дополнительных задач, а повышение уровня легирования снижает прозрачность SiC.
- Высокое значение показателя преломления SiC, близкое к значению показателя преломления GaN в синем диапазоне. На наш взгляд, это обстоятельство является самым главным и, в то же время, наименее часто упоминаемым в литературе.

Если III-N эпитаксиальная гетероструктура имеет плоскую верхнюю поверхность и выращена на плоской сапфировой подложке, вся совокупность III-N слоев образует волновод с довольно высоким оптическим ограничением. Теоретически достижимая эффективность вывода света (а значит, и эффективность всего прибора) из этого волновода ~30%. В результате, реально достижимая внешняя квантовая эффективность такого «плоского» светодиода оказывается не более 20-25% в максимуме, и еще меньше на рабочих плотностях тока. Все современные III-N светодиоды, имеющие высокую эффективность, содержат в своей конструкции решения, позволяющие эффективно выводить свет из плоского III-N волновода:

- Особенности дизайна, позволяющие вывести свет из торцов волновода. Эти решения в той или иной степени присутствуют (иногда – неявно) в большинстве приборов, однако они способны улучшить ситуацию только отчасти, так как распространяющийся в волноводе свет довольно эффективно поглощается как в самих III-N слоях, так и металлом p-контакта.
- Матирование верхней поверхности III-N слоев (p-GaN) или во время роста, или пост-ростовой обработкой поверхности структуры. К сожалению, потенциал данного решения ограничен невысокой практически достижимой высотой рельефа тонкого p-GaN слоя.
- Использование профилированных сапфировых подложек. В таких структурах рельефный, с амплитудой 1-2 мкм, интерфейс сапфир-GaN эффективно рассеивает свет, фактически «разрушая» волновод. Однако, такие подложки коммерчески недоступны, и каждый производитель светодиодных эпитаксиальных структур формирует рельеф на поверхности плоских сапфировых подложек в рамках собственного технологического цикла.
- Отделение III-N слоев от подложки (lift-off) с последующим матированием поверхности бывшего интерфейса III-N/подложка. В результате свет эффективно выводится из структуры.

- Использование SiC подложек. Из-за близости показателей преломления SiC и GaN, рожденное в активной области III-N структуры излучение не претерпевает отражения на границе GaN/SiC и проходит в подложку. Проблема дальнейшего вывода света из подложки («кристалла») в компаунд хорошо решена для красных и ИК светодиодов (сложная огранка кристалла, матирование или формирование на поверхности фотонных кристаллов и т.д.) и позволяет не только существенно повысить внешнюю квантовую эффективность, но и влиять на диаграмму направленности. Следует, однако, иметь в виду, что применение этих решений для SiC подложек представляет собой отдельную непростую задачу. Кроме того, совершенно очевидным требованием является прозрачность SiC для излучения светодиода, что выполняется только в нелегированном или слаболегированном материале.

Настоящее исследование заключалось в разработке режимов роста GaN и InGaN/GaN/AlGaN светодиодов на SiC подложках с использованием ранее разработанной для сапфировых подложек технологии формирования светодиодной эпитаксиальной структуры. Другими словами, задача состояла в замене квазиподложки «GaN на сапфире» на квазиподложку «GaN на SiC». Работа выполнялась на глубоко модернизированной лабораторной установке Epiquip и полупромышленной установке AIX2000HT. Обе установки имеют горизонтальные реакторы с индукционным нагревом (простой в установке Epiquip и планетарный в установке AIX2000HT) и оснащены системами *in-situ* оптической рефлектометрии, позволяющими непосредственно во время эпитаксиального процесса измерять скорость роста и оценивать планарность поверхности. Рост производился на полуизолирующих SiC подложках.

Для формирования совершенного эпитаксиального слоя GaN на SiC подложке необходимо решить две проблемы. Во-первых, как и в случае сапфировой подложки, непосредственный рост GaN на SiC приводит к формированию отдельных редко расположенных кристаллитов. Следовательно, необходимо использовать специальные зародышевые/буферные слои или специальные начальные режимы роста для обеспечения контролируемого начального зародышеобразования. Во-вторых, коэффициент термического расширения SiC ниже, чем у GaN. После охлаждения слои GaN оказываются растянутыми, что приводит к образованию трещин при превышении толщины ~1 мкм.

В отличие от технологии «GaN на сапфире», рост GaN на SiC весьма скудно описан в литературе, что является прямым следствием малого объема проведенных в мире исследований. С другой стороны, велико разнообразие опубликованных вариантов зародышевых/буферных слоев [1]. Это слои GaN, AlN и AlGaN, выращенные как при низкой, так и при высокой температуре. В результате проведенного анализа, нами для разработки технологии был выбран буферный слой AlGaN, выращенный на SiC подложке при высокой температуре (выше, чем температура последующего роста GaN). Этот выбор был определен двумя основными причинами:

- Во-первых, этот подход в наибольшей степени позволяет увеличить критическую толщину GaN.
- Во-вторых, обе использованные в работе MOCVD установки (каждая по сравнению с «одноклассниками») оптимизированы для роста AlGaN. Нам представлялось целесообразным использовать по существу сильные стороны имеющегося в наличии оборудования.

В ходе работы было установлено, что во всем исследованном диапазоне составов буферного слоя AlGaN (4-20%) его рост, как и рост последующего GaN, носит эпитаксиальный характер, и слои толщиной 1-2 мкм имеют гладкую (по данным оптической микроскопии, SEM и AFM) поверхность. Однако, динамика развития морфологии поверхности и свойства GaN существенно зависят от состава буферного слоя (рис. 1).

Установлено, что для светодиодных применений оптимальный состав буферного слоя AlGaN, позволяющий сформировать практически ненапряженные слои GaN (напряжения примерно на порядок ниже, чем при росте на сапфировых подложках) с полуширинами кривых качания по данным XRD 172 и 60 arcsec для (ω) и (Θ,2Θ) сканов, соответственно (для слоя GaN толщиной 2 мкм) составляет 6-8%. При росте таких буферных слоев AlGaN сначала формируется развитая поверхность, и только в дальнейшем происходит планаризация эпитаксиального слоя. Примечательно, что при росте оптимизированных для светодиодных применений слоев GaN на сапфировых подложках с использованием низкотемпературных зародышевых слоев GaN наблюдается аналогичное развитие морфологии поверхности, однако реализуется оно в случае SiC и сапфировых подложек различными технологическими приемами. Буферные слои AlGaN с мольной долей AlN от 15% и выше с самого начала роста имеют гладкую поверхность.

В ходе работы установлено также, что скорость роста буферных слоев AlGaN для достижения наилучших приборных результатов должна быть 0.6-0.7 нм/сек, а давление в реакторе не менее 200 mbar, что не вызывает каких либо сложностей в реакторе Epiquip. В реакторе установки AIX2000HT рост AlGaN с большими скоростями при относительно высоком давлении затруднен

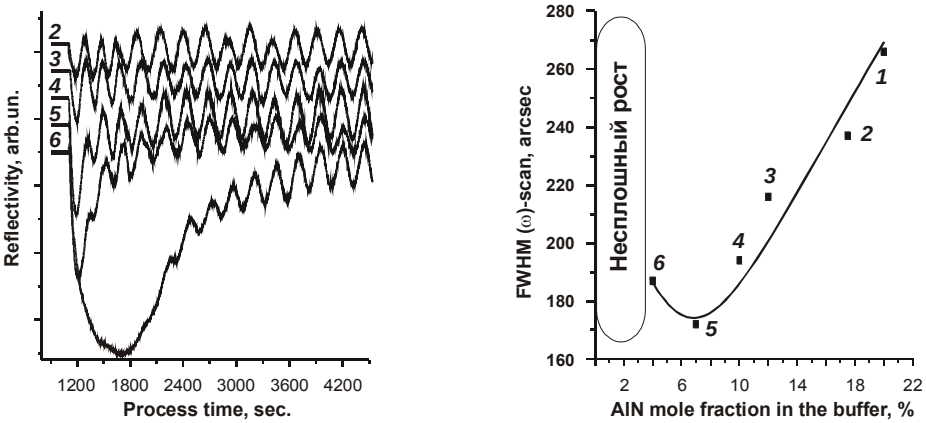


Рис. 1. Данные XRD эпитаксиальных слоев GaN, выращенных на SiC подложках на буферных слоях AlGaN различного состава (справа) и рефлектограммы роста этих структур (слева, кривые разнесены по оси ординат).

паразитными реакциями между триметиалюминием и аммиаком. Реализация таких режимов роста потребовала оптимизации газовых потоков через реактор. Представляется маловероятным возможность прямого переноса разработанной технологии роста GaN на SiC в реакторы вертикального типа (TurboDisc, CCS), в которых влияние упомянутых паразитных реакций на рост AlGaN существенно сильнее, чем в горизонтальных.

Внешняя квантовая эффективность эпитаксиальных светодиодных структур, измеренная на пластине, была на 30-40% ниже, чем для аналогичных структур, выращенных на сапфировых подложках. Отчасти, это может быть связано с недостаточным совершенством структур на SiC подложках и означает возможность дальнейшей оптимизации. Однако, зависимость квантовой эффективности от тока для обоих типов структур была идентичной, что косвенно указывает на идентичность внутренних процессов в структуре, и позволяет утверждать, что в значительной степени разница в измеряемой на пластине эффективности связана с выводом света и объясняется чисто геометрическими причинами. При измерении фотодиод площадью ~ 0.8 $см^2$ располагался точно под индиевым p-контактом. При этом было отчетливо видно, что значительная часть излучения из пластины выходит не непосредственно в области протекания тока (в центре пластины), а по внешнему краю, и не попадает в фотодиод, что совершенно нехарактерно для структур на сапфировых подложках. Наблюдавшееся различие связано с двумя обстоятельствами: разницей в показателях преломления SiC и сапфира и различной обработкой нижней поверхности этих двух типов подложек. Мы используем сапфировые подложки со шлифованной нижней поверхностью, которая способствует выводу света вблизи области протекания тока и, тем самым, препятствует его распространению к краю подложки. Использованные в работе SiC подложки имели двустороннюю полировку. Из-за близости показателей преломления GaN и SiC свет эффективно выводился в подложку, а далее распространялся по ней как по волноводу. В любом случае, в наблюдавшемся эффекте главным было подтверждение вывода света в подложку и его распространения без видимых потерь вдоль подложки до краев, что позволяет рассчитывать на создание эффективного кристалла, излучающего всеми гранями. Это было подтверждено также предварительными экспериментами по сборке прототипов светодиодов, в которых свободными для вывода излучения были только полученные скалыванием боковые грани. Несмотря на то, что верхняя и нижняя грани были закрыты, соответственно, материалом теплоотвода и непрозрачным p-контактом, внешняя квантовая эффективность собранного прибора достигала 13% (Рис. 2).

В дальнейшем было произведено полное процессирование структуры и сборка светодиода в геометрии flip-chip с отражающим p-контактом [2]. Все операции производились по ранее разработанной для структур на сапфировых подложках технологии. Помимо всего прочего, это означает, что специальной огранки кристаллов не производилось, что в любом случае не позволяло надеяться на рекордные результаты. К сожалению, внешняя квантовая эффективность этих светодиодов оказалась на уровне 14% (Рис. 2), то есть такой же, как и у примитивного прототипа, собранного в заведомо неправильной геометрии.

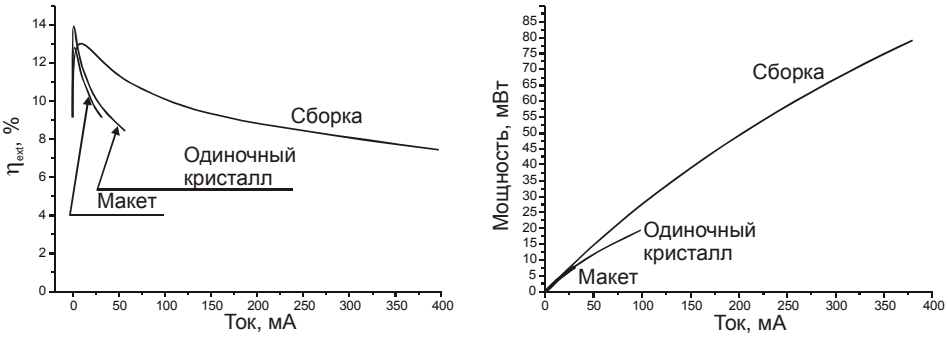


Рис. 3. Зависимость внешней квантовой эффективности (слева) и мощности (справа) от тока.

Анализ результатов позволил предположить, что в светодиодах на SiC подложках, отпроцессированных и собранных по технологии «светодиодов-на-сапфире», не происходил вывод излучения из боковых граней. Возможные причины – неудачная геометрия сборки и/или нарушение прозрачности боковых граней при разделении пластины на кристаллы. Решение этих проблем лежит в области пост-ростовых операций и не являлось предметом настоящего исследования.

Тем не менее, измеренные параметры собранных светодиодов находятся на уровне средних коммерчески доступных приборов (рис.2). При площади p-n перехода $1.5*10^{-3}$ см^2 при токе 20 мА достигается мощность 6 мВт, при 100 мА – 20 мВт. При суммарной площади p-n перехода $6*10^{-3}$ см^2 (параллельная сборка 4-х кристаллов) достигается мощность 80 мВт при токе 400 мА.

Таким образом, нами была разработана базовая технология роста GaN на SiC, пригодная для формирования светодиодных структур. Дальнейшее улучшение параметров приборов возможно как за счет оптимизации эпитаксиального процесса, так и, в основном, за счет совершенствования пост-ростовых операций процессирования, резки и сборки.

Авторы благодарят сотрудников ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН Д.А.Закгейма, И.П.Смирнову, М.М.Кулагину, и Е.М.Аракчееву за процессирование структур, М.П.Щеглова и М.А.Яговкину за рентгеновские измерения, сотрудников НТЦ МЭ при ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН А.Л.Закгейма и А.Е.Чернякова за измерение характеристик светодиодов, О.Н.Сараева и Т.Е.Ленкову за сборку светодиодов, ЗАО «Светлана-Оптоэлектроника» за разделение процессированных пластин на кристаллы и “flip-chip” монтаж.

Авторы особо благодарят заказчика работ АО «НПК «Электровыпрямитель» и лично Е.М.Гейфмана за возможность проведения данного исследования.

[1] L. Liu, J.H. Edgar, Materials Science and Engineering, R 37 (2002) 61–127

[2] С.А.Гуревич, Д.А.Закгейм, и др, Тезисы докладов 2-й Всероссийской конференции «Нитриды Галлия, Индия и Алюминия – Структуры и Приборы», 3–4.02.2003, С-Петербург, стр. 116-117

III-N LEDs ON SiC SUBSTRATES. MOCVD GROWTH DEVELOPMENT

W.V.Lundin[1,2 *]***, A.E.Nikolaev***[1]***, E.E.Zavarin***[1]***, M.A.Sinitsyn***[1]***,***
A.V.Sakharov[1,2]***, S.O.Usov***[1]***, and A.F.Tsatsulnikov***[1,2]
1 A.F.Ioffe Physico-technical institute of the RAS,
194021, St-Petersburg, Russia, * lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru
2 Center for Science and Technology at A.F.Ioffe Physico-technical institute of the RAS,
194021, St-Petersburg, Russia

SiC substrates are very attractive for using in III-N LEDs technology. MOCVD growth of GaN layers and III-N blue LEDs was developed utilizing AlGaN buffer layers grown at high temperature. It was revealed that the surface morphology development depends on buffer layer composition. For AlN mole fraction in buffer of more than 15% grown layer is specular from the beginning of epitaxial process, while for lower composition rough morphology is initially formed followed with layer planarization. The best material and device properties was reached using AlGaN buffer layers with AlN mole fraction of 6-8%, grown at rate of 0.6-0.7 nm/sec at reactor pressure of no less than 200 mbar. These conditions were realized for both small horizontal flow reactor of Epiquip and AIX2000HT planetary reactor. Blue LEDs with output power of 6 mW (20 mA), 20 mW (100 mA) and 80 mW (400 mA) were realized without any chip shaping technique.

ВЛИЯНИЕ ПАРАЗИТНЫХ РЕАКЦИЙ НА МОС–ГИДРИДНОЕ ОСАЖДЕНИЕ AlGaN

А.В. Лобанова[1,*], Е.В. Яковлев[1], Р.А. Талалаев[2]
1) ООО "Софт-Импакт", P.O. Box 83, 194156, С.Петербург, Россия, e-mail: lobanova@softimpact.ru
2) Semiconductor Technology Research GmbH, P.O. Box 1207 D-91002 Erlangen, Germany

В настоящей работе исследовалось влияние ростовых условий на МОС-гидридное осаждение слоев AlGaN. Известно, что паразитные реакции между соединениями III-й и V-й групп приводят к образованию паров элементов III группы и/или сложных молекул, которые могут конденсироваться, образуя в газовой фазе частицы. Паразитные реакции могут не только уменьшить эффективность вхождения Al [1], но и повлиять на вхождение Ga в слой AlGaN [2]. В данной работе представлены результаты экспериментальных и численных исследований осаждения AlGaN. Цель работы состоит в более детальном понимании механизмов приводящих к потерям материала.

Нами ранее была разработана модель [3-6], с помощью которой удалось описать основные тенденции, наблюдающиеся при эпитаксиальном росте AlN/AlGaN: а) уменьшение скорости роста AlGaN и AlN с увеличением давления и температуры; б) сублинейная и выходящая на насыщение зависимость вхождения алюминия в AlGaN от расхода алюминиевого прекурсора; в) снижение эффективности роста (увеличение интенсивности потерь) с повышением расхода аммиака и TMAl. Модель роста AlGaN слоев была успешно верифицирована на данных, полученных в вертикальном реакторе с вращающимся диском [3], реакторе типа Thomas Swan CCS 3x2" [4], а также в планетарном и горизонтальном реакторах [5,6]. Разработанная модель учитывает только потери за счет образования в газовой фазе частиц AlN в результате паразитных реакций с участием Al-содержащих компонент. Из эксперимента известен также следующий факт: при больших расходах прекурсоров III группы скорость роста AlGaN (GR_{AlGaN}) оказывается меньше суммы скоростей роста бинарных соединений GaN (GR_{GaN}) и AlN (GR_{AlN}). Кроме того, отношение $GR_{AlGaN}/(GR_{GaN}+GR_{AlN})$ тем меньше, чем больше потери алюминия [2]. Мы предполагаем, что существует дополнительный механизм потерь Ga связанный с паразитной химией с участием Al-содержащих компонент.

В данной работе представлена модель роста, учитывающая дополнительный рост частиц за счет массообмена с Ga-содержащими компонентами в газовой фазе. Большой градиент температуры в зоне над подложкодержателем в реакторе способствует оттеснению частиц от ростовой поверхности в область более низких температур за счет эффекта термофореза. Было предположено, что рост частиц за счет Ga содержащих соединений при низких температурах (400-600°C) лимитирован десорбцией метильных радикалов с поверхности частиц.

Для верификации модели были использованы экспериментальные данные, представленные в работе [7], полученные в реакторе с вращающимся диском с использованием несущего газа водорода и TMAl, TMGa и NH_3 в качестве прекурсоров. Слои AlGaN были выращены при давлении в реакторе 70 Торг, скорости вращения диска 1200об/мин, общем расходе 10.7 л/мин, расходах NH_3=1.85 л/мин и TMGa=2.35см^3/мин и диапазоне ростовых температур 930-1100°C. В рамках двумерной модели реактора были проведены расчеты газовой динамики, тепло- и массопереноса, газофазной и поверхностной химии; образования, роста и транспорта частиц; дополнительно учитывался эффект термофореза.

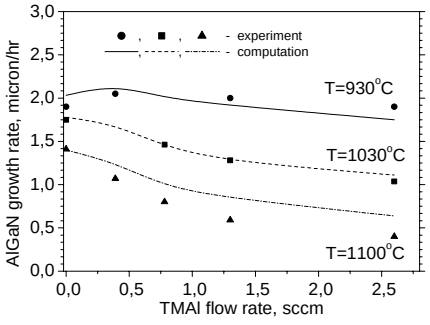


Рис.1. Зависимость скорости роста AlGaN от расхода TMAl при разных температурах.

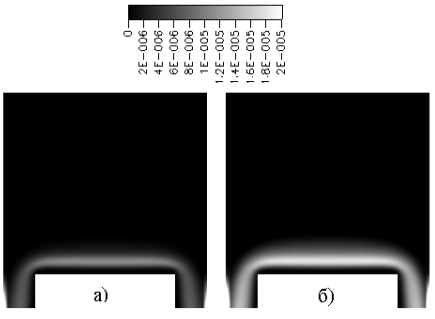


Рис.2. Плотность частиц (кг/м^3) в газовой фазе: а) TMAl ($sccmH_2$)=50sccm, б) TMAl=100sccm

На рис.1 представлено сравнение с экспериментальными данными расчетной зависимости скорости роста AlGaN от расхода TMAl. Видно, что скорость роста AlGaN падает с увеличением расхода алюминиевого перкурсора. Причем эта зависимость тем сильнее, чем выше температура осаждения в реакторе. Падение скорости роста можно объяснить дополнительными потерями за счет Ga при уходе его в частицы. По мере увеличения расхода TMAl и температуры усиливается интенсивность паразитных реакций в реакторе и увеличивается количество потерь. На рис.2 показано увеличение плотности частиц в реакторе с увеличением потока TMAl.

[1] S.C. Choi, J.-H. Kim, J.Y. Choi, K.J. Lee, K.Y. Lim, and G.M.Yang, *J. of Appl. Phys.*, **87**, 172 (2000)

[2] J. Han, J.J. Figiel, M.H. Crawford, M.A. Banas, M.E. Bartram, R.M. Biefeld, Y.K. Song, A.V. Nurmikko, *J. of Cryst. Growth.*, **195**, 291 (1998)

[3] E.V. Yakovlev, R.A. Talalaev, A.N. Vorob'ev, Yu.N. Makarov, *Electrochem. Soc. Proc.*, **2003-08**, 258 (2003)

[4] A.V. Lobanova, K.M. Mazaev, R.A. Talalaev, M. Leys, S. Boeykens, K. Cheng, S. Degroote, *J. of Cryst. Growth*, **287(2)**, 601-604 (2006)

[5] A.V. Kondratyev, R.A. Talalaev, W.V. Lundin, A.V. Sakharov, A.V. Tsatsul'nikov, E.E. Zavarin, A.V. Fomin, D.S. Sizov, *J. of Cryst. Growth*, **272**, 420 (2004)

[6] E.V. Yakovlev, R.A. Talalaev, N. Kaluza, H. Hardtdegen, H.L. Bay, accepted for publication in Journal of Crystal Growth, 10.1016/j.jcrysgro.2006.10.047.

[7] M.E. Coltrin, J.R. Creighton, C.C. Mitchell, *J. of Cryst. Growth*, **287(2)**, 566-571 (2006)

EFFECT OF PARASITIC CHEMISTRY IN AlGaN MOVPE

***A.V. Lobanova*[1,*], *E.V. Yakovlev*[1], *R.A Talalaev*[2]**

1) Soft-Impact, Ltd., P.O. Box 83, 194156, St.-Petersburg, Russia, e-mail: lobanova@softimpact.ru

2) Semiconductor Technology Research GmbH, P.O. Box 1207 D-91002 Erlangen, Germany

This work investigates the effect of the growth conditions on AlGaN deposition behavior. The parasitic reactions between III- and V-group precursors give rise to III-group vapor species and/or complex molecules that may condense into particles in vapor phase. Parasitic reactions reduce efficiency of both Al and Ga incorporation into the AlGaN layer. In this paper, we present a model of AlGaN growth accounting for the mechanisms mentioned above. The results obtained demonstrate a reasonable agreement with experimental data.

МОДЕЛЬ ЛЕГИРОВАНИЯ p-ТИПА ПРИ МОС-ГИДРИДНОЙ ЭПИТАКСИИ GaN

***Е.В. Яковлев*[1,*], *С.Ю. Карпов*[1], *Р.А. Талалаев*[1,2]**
[1] ООО "Софт-Импакт", а/я 83, 194156, Санкт-Петербург, Россия, yakovlev@softimpact.ru
[2] Semiconductor Technology Research, GmbH, Erlangen, Germany

Легирование p-типа является одним из важнейших аспектов роста полупроводниковых структур на основе нитридов III-й группы. Основной легирующей примесью для нитрида галлия и твердых растворов на его основе является магний. При росте GaN методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений (ГФЭ МОС) магний обычно поставляется в реактор в виде прекурсора $MgCp_2$ (Cp=циклопентадиенил). Экспериментальные исследования показывают, что контроль вхождения магния в слой часто сопряжен с серьезными трудностями, что приводит к недостаточной воспроизводимости результатов после очистки реактора или даже от процесса к процессу. Известны также так называемые «эффекты памяти», заключающиеся в нерезких профилях легирования, которые обычно относят к паразитному осаждению продуктов реакций на стенках реактора. В рамках данной работы нами была предпринята попытка сформулировать модель легирования слоев GaN магнием в условиях ГФЭ МОС, которая включала бы в себя описание как поверхностных механизмов, влияющих на вхождение магния, так и процессов, происходящих в газовой фазе.

Для разработки и верификации модели газофазных процессов и механизмов низкотемпературного паразитного осаждения были использованы данные, представленные в работах [1-2]. Исследования взаимодействия $MgCp_2$ и аммиака в условиях, типичных для ГФЭ МОС, показывают, что реакции между этими компонентами могут приводить к образованию 1:1 аддакта, $Cp_2Mg{:}NH_3$, а также 2:1 аддакта, $Cp_2Mg{:}(NH_3)_2$. Аддукты имеют очень низкое давление насыщенного пара, и их конденсация на стенках реактора может быть причиной наблюдаемых в эксперименте «эффектов памяти». Численные исследования процессов в газовой фазе показали, и это подтверждается результатами экспериментов, что концентрация 1:1 аддакта крайне мала, и эта компонента может быть исключена из рассмотрения. Таким образом, модель включает в себя объемные реакции образования/диссоциации 2:1 аддакта, а также возможность его конденсации на стенках реактора.

Для определения скоростей низкотемпературной конденсации аддактов авторами [2] были проведены эксперименты в так называемой quartz crystal microbalance (QCM) ячейке, где происходит конденсация на поверхности, поддерживаемой при более низкой, чем остальные стенки установки, температуре. На Рис.1 приведено сравнение измеренных и полученных в расчетах скоростей конденсации аддакта в QCM камере для разных давлений и расходов $MgCp_2$. Расчет в целом адекватно описывает тенденции, наблюдаемые в эксперименте, предсказывая несколько большие, чем в эксперименте, скорости конденсации при значительных расходах прекурсора. Тем не менее, полученные результаты означают, что если паразитное осаждение имеет место в ходе процесса легирования, оно будет предсказываться в рамках модели.

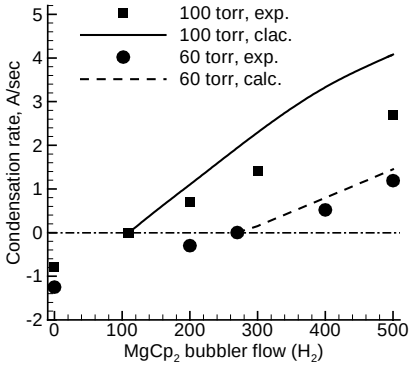


Рис. 1. Сравнение измеренных и полученных в расчетах скоростей конденсации аддакта в QCM камере.

Для рассмотрения осаждения слоев p-типа в реальных ростовых реакторах, модель должна быть дополнена описанием процессов, происходящих в атмосфере реактора при высоких температурах, а также на ростовой поверхности. В частности, модель включает в себя возможность описания формирования частиц в газовой фазе. Частицы наблюдались экспериментально при подаче аммиака и магниевого прекурсора в реактор [3], однако при этом в качестве источника магния использовался другой прекурсор – $(MeCp_2)Mg$ (Me=метил). Численные исследования показали, что процесс формирования частиц из аддакта $Cp_2Mg{:}(NH_3)_2$ имеет пренебрежимо малую интенсивность при условиях и в реакторах типичных для ГФЭ МОС. Можно предположить, что источником образования частиц являются компоненты, образующиеся в горячей зоне реактора в результате газофазных химических реакций, однако для построения количественной

модели недостаточно достоверной информации о механизмах таких реакций.

Модель поверхностных процессов основывается на подходе, предложенном и успешно апробированном в работе [4] для описания процесса легирования магнием в молекулярно-пучковой эпитаксии. Данный подход, учитывающий такие факторы, как адсорбция, десорбция и конкурентное квазиравновесное вхождения вхождение Mg и Ga в подрешетку III-й группы, был расширен на случай легирования в ГФЭ МОС условиях. В работе будут представлены результаты, показывающие эффективность вхождения магния в слой GaN в зависимости от параметров процесса для разных типов эпитаксиальных реакторов.

[1] G.T. Wang, J.R. Creighton, *J. Phys. Chem.*, **108** (2004) 4873-4877.
[2] J.R. Creighton, D.D. Koleske, G.T. Wang, M.E. Coltrin, A.A. Alerman, M.J. Russel, K.C. Cross, C.C. Mitchel, S.R. Lee, and D.M. Follstaedt, *SANDIA Report,* **SAND2005-1408** (2005) 18-24.
[3] B. Beaumont, M. Vaille, P. Lorenzini, P. Gibart, T. Bounfaden, B. el Jani, *MRS Int. J. NSR* **1 17** (1998).
[4] А.А. Воробьев, В.В. Кораблев, С.Ю. Карпов, *ФТП* **37** (2003) 866-870.

MODEL OF p-TYPE DOPING IN GaN MOVPE

***E.V. Yakovlev*[1,*], *S.Yu. Karpov*[1], *R.A. Talalaev*[1,2]**
[1] Soft-Impact, Ltd., P.O. Box 83, 194156, St.Petersburg, Russia, yakovlev@softimpact.ru
[2] Semiconductor Technology Research, GmbH, Erlangen, Germany

Controllable magnesium incorporation during p-type doping of GaN under MOVPE conditions is often difficult due to parasitic processes that may result in losses of magnesium and “memory effects”. In this work, we suggest a model of Mg doping in MOVPE of GaN, combining the description of gas-phase and surface mechanisms characteristic for the doping process. The model has been verified using experimental data on low-temperature condensation of the $Cp_2Mg{:}(NH_3)_2$ adduct in a QCM cell. Examples of model application to predict Mg concentration in p-type GaN layers grown in realistic MOVPE reactors will also be demonstrated.

НЕПОЛЯРНЫЕ a-(In)GaN ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ

***Е.Е.Заварин**, В.В.Лундин, М.А.Синицын, А.Е.Николаев, А.В.Сахаров, Д.С.Сизов, М.М.Кулагина, А.Ф.Цацульников.*
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021 С-Петербург, Политехническая 26,
lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

Несмотря на многообразие созданных в последние 10-15 лет электронных и оптоэлектронных приборов на основе III-N соединений, все они (за исключением нескольких недавних работ) основаны на гетероструктурах, выращенных в направлении **c** (0001). Это связано с целой совокупностью причин, в первую очередь – технологического характера. Характерной особенностью таких структур является наличие сильных встроенных полей, связанных со спонтанной поляризацией и пьезоэффектом. Напряженность этих полей вблизи интерфейсов превышает 10^6 В/см и они в значительной степени определяют свойства гетероструктур. В ряде случаев (например, HEMT структуры) это весьма позитивный эффект, однако в общем случае возможность управления (в частности, устранения) этими полями значительно расширило бы свободу при конструировании приборов. Наиболее очевидным способом управления напряженностью этих встроенных полей является изменение кристаллографической ориентации структуры. Например, если ось симметрии шестого порядка (ось **c**) параллельна плоскости интерфейсов, поля, связанные со спонтанной поляризацией и пьезоэффектом в III-N структурах должны отсутствовать. Одним из вариантов такой ориентации структуры является ее выращивание в направлении оси **a** (11$\underline{2}$0) [1, 2].

В данной работе **a**-(In)GaN структуры выращивались методом MOCVD на лабораторной установке Epiquip (глубоко модернизированной) и полупромышленной установке AIX2000HT. Эпитаксия производилась на подложках **r**-Al_2O_3 с использованием буферного слоя AlN, выращенного при высокой температуре [3]. Слои **a**-GaN, выращенные при оптимизированных условиях, имели зеркально гладкую поверхность (рис. 1). К сожалению, общее совершенство слоев было невысоко, что типично для **a**-GaN. Одним из очевидных методов решения данной проблемы является использование методики латерального эпитаксиального разращивания (ELOG).

Для реализации ELOG процесса в данной работе на поверхности эпитаксиального слоя **a**-GaN формировались маскирующие полоски. Открытые области (5 мкм) в ELOG процессе являлись затравочными для кристаллизации, в то время как над маскированными областями (≥ 7 мкм) происходил латеральный рост совершенного материала. В результате оптимизации ELOG процесса на **a**-GaN нам удалось достичь высокой анизотропии скоростей роста (рис. 2) и сформировать полностью планаризованные слои **a**-GaN ELOG (рис.3). При этом режимы роста значительно отличались как от оптимальных для ELOG процесса на **c**-GaN, так и от оптимальных для планарного роста **a**-GaN.

В процессе ELOG на **a**-GaN можно выделить несколько стадий: начало кристаллизации, латеральное разращивание, смыкание крыльев и планаризация поверхности. Установлено, что оптимальные режимы роста для этих стадий также различны, и полный ELOG процесс на **a**-GaN является многостадийной процедурой.

Микрофотолюминесцентные исследования структур, содержащих 5 InGaN тонких слоев, выращенных на **a**-GaN ELOG структурах показали, что интенсивность люминесценции InGaN над «крыльями» ELOG структуры значительно выше, чем над окнами в маске, что подтверждает существенное повышение качества материала в результате ELOG процесса.

На основе разработанной технологии был выращен ряд InGaN/GaN/AlGaN светодиодных структур на ELOG на **a**-GaN. Спектр электролюминесценции одной из таких структур показан на рис. 4.

Таким образом, в последнее время в ФТИ создана технология выращивания в направлении оси **a** сложных III-N гетероструктур с p-n переходами.

[1] A. Chakraborty, B. A. Haskell, S. Keller, J. S. Speck, S. P. DenBaars, S. Nakamura, and U. K. Mishra, Appl. Phys. Lett. V 85, No 22 (29 NOVEMBER 2004), p. 5143
[2] A. Chitnis, C. Chen, V. Adivarahan, M. Shatalov, E. Kuokstis, V. Mandavilli, J. Yang, and M. Asif Khan, Appl. Phys. Lett. V. 84, No 18 (3 MAY 2004), p.3663
[3] Y. Tsuchiya et al., Japanese Journal of Applied Physics Vol. 44, No. 50, 2005, pp. L 1516–L 1518

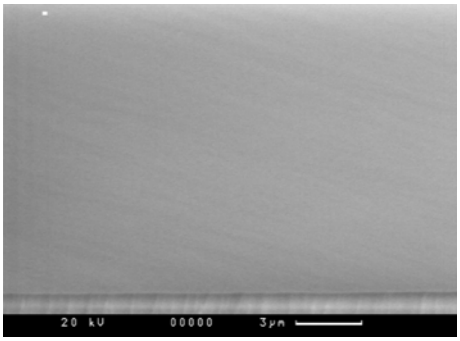


Рис. 1 Поверхность и скол **a**-GaN (SEM)

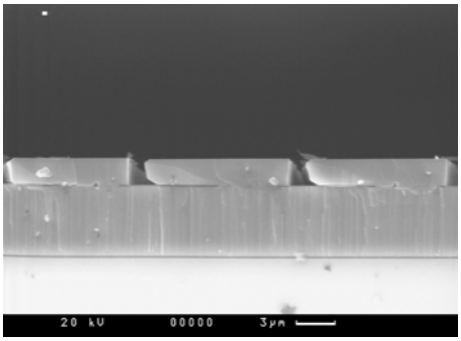


Рис. 2. Скол **a**-GaN ELOG до срастания (SEM)

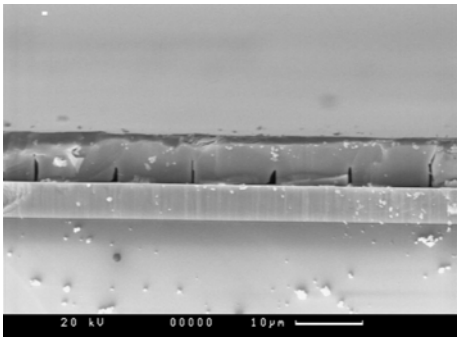


Рис. 3. Поверхность и скол **a**-GaN ELOG после срастания (SEM)

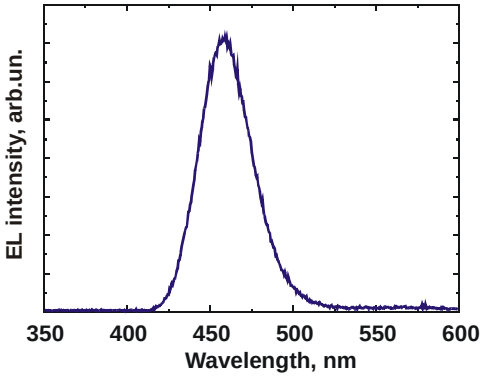


Рис.4. Спектр электролюминесценции InGaN/GaN/AlGaN светодиодной структуры выращенной на a-GaN ELOG

NON-POLAR a-(In)GaN HETEROSTRUCTURES

***E.E.Zavarin**, W.V.Lundin, M.A.Sinitsyn, A.E.Nikolaev, A.V.Sakharov, D.S.Sizov, M.M.Kulagina, and A.F.Tsatsulnikov*
A.F.Ioffe Physico-Technical Institute of the RAS, Politekhnicheskaya 26, 194021, St-Petersburg, Russia
lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

Non-polar **a**-III-N heterostructures were fabricated and investigated. Structures were grown on **r**-sapphire by MOCVD in both Epiquip and AIX2000HT systems. Mirror-like **a**-GaN layers were fabricated utilizing high-temperature AlN buffer layer. To improve material quality, ELOG process on **a**-GaN with high growth rate anisotropy was developed. Flat, fully coalescenced **a**-GaN ELOG structures were fabricated. Micro-PL study of InGaN/GaN MQW grown on **a**-GaN ELOG demonstrates significant improvement of material quality by ELOG process. InGaN/GaN/AlGaN LED structures fabricated on a-GaN ELOG demonstrate reasonable EL in blue spectral range.

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ РОСТА СОЕДИНЕНИЙ В СИСТЕМЕ AlN-GaN АММИАЧНОЙ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИЕЙ

А.Н. Алексеев, А.Э. Бырназ, Д.М. Красовицкий*, М.В. Павленко, С.И. Петров, И.А. Соколов, М.А. Соколов, А.П. Шкурко, В.П. Чалый

ЗАО «Светлана- РОСТ», пр. Энгельса, 27, Санкт-Петербург, 194156 support@semiteq.ru

С точки зрения свойств получаемых слоев соединений III-N и приборных гетероструктур (ГС) на их основе, молекулярно –пучковая эпитаксия (МПЭ) зарекомендовала себя конкурентоспособной методу газофазной эпитаксии из металлорганических соединений (МОГФЭ) в микроэлектронике (полевые транзисторы), однако существенно отстает в оптоэлектронных приложениях: светодиоды [1] и лазеры [2] с приемлемыми характеристиками получены методом МПЭ только при использовании в качестве подложки так называемых «темплейтов» или объемных «свободностоящих» кристаллов GaN. В то время как характерной особенностью МОГФЭ является улучшение свойств слоев с их толщиной, слои выращенные МПЭ, как правило имеют выраженную мозаичную структуру с заметной шероховатостью, нарастающей с ростом толщины [3]. Существенно, что в МОГФЭ в той или иной степени работает модель коалесценции исходных зародышей (первоначально предложенная Akasaki et.al. [4]), предполагающая достаточную поверхностную подвижность атомов, что автоматически требует повышенных температур подложки. Для решения указанной выше проблемы необходимо обеспечить возможность поддержания относительно высоких, с точки зрения МПЭ, температур подложки и потока V группы (что требует, в первую очередь, соответствующего ростового оборудования), а также экспериментально установить закономерности роста нитридных слоев различного состава в столь жестких технологических условиях. В своей предыдущей работе мы сообщали о существенном улучшении свойств приборных гетероструктур при использовании так называемых «темплитов» AlN для инициации роста на подложках сапфира [5]. В данном докладе сообщаются результаты оптимизации условий выращивания слоев AlN и тройных соединений $Al_xGa_{1-x}N$ с мольной долей алюминия 0,1-0,5, позволившие улучшить морфологию и структурное совершенство приборных гетероструктур.

Слои $Al_xGa_{1-x}N$ ($0<x<1$) и ГС различной конструкции были выращены на подложках сапфира (0001) на установке STE3N2 (SemiTEq), специализированной для молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) нитридов III группы с использованием аммиака в качестве источника азота. Конструктивные особенности указанной установки позволяют, в частности, задавать температуры подложки до 1100°C и отношения потоков V/III групп до 1000 при сохранении режима молекулярного пролета частиц. Характерные скорости роста слоев составляли 0,5-1,0 мкм/ч при рабочем давлении в камере не хуже $5\cdot10^{-3}$ Па. In situ контроль ростового процесса осуществлялся посредством оптической пирометрии, лазерной интерферометрии и дифракции отраженных быстрых электронов (ДОБЭ). Свойства выращенных слоев и ГС исследовались с помощью Холловских измерений, атомно-силовой микроскопии и рентгеновской дифрактометрии.

Ранее было установлено, что оптимальным режимом выращивания слоев GaN является сочетание максимальной температуры подложки, не приводящей к уменьшению скорости роста за счет термического разложения более чем на 5%, и отношения V/III, минимально необходимого для обеспечения указанного условия. Найденные кинетические закономерности оказались в целом справедливы и применительно к AlGaN: скорости роста и состав слоев при тех же температурах (более 920°C) подвержены влиянию десорбции галлия. Однако, в зависимости от состава слоя $Al_xGa_{1-x}N$, предел термического разложения сказывается тем раньше, чем ниже мольная доля Al. Установлены температуры начала термического разложения слоев AlGaN, которые оказались для мольной доли 0,3 на ~10^0C выше чем для слоев GaN, а для мольной доли 0,5- еще на ~10^0C выше чем для слоев $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$. Увеличение потока аммиака приводит к увеличению температур начала термического разложения слоев GaN до 40^0C при увеличении потока с 60 до 400 sccm. С другой стороны, увеличение температуры роста на 30^0C выше начала заметного термического разложения при выращивании слоев $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$ приводит к увеличению содержания Al в слое до 50 %. Важно отметить, что данная температура на 20^0C выше температуры начала термического разложения при росте слоев $Al_{0.5}Ga_{0.5}N$, однако при таком режиме роста происходит огрубление морфологии слоя. По аналогичной схеме проведена оптимизация режимов роста и самого «темплита» AlN, на поверхности которого в результате наблюдаются ступени роста, а картина ОДБЭ демонстрирует в ход роста четкую перестройку 2×2, характерную для гладкой «металлической» грани нитридных слоев.

Изучено влияние технологических режимов выращивания слоев $Al_xGa_{1-x}N$ различного состава на свойства ДЭГ, образующегося на верхнем интерфейсе многослойных гетероструктур AlN/AlGaN/GaN/AlGaN. Оптимальные условия позволили снизить толщину канального слоя GaN для обеспечения лучшего электронного ограничения, и получить структуры с подвижностью до 1400 $см^2/В·с$ при толщине GaN 1000Å и до 1200 $см^2/В·с$ при толщине GaN 50Å; типичные концентарции электронов для указанных случаев составляют, соотвественно, (1,4-1,6) $\times 10^{13}$ $см^2$ и (0,9-1,1) $\times 10^{13}$ $см^2$

[1] P. Waltereit, H. Sato, C. Poblenz, D.S. Green, J.S. Brown, M. McLaurin, T. Katna, S.P. DenBaars, J.S. Speck, J.-H. Liang, M. Kato, H. Tamura, S. Omori, C. Funaoka Appl. Phys. Lett., 84 2748 (2004)

[2] Hooper S.E., Kauer M., Bousquet V. Electron.Lett. 2004. V. 40(1). P.33-34

[3] S. Vezian, F. Natali, F. Semond, J. Massies. Physica Rewiew B 69, 125329 (2004)

[4] I. Akasaki, H.Amano. J. Cryst.Growth 163, 86 (1996)

[5] А.Н. Алексеев, С.Б. Александров, А.Э. Бырназ, Л.Э. Великовский, И.Э. Великовский, Д.М. Красовицкий, М.В. Павленко, С.И. Петров, Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, М.А. Соколов, М.В. Степанов, А.Г. Ткаченко, А.П. Шкурко, В.П. Чалый. ПЖТФ, **31**, 19 (2005)

PECULIARITIES OF AlN-GaN COMPOUNDS GROWTH KINETICS BY AMMONIA-BASED MOLECULAR BEAM EPITAXY

A.N.Alexeev, A.E.Byrnaz, D.M.Krasovitsky*, M.V.Pavlenko, S.I.Petrov, Yu.V.Pogorelsky, I.A.Sokolov, M.A.Sokolov, M.V.Stepanov, A.P.Shkurko, V.P.Chaly

JSC «Svetlana-Rost», p/o box 29, St. Petersburg, 194156, Russia, support@semiteq.ru

To make quality of group III nitride heterostructures grown on sapphire by molecular beam epitaxy competitive, substrate temperatures should be higher than usual and growth sequence should be respectively modified. Taking into account kinetics peculiarities, AlN/AlGaN/GaN/AlGaN heterostructures with doubly confined channels were grown. In particular, electron mobilities of 1200-1400 $cm^2/V·s$ were routinely obtained for channel thicknesses in 50-1000Å range.

InGaN QW С ВЫСОКОЙ ИНТЕНСИВНОСТЬЮ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В ДИАПАЗОНЕ 490-630 нм, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ МПЭ НА c-Al_2O_3

С.В. Иванов*, В.Н. Жмерик, Т.В. Шубина, С.В. Листошин, А.М. Мизеров, А.А. Ситникова, П.С. Копьев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, e-mail: ivan@beam.ioffe.ru

Создание высокоэффективных светоизлучающих приборов длинноволнового диапазона видимого спектра (490-630 нм) на основе гетероструктур InGaN/GaN по прежнему остается нерешенной проблемой, несмотря на существенный прогресс в технологии и коммерциализации А3-нитридов. Ожидается, что молекулярно-пучковая эпитаксия с плазменной активацией азота (МПЭ ПА) и температурой роста на ~200°С ниже, чем традиционно используемая в ГФЭ МОС, позволит получить относительно более высокую квантовую эффективность InGaN/GaN квантовых ям (КЯ) в зелено-красном диапазоне за счет замедленного фазового распада и, как результат, меньшей деградации структурных и оптических свойств при увеличении содержания In.

В докладе сообщается об успешной реализации методом МПЭ ПА эпитаксиальных слоев $In_xGa_{1-x}N$ ($0.2<x<0.65$) и гетероструктур с КЯ $In_xGa_{1-x}N/In_yGa_{1-y}N$ ($0.3<x<0.55$, $0<y<0.45$) с высокой интенсивностью фотолюминесценции (ФЛ) при 300К в диапазоне 490-630 нм. Слои выращивались непосредственно на с-сапфире и на GaN/Al_2O_3-ГФЭМОС темплейтах. Разработанный феноменологический подход к контролю МПЭ ПА роста, использующий лазерную рефлектометрию (λ=660нм) и дифракцию отраженных быстрых электронов, позволил определить температурную зависимость встраивания In, а также с высокой точностью управлять средним составом и стехиометрией растущих пленок InGaN. Было обнаружено, что эффективность встраивания In падает с 1 до 0.1 при увеличении $T_п$ с 590 до 670°С при росте на сапфире. Использование же ГФЭМОС темплейтов приводит к дополнительному резкому (более чем в 5 раз) снижению встраивания In (рис. 1). Данные эффекты анализируются с точки зрения термодинамического и кинетического подходов к описанию процесса роста при МПЭ ПА.

Структурные и оптические свойства слоев и КЯ гетероструктур исследовались с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), рентгеновской дифракции (РД), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), ФЛ и возбуждения ФЛ (ВФЛ).

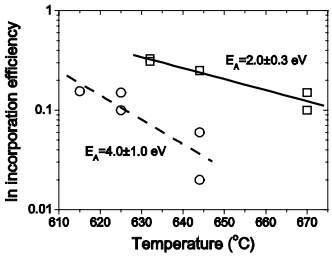


Рис.1. Температурная зависимость эффективности встраивания In в InGaN при МПЭ ПА росте на GaN МПЭ буфере (сплошная линия) и на GaN ГФЭМОС темплейте (пунктир)

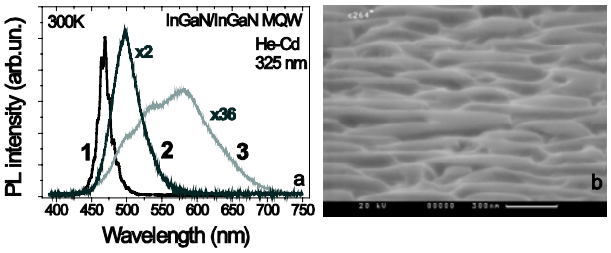


Рис. 2. (а) ФЛ спектры образца с МКЯ $In_xGa_{1-x}N/In_yGa_{1-y}N$ (#c264), выращенного МПЭ ПА вдоль градиента $T_п$: 650°С (2) и 620°С (3) в сравнении с МКЯ InGaN/GaN структурой, выращенной ГФЭМОС (Samsung Electromechanics Co. Ltd.) (1). (b) СЭМ изображение поверхности МКЯ структуры.

Установлено, что максимальная интенсивность ФЛ при 300К в слоях InGaN достигается при $T_п$ в диапазоне 620-650°С и N-обогащенных условиях роста, приводящих к 3D механизму роста, который стимулирует формирование мелких когерентных InGaN кластеров (типа квантовых точек (КТ)) с повышенным содержанием In, а также позволяет сбросить упругие напряжения за счет

трансформации морфологии поверхности. Вместе с тем, формирование GaN барьера высокого оптического качества при таких $T_п$ требует использования механизма роста через сегрегационный слой In, т.е. в условиях обогащения поверхности атомами элементов III группы. Предложен оригинальный подход к выращиванию InGaN/GaN структур с КЯ, при котором состав и стехиометрия растущего слоя (N-обогащенная 3D КЯ и III-обогащенный 2D барьер) варьируются только путем изменения потока активного азота при неизменных всех прочих параметрах технологического процесса. С использованием такого подхода получены структуры с КЯ, излучающие в диапазоне 490-630°C при 300К, причем интегральная интенсивность ФЛ структур с максимумом на 500 нм соответствует интенсивности эталонной МКЯ структуры с максимумом ФЛ на 470 нм, полученной ГФЭМОС, а интегральная интенсивность МПЭ ПА КЯ при максимуме на 580 нм составляет 11% от интенсивности ГФЭМОС структуры (рис. 2). Исследования структур с КЯ InGaN/GaN методами ФЛ, ВФЛ и ПЭМ (рис. 3) позволили сделать вывод о формировании в InGaN КЯ с x>0.3 напряженных кластеров с размерами, не превышающими 10нм, которые обладают сильным локализующим потенциалом, плотностью состояний наподобие КТ и ответственны за высокую интенсивность ФЛ при 300К.

Работа поддерживалась Samsung Electromechanics Co.Ltd., РФФИ, Президиумом РАН и Минобрнауки.

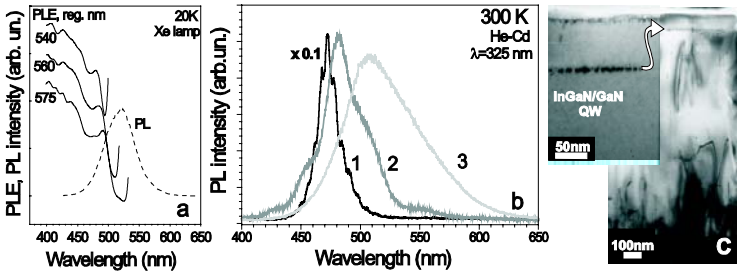


Рис. 3. (a) Спектры низкотемпературной ФЛ и ВФЛ слоя InGaN (#c189), выращенного МПЭ ПА в режиме роста КЯ; (b)Спектры ФЛ при 300К: (1) – эталонной ГФЭМОС структуры с InGaN/GaN МКЯ, (2) – InGaN/GaN структуры с одиночной КЯ, выращенной МПЭ ПА (#c190) и (3) – слоя InGaN (#c189), выращенного МПЭ ПА. (c) ПЭМ изображение (g=1-100) поперечного сечения InGaN/GaN структуры с одиночной КЯ, выращенной МПЭ ПА (#c190), при различном увеличении.

InGaN QW WITH HIGH PHOTOLUMINESCENCE EFFICIENCY IN THE 490-630 nm RANGE, GROWN BY MBE PA ON c-Al_2O_3

***S.V. Ivanov**, V.N. Jmerik, T.V. Shubina, S.B. Listoshin, A.M. Mizerov, A.A. Sitnikova, P.S. Kop'ev*
Ioffe Physico-Technical Institute of RAS
194021 St. Petersburg, Polytekhnicheskaya street 26, e-mail: ivan@beam.ioffe.ru

The paper reports on successful fabrication by plasma-assisted MBE of $In_xGa_{1-x}N$ ($0.2<x<0.65$) epilayers and $In_xGa_{1-x}N/In_yGa_{1-y}N$ quantum well (QW) heterostructures ($0.3<x<0.55$, $0<y<0.45$) with high photoluminescence (PL) efficiency at 300K in the 490-630 nm range. The structures were grown either immediately on c-sapphire substrates or on GaN/Al_2O_3-MOVPE templates. The developed original technique of PA MBE growth control allowed us to define the temperature dependence of In incorporation in InGaN in the 590-670°C range, as well as to control an average composition and stoichiometry of InGaN films with a high accuracy. Optimum growth conditions have been established to achieve maximum 300K PL intensity in InGaN layers and InGaN/GaN QWs. We proposed the original approach for growing the InGaN-based QW structures by changing the active nitrogen flux at all other growth parameters kept constant.

ОСОБЕННОСТИ РОСТА СЛОЕВ AlGaN МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИИ С ПЛАЗМЕННОЙ АКТИВАЦИЕЙ АЗОТА

А.Н. Семенов*, В.Н. Жмерик, А.М Мизеров, С.В. Иванов
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, РАН, semenov@beam.ioffe.ru

Получение твердых растворов AlGaN с высоким содержанием алюминия является чрезвычайно важной задачей для изготовления ультрафиолетовых светоизлучающих диодов с длиной волны излучения менее 365 нм. Однако с увеличением содержания алюминия наблюдается резкое ухудшение как структурных [1], так и оптических свойств [2] твердых растворов. В данной работе исследовались возможности роста твердых растворов $Al_xGa_{1-x}N$ с высоким структурным совершенством в широком диапазоне составов и влияние технологических режимов на структурное совершенство синтезируемых слоев.

Образцы выращивались на установке Riber Compact 21T методом молекулярно-пучковоовой эпитаксии с плазменной активацией азота на подложках с-Al_2O_3, а также буферных слоях GaN-MOVPE. В случае роста на с-Al_2O_3 использовались различные буферные слои — AlN и GaN, а также рост непосредственно $Al_xGa_{1-x}N$ на предварительно нитридизованной поверхности подложки с-Al_2O_3. Температура роста AlGaN составляла 650—740ºС Содержание Al в слоях $Al_xGa_{1-x}N$ контролировалось *in-situ* с использованием системы лазерной рефлектометрии, а также *ex-situ* методами рентгеновской дифрактометрии (РД) в режиме θ-2θ сканирования и растровой электронной микроскопии (РЭМ). Для оценки структурного совершенства и определения полуширины РД пиков AlGaN использовался режим ω-сканирования. Кроме того, исследовалось влияние на рост и структурное совершенство слоев AlGaN отношения потоков атомов третьей группы (Al, Ga) и активного азота (F_{III}/F_N).

Было обнаружено, что начальные стадии роста являются чрезвычайно важными для достижения планарного роста AlGaN. При этом наиболее быстрый переход к двумерному росту наблюдался в случае использования в качестве буферного слоя GaN (рис. 1, а). Начальные стадии роста AlN и AlGaN на подложках с-Al_2O_3 протекают в более трехмерном режиме (рис. 1 б, в) и требуют заметно большего превышения суммарного потока атомов III-группы над потоком активированного азота для перехода к планарному росту AlGaN по сравнению с ростом на GaN буфере. Это позволяет предположить причастность эффекта смены полярности поверхности при инициации роста с Al-содержащих слоев. Важно отметить, что при использовании в качестве подложек с-Al_2O_3, наименьшая величина полуширины пика от слоя AlGaN на ω-кривых РД была получена для образцов, выращенных на буферном слое AlN и при использовании СР AlN/AlGaN (~ 1400 угл. сек.), а не при росте AlGaN на буферном слое GaN (~ 2000 угл. сек.). Типичные кривые РД (в режиме θ-2θ сканирования) для слоев AlGaN, выращенных на разных буферных слоях, представлены на рис. 2. Значительного уменьшения полуширины дифракционного пика можно достигнуть, используя в качестве подложки слои GaN-MOVPE. Минимальная полученная полуширина ω-кривых для таких образцов составила ~ 340 угл. сек. Однако в случае использования подложек со слоями GaN-MOVPE уже при содержании алюминия в твердом растворе ~ 40% наблюдается растрескивание и нарушение микроскопической сплошности эпитаксиальной пленки.

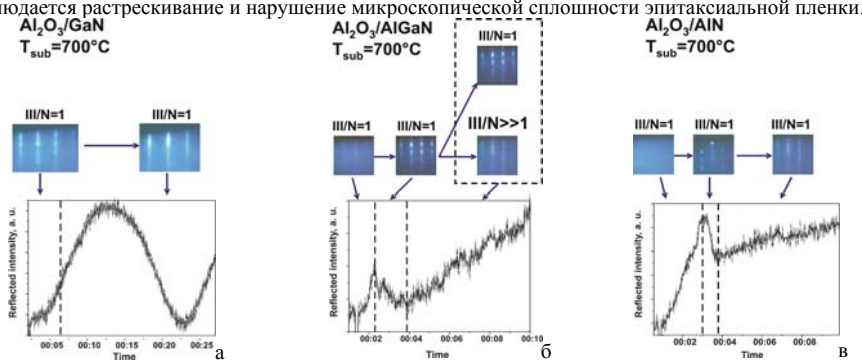


Рис. 1. Изменение картины ДБЭ и интенсивности отраженного сигнала рефлектометрии во время начальных стадий роста (а) — буферный слой GaN (б) — рост AlGaN непосредственно на с-Al_2O_3 (в) — буферный слой AlN.

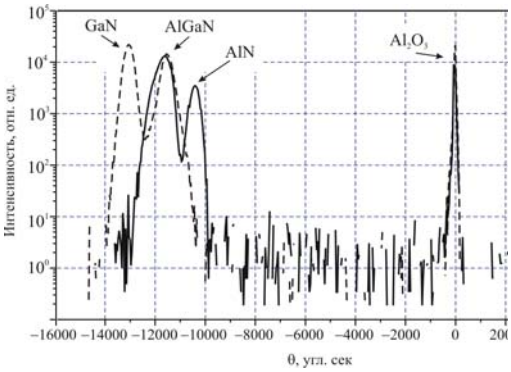


Рис. 2. Кривые дифракционного отражения для твердых растворов AlGaN, выращенных на подложках Al_2O_3. Пунктирная кривая — в качестве буферного слоя использовался GaN, сплошная кривая — AlN

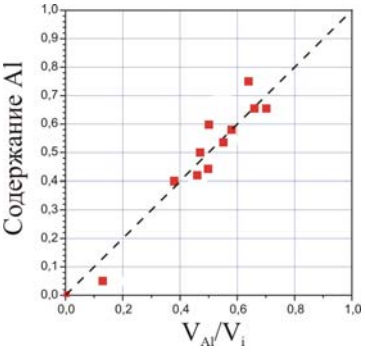


Рис. 3. Зависимость содержания алюминия от соотношения скорости поступления атомов алюминия к скорости роста AlGaN.

Полученные результаты позволили установить, что наиболее эффективное управление составом твердого раствора AlGaN возможно с помощью изменения потока алюминия. Была построена зависимость содержания алюминия в слое от отношения скорости поступления атомов алюминия к полной скорости роста, измеряемой *in situ* с помощью системы лазерной рефлектометрии. Линейный характер полученной зависимости свидетельствует о том, что атомы Al имеют ярко выраженный приоритет при встраивании в AlGaN по сравнению с атомами Ga. Встраивание последних определяется уже избыточным потоком активного азота. При этом наблюдается резкое усиление десорбции невстроившегося Ga с поверхности роста твердых растворов AlGaN с высоким содержанием алюминия.

[1] H. Jiang, T. Egawa, M. Hao, Y. Liu. Appl. Phys. Lett. **87**, 241911 (2005)
[2] K.B. Nam, J. Li, M.L. Nakarmi, J.Y. Lin, H.X. Jianga Appl. Phys. Lett. **84** (24), 5264 (2004)

PECULIARITIES OF PLASMA-ASSISTED MOLECULAR BEAM EPITAXY GROWTH OF AlGaN ALLOYS

A.N. Semenov**, V.N. Jmerik, A.M. Mizerov, S.V. Ivanov
Ioffe Physico-Technical Institute of RAS
26, Politekhnicheskaya Str., St.Petersburg 194021, Russia, semenov@beam.ioffe.ru

This paper reports on plasma-assisted molecular beam epitaxy growth of $Al_xGa_{1-x}N$ alloys within a wide range of Al content ($x = 0–0.7$). The initial stage of the AlGaN growth on c-sapphire substrates and MOVPE grown GaN templates has been studied in details. It is found that structural quality and 2D or 3D growth mechanism are strongly depend on the group III elements flux ratio (Ga/Al) and ratio between total group III flux and nitrogen flux (III/N). It has been established that an efficient control of the alloy composition can be performed by varying the Al flux only.

МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВАЯ ЭПИТАКСИЯ С ПЛАЗМЕННОЙ АКТИВАЦИЕЙ AlGaN-ГЕТЕРОСТРУКТУР ДЛЯ УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ДИАПАЗОНА

***Жмерик В.Н.**, Семенов А.В., Мизеров А.М., Шубина Т.В., Торопов А.А., Листошин В.Б., Сахаров А.В., Заморянская М.В., Копьев П.С., Иванов С.В.*
Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН,
Политехническая ул., 26, Санкт-Петербург, 194021, jmerik@pls.ioffe.ru

Разработка твердотельных источников ультрафиолетового излучения (УФ) являются важной областью применения нитридов третьей группы, поскольку данные приборы имеют существенные преимущества по сравнению с традиционными газоразрядными источниками в отношении эффективности, габаритов, возможности импульсной работы и широких возможностей выбора рабочей длины волны источников УФ-излучения. В настоящее время уже получены светоизлучающие диоды (СИД) на основе $Al_xGa_{1-x}N$, работающие в диапазоне длин волн 360-210 nm [1-3]. Однако, эффективность излучения данных приборов существенно хуже по сравнению с коммерчески выпускаемыми СИД сине-фиолетового диапазона на основе InGaN соединений, что объясняется снижением структурного качества $Al_xGa_{1-x}N$ с возрастанием содержания Al (x>0.3) и, кроме того, отсутствием до недавнего времени наблюдений в данном материале эффектов локализации носителей [4,5]. Кроме того, существенной проблемой для AlGaN является сложность его p и n- легирования при высоком содержании Al [2,3].

Данная работа посвящена молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией (МПЭ ПА) слоев $Al_xGa_{1-x}N$ и гетероструктур с квантовыми ямами (КЯ) на их основе с высоким содержанием Al (x до 0.6), которые проявляют оптическую активность в диапазоне 300-340 нм.

Эпитаксиальные слои $Al_xGa_{1-x}N$ (x=0-0.6) и структуры с КЯ были выращены с использованием установки Compact 21T на c-Al_2O_3 подложках, предварительно отожженных и нитридизованных при температуре подложки T_S=700-800°C. Во время роста значение T_S варьировалось в пределах 680-720°C. В качестве буферных слоев использовались либо слои GaN и AlN с толщиной 200 нм, выращенные МПЭ ПА, либо 3 мкм GaN-темплейты, выращенные газофазной эпитаксией из металлоорганических соединений. Линейное регулирование скорости роста в N-стабилизированном режиме в пределах 0.25-0.5 мкм·ч$^{-1}$ обеспечивалось только изменением ВЧ-мощности плазменного источника Oxford HD25 при постоянном расходе азота. Все структуры с КЯ были выращены на AlGaN:Si буферных слоях с толщиной 1-1.6 мкм. Для контроля стехиометрических условий, скорости роста и состава растущего слоя AlGaN использовалась разработанная нами методика, основанная на *in-situ* измерениях лазерной рефлектометрии (660нм) и дифракции отраженных быстрых электронов (ДОБЭ) [6]. Структурные и оптические свойства AlGaN слоев и гетероструктур исследовались с использованием растровой электронной микроскопии (РЭМ), рентгенодифракционного анализа, измерением спектров фото- (ФЛ), катодо- (КЛ) и электролюминесценции (ЭЛ) и измерениями спектров оптического отражения.

Исследования кинетики роста AlGaN при различных T_S, отношениях потоков III/N и Ga/Al показали, что даже при относительно небольших температурах подложки (T_S=680-710°C) металл-обогащенные условия роста приводят к двухмерному (2D) росту $Al_xGa_{1-x}N$ (x до 0.6). Необходимо отметить, что при инициации роста с буфера AlN или непосредственно с Al_2O_3 отношение потоков III/N, требуемое для достижения 2D роста, могло быть повышено вплоть до значения 1.75 относительно стехиометрического без образования металлических микрокапель, которые обычно возникают при таких T_S в случае использования подобных металл-обогащенных условий при росте бинарного GaN технологией МПЭ ПА. Поскольку было установлено, что содержание Al в слоях AlGaN соответствует полному встраиванию потока Al, это означает существенную разницу в процессах десорбции Ga с поверхности растущего слоя тройного соединения по сравнению с ростом бинарного соединения. Важная роль относительного обогащения растущей поверхности AlGaN атомами Ga для поддержания 2D роста была подтверждена наблюдением 2D-3D перехода в картине ДОБЭ при повышении либо T_S, либо потока активированного азота, что соответствует общей тенденции для МПЭ ПА соединений A^3N, заключающейся в происходящем при этом снижении подвижности поверхностных атомов III группы. Дополнительно планарность поверхности улучшалась при введении в буферный слой нескольких одиночных вставок AlN толщиной 2 монослоя или AlGaN/AlN сверхрешетки (СР).

КЯ-структуры представляли собой три $Al_{x1}Ga_{1-x1}N$ КЯ с номинальной толщиной 3 нм, разделенные $Al_{x2}Ga_{1-x2}N$ барьерными слоями толщиной 8 нм, для которых максимальные значения x1 и x2 составляли 0.45 и 0.55, соответственно, при постоянном для различных структур значении разницы x2-x1=0.1. При росте КЯ температура Al-источника поддерживалась постоянной, а

изменение содержания Al обеспечивалось за счет использования т.н. цифрового метода роста твердого раствора AlGaN как субмонослойной AlGaN/GaN СР. После роста КЯ-структуры выращивался либо слой $Al_{x2}Ga_{1-x2}N$ с толщиной 50 нм (для измерений спектров ФЛ и КЛ), либо электронный блокирующий слой с повышенным содержанием Al (10нм) и p-контактный слой GaN:Mg (с концентрацией дырок ~10^{18} $см^{-3}$) толщиной 200 нм для измерений ЭЛ характеристик.

Рисунок 1 демонстрирует спектр ФЛ структуры с тремя КЯ, на котором наблюдаются два высокоэнергетичных пика, соответствующих переходам в верхнем барьерном слое и КЯ, а также отдельно стоящий пик с меньшей энергией перехода. Температурная зависимость спектров ФЛ подтверждает, что первые пики связаны с переходами вблизи края запрещенной зоны, поскольку при повышении температуры от 15 до 300К для них наблюдается «красный» сдвиг на ~0.1 эВ. Для низкоэнергетичного пика, подобный сдвиг существенно меньше, что позволяет его связать с наличием глубоких локализованных состояний в AlGaN КЯ [4], плотность которых невелика. Измерения спектров ЭЛ проводились для аналогичной МКЯ структуры, выращенной непосредственно на сапфировой подложке. РЭМ изображение поперечного сечения диодной структуры приводится на рис. 2a. Спектр ЭЛ, представленный на рис. 2b, был измерен на пластине при 300К с использованием точечных контактов и различных токов накачки в диапазоне 0.3-1.5 мА. Основной пик с длиной волны 320 нм и полушириной 26 нм, вероятно, обусловлен локализованными состояниями в КЯ, что подтверждается его некоторым коротковолновым сдвигом с увеличением тока накачки, а пики с меньшей энергией и существенно меньшей интенсивностью связаны с верхним p-GaN слоем [4].

Данные результаты, насколько нам известно, находятся на уровне лучших в мире образцов [4], полученных методом МПЭ ПА, и демонстрируют перспективность этой технологии для роста Al-GaN гетероструктур для СИД УФ-диапазона.

Работа поддерживалась Министерством образования и науки РФ, Президиумом РАН и ФСОН.

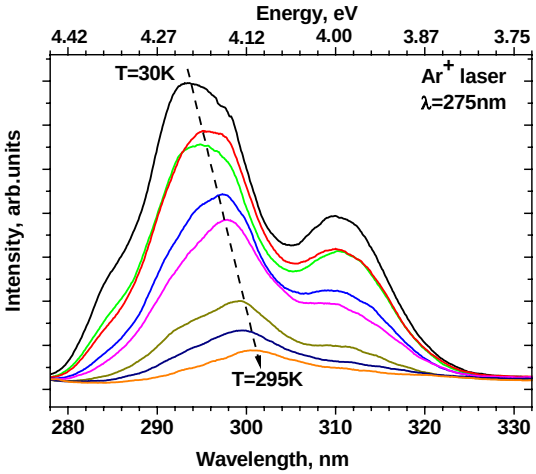


Рис. 1. Температурная зависимость спектров ФЛ структуры с тремя КЯ $Al_{0.4}Ga_{0.6}N/Al_{0.5}Ga_{0.5}N$.

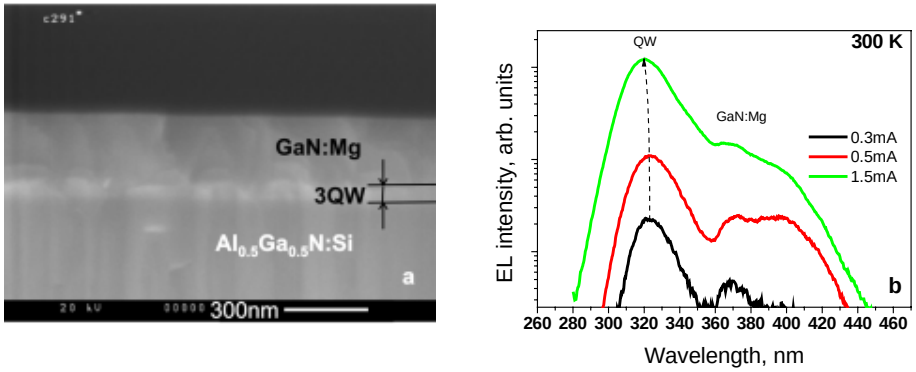


Рис. 2. РЭМ изображение (a) и спектр ЭЛ (b) прототипа диодной структуры с МКЯ $Al_{0.4}Ga_{0.5}N/Al_{0.5}Ga_{0.5}N$.

[1] Y. Taniyasu, M. Kasu,T. Makimoto, Nature **441**, 325 (2006)
[2] S. Nikishin, M. Holtz, H. Temkin, Jpn. J. Appl. Phys., Part 1 **44**, 7221 (2005).
[3] W. H. Sun, A. Chitnis, M. Shatalov, S. Wu, H. P. Maruska, M. A. Khan Appl. Phys. Lett. **85**, 2175 (2004).
[4] A.V. Sampath, G.A. Garrett, C.J. Collins W.L. Sarney, E.D.Readinger, P.G.Newman, H.Shen, M. Wraback, J. Electron. Material. **35**, 641 (2006).
[5] B. Borisov, S. Nikishin, V. Kuryatkov, H. Temkin Appl. Phys. Lett. **87**, 191902 (2005).
[6] S.V. Ivanov, V.N. Jmerik, A.M. Mizerov , P.S. Kop'ev, M.-H. Kim, M. Koike, B.-J. Kim, Abstr. ISGN-I, Linkopping, 2006, WeP-26

PLASMA-ASSISTED MBE OF AlGaN-BASED HETEROSTRUCTURES FOR LEDs OF UV SPECTRAL RANGE

Jmerik V.N.*****, ***Semenov A.V., Mizerov A.M., Shubina T.V., Toropov A.A., Listoshin S.B., Sakharov A.V., Zamoryanskaya M.V., Kop'ev P.S., and Ivanov S.V.***
Ioffe Physico-Technical Institute of RAS,
Polytekhnicheskaya 26, St. Petersburg 194021, jmerik@pls.ioffe.ru

The paper reports on plasma-assisted MBE growth of AlGaN layers and quantum well heterostructures with relatively high Al-content (up to x=0.6). The growth conditions (buffers, substrate temperature and III/N flux ratio) necessary to obtain the atomically smooth surface and continuous sharp interfaces are reported. The optical properties within the UV-range (260-340 nm) of the AlGaN layers and QW-structures were studied by measuring photo-, cathode- and electroluminescence spectra as well as optical reflectivity spectra. Prototype of UV LED emitting in the 300-340 nm range has been fabricated.

ВЫРАЩИВАНИЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ GaN ХЛОРИД-ГИДРИДНЫМ МЕТОДОМ

А.В. Говорков, Л.И. Дьяконов*, Ю.П. Козлова, А.В. Марков, М.В. Меженный, А.Я. Поляков, В.Ф. Павлов, Н.Б. Смирнов, Т.Г. Югова
ФГУП «Гиредмет», Москва, Россия, aberkas@yandex.ru

Для получения «квазиподложек» нитрида галлия, отделяемых от исходного инородного основания, необходимо разработать технологию выращивания толстых (толщиной в несколько сотен мкм) эпитаксиальных слоев GaN. Достаточные для получения толстых слоев скорости роста обеспечивает только хлорид-гидридный метод, где в качестве исходных реагентов используются HCl, Ga и NH_3. Нелегированные слои GaN осаждали в вертикальном кварцевом реакторе диаметром 80 мм на вращающуюся сапфировую подложку с ориентацией (0001). Подложка диаметром 50 мм располагалась перпендикулярно набегающему газовому потоку. Реактор нагревался четырехзонной печью сопротивления, позволявшей получать необходимый температурный профиль по оси реактора. В качестве газа-носителя использовали очищенный N_2. Хлорид галлия GaCl, образовавшийся при взаимодействии HCl и Ga в источнике, подводился по центральной трубке к подложке, где смешивался с потоком NH_3 и образовывал слой GaN по брутто-реакции:

$$NH_3 + GaCl = GaN + HCl + H_2.$$

Исследовано влияние некоторых технологических параметров на скорость осаждения GaN. Скорость почти линейно возрастала с увеличением расхода HCl в интервале 0,2–4 л/час. Температура пьедестала в исследованном интервале 1000-1100ºC, напротив, не оказывала заметного влияния на скорость роста. Так же слабо влияла на скорость осаждения температура источника Ga, поскольку в интервале 800-1000ºC выход реакции хлорирования Ga близок к 1. При оптимальных условиях роста зеркально гладкие прозрачные слои GaN осаждались на подложку со скоростью до 300 мкм/час, что позволило получить слои толщиной до 500 мкм. Выход Ga в эпитаксиальный слой достигал 50%.

Распределение толщины слоя по диаметру структуры определялось геометрией газовых потоков и технологическими режимами осаждения. При подаче GaCl по оси реактора нередко наблюдалось куполообразное распределение толщины слоя. При асимметричной подаче реагентов, оптимизируя величины расходов реагентов, удавалось получить слои с разбросом менее 12% по толщине.

Исследована возможность газового травления нитрида галлия на стенках реактора и подтравливания поверхности эпитаксиального слоя GaN в протоке HCl. Обнаружено, что травление шло интенсивнее на границе нитрида галлия с кварцем или сапфиром, где материал испытывает максимальные механические напряжения. Поэтому осадок нитрида галлия не столько стравливался, сколько отслаивался от поверхности кварца или сапфира.

Основными морфологическими дефектами эпитаксиальных слоев являлись пирамиды и ямки роста. При толщинах слоев более 10 мкм в структуре возникали трещины, часть которых выходила на поверхность, а часть оканчивалась внутри слоя. При увеличении толщины трещины распространялись из слоя в подложку. Для выявления дислокаций использовалось избирательное травление в расплаве KOH или в эвтектическом расплаве KOH:NaOH. Установлена зависимость плотности дислокаций от толщины эпитаксиального слоя. Плотность дислокаций на поверхности слоя уменьшается от 5×10^9 см$^{-2}$ при толщине слоя 1,5 мкм до 1×10^7 см$^{-2}$ для слоев толщиной более 100 мкм. Интегральное совершенство эпитаксиальных пленок исследовано с помощью прецизионных рентгеновских методик. Как правило, структурное совершенство слоев заметно улучшалось с увеличением толщины.

Электрические свойства слоев исследовали методом Ван-дер-Пау и с помощью измерения вольт-фарадных характеристик. Концентрация электронов в слоях составляла от 10^{17} до $>10^{18}$ см$^{-3}$, подвижность – 50 – 200 см^2/В·с, соответственно. В некоторых структурах вблизи подложки возникал слой с повышенной концентрацией электронов, тогда как концентрация в основном объёме пленке была сравнительно низкой. На спектрах релаксационной спектроскопии глубоких уровней, снятых на структурах с высокой концентрацией носителей, доминировали электронные ловушки с энергией активации 0,25 эВ и 0,65 эВ с концентрацией 10^{14} см$^{-3}$.

В спектрах микрокатодолюминесценции (МКЛ) исследованных структур наблюдались ультрафиолетовая краевая (3,35 эВ) и желтая (2,3 эВ) полосы, обычные для слоев GaN. Краевая полоса преобладала в толстых пленках с низкой плотностью микротрещин, тогда как в образцах с большим

числом микротрещин преобладающей являлась желтая полоса. Дефекты в виде тёмных точек, связанные с дислокациями, наблюдались при исследовании поверхности структур методом МКЛ. Плотность дислокаций, определенная из таких измерений, составляла для толстых (свыше 80 мкм) плёнок порядка 10^7 см$^{-2}$, что хорошо согласуется с плотностью дислокаций, найденной с помощью селективного травления.

Разработанные режимы выращивания обеспечивают получение слоев GaN с толщинами, достаточными для изготовления квазиподложек. Для улучшения качества получаемых слоев GaN необходимо добиться более высокой однородности распределения структуры и свойств, а также предотвращения растрескивания структур в процессе роста и охлаждения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ: гранты № 05-02-08015 и 06-02-16212.

GROWTH OF GaN LAYERS BY HYDRIDE VAPOR PHASE EPITAXY

A.V.Govorkov, L.I. D'yakonov*, Yu.P. Kozlova, A.V. Markov, M.V. Mezhennyi, A.Y. Polyakov, V.F. Pavlov, N.B. Smirnov, T.G. Yugova
Institute of Rare Metals "Giredmet", Moscow, Russia, aberkas@yandex.ru

Undoped GaN layers with two inch diameter and the thickness ranging from about 1 μm to 500 μm were prepared by HVPE technique. The growth was performed in the vertical growth system. The main factor influencing the growth rate was the HCl flow and the growth rates up to 300 μm/h have been achieved. The dislocation density determined by selective etching decreased from over 10^9 cm^{-2} for the 1.5-μm-thick to ~10^7 cm^{-2} for above-100-μm-thick layers. Electron concentration and mobility were found to be 10^{17}-10^{18} cm^{-3} and 50-200 cm^2/Vs respectively. GaN layers thickness uniformity, surface morphology, luminescence and deep traps spectra were investigated.

ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ СЛОИ GaN НА Si(111) ПОДЛОЖКЕ: СТРУКТУРНЫЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.

В.Н.Бессолов, В.Ю.Давыдов, Ю.В.Жиляев*, Е.В.Коненкова, Н.К.Полетаев, С.Д.Раевский, С.Н. Родин, С.Л.Смирнов, Ш.Шарофидинов, М.П.Щеглов, H.S. Park[1] и M. Koike[1]
Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН
[1] Samsung Electro-Mechanics Co., Ltd, Suwon, Gyunggi-Do, Korea

Цель работы – изучить свойства толстых (>10 мкм) слоев нитрида галлия, выращенных на кремниевой подложке методом HVPE.

Методика роста - эпитаксиальное выращивание GaN слоев осуществлялось на предварительно очищенной 2 inch. Si(111) подложке, которая вращалась в потоке водорода с частотой ~60 об./мин по оригинальной технологии [1]. Вначале выращивались два буферных слоя AlN толщинами 100 нм, а затем - основной слой GaN толщиной 10-20 мкм. (рис.1). Температура эпитаксии буферных слоев была 1080°C, а основного - 1050°C. Скорость потоков HCl и NH_3 была 1.7 мл/мин. и 2.4 л/мин.. соответственно.

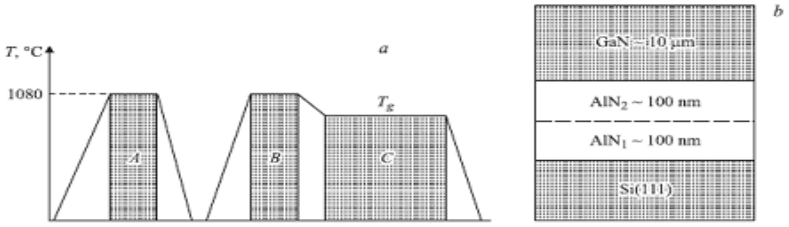


Рис.1 Температурно-временной режим эпитаксии.

Экспериментальные результаты. Рентгеноструктурные исследования показали, что кривые качания для брэгговского рефлекса (0002), измеренные в центре двухдюймовой структуры, имеют значение: ω_θ=420 arcsec, а разброс по площади структуры составляет менее 10%.

Рамановские спектры, измеренные в области E_2(high) фононной моды, для. слоев GaN, выращенных на Si(111) методом HVPE, показывают незначительный разброс положения E_2(high)=566,6-566,7 cm^{-1} фононной моды по поверхности слоя и незначительный низкочастотный сдвиг (~1.2 cm^{-1}) по отношению к его положению в недеформированном слое. Этот факт свидетельствует в пользу наличия деформации растяжения в GaN в плоскости параллельной плоскости слоя ($\Delta\omega=K\sigma_{xx}$). Результаты оценки показывают незначительную величину остаточной деформации слоя 0,41-0,44 GPa. Полуширины линии E_2(high) равны 2.9-3.3 cm^{-1}, что отражает высокое кристаллическое совершенство слоев GaN, выращенных на Si подложке. Оценка концентрации свободных носителей заряда n дает величину n~3 10^{16} -2 10^{17} cm^{-3}.

Измерения, выполненные с помощью атомно-силовой микроскопии, показывают, что полная амплитуда высоты GaN на площади 1 x 1 мкм была около 3 нм, а плотность дефектов в слое была около 3 10^{18} см-3.

Фотолюминесцентные исследования при 77 K слоев GaN показали, что спектры слоев содержат три полосы коротковолновой люминесценции с максимумами $h\nu_{max}$=3.46 эВ, 3.28 эВ, 3.18 эВ и одну полосу длинноволновой люминесценции с hν=2,26 эВ. Коротковолновые полосы в спектрах фотолюминесценции связаны с пиками экситона (3.46 эВ) и пиками донорно-акцепторной рекомбинации (3.28 эВ и 3.18 эВ), а длинноволновая полоса – со структурными дефектами (рис.2 a). Соотношение интенсивностей пиков экситонной (IBE), донорно-акцепторной (IDA) и дефектной (IYE) люминесценции зависят от величины характеризующей качество GaN слоя: с уменьшением величины ω_θ отношения I(YE)/I(BE) и I(YE)/I(DA) уменьшаются (рис. 2 b).

Выводы. Эпитаксиальные слои GaN были выращены методом HVPE на двухдюймовой Si(111) подложке с параметрами: толщина слоев – 10-20 мкм, FWHM пика X-ray дифракции ω_θ ~ 420 arcsec. Установлено, что спектры люминесценции слоев выращенных на Si(111) и сапфировой подложке подобны, а структурное совершенство слоев не уступает GaN/Si, выращенным MBE и MOCVD.

[1] Zhilyaev Yu.V. Park Hee-Seok et.al. Method of manufacture of epitaxial GaN layer on Si , Applied patent N2006127075 date 25.07.2006.

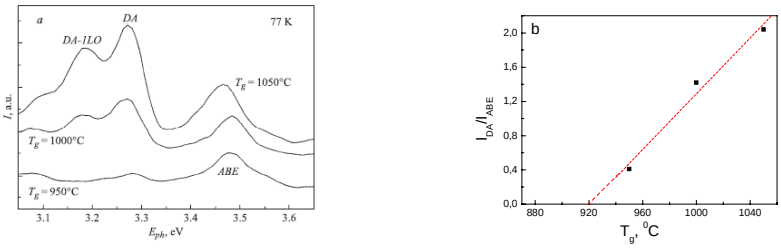


Рис.2. Спектры фотолюминесценции слоев GaN, выращенных на AlN/Si(111) структуре при трех различных температурах эпитаксии слоя: 950 ^{0}C,1000 ^{0}C, 1050 ^{0}C (a); зависимость отношения интенсивности DA-полосы к интенсивности ABE полосы от температуры роста слоя GaN (b).

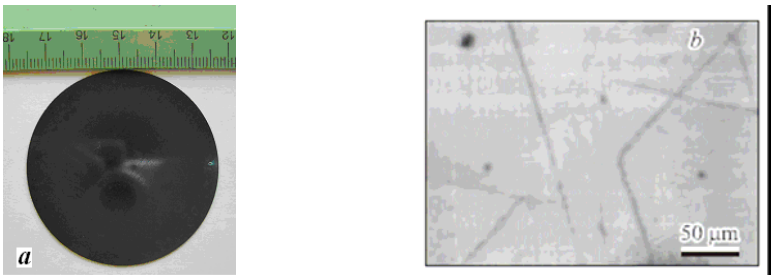


Рис.3. Фото поверхности структуры GaN/AlN/Si размером 2 дюйма (a) и изображение поверхности слоя GaN (b).

THE EPITAXIAL LAYERS OF GaN ON Si(111) SUBSTRATES: THE STRUCTURAL AND OPTICAL PROPERTIES.

V. N. Bessolov, V.Yu.Davydov, Yu.V.Zhilyaev*, E.V.Konenkova, N.K.Poletaev, S.D.Raevskii, S.N.Rodin, S.L.Smirnov, S.Sharofidinov, M.P. Shcheglov, H.S. Park[1] и M. Koike[1]

Ioffe Physico-Technical Institute, St. Petersburg, Russia

[1] Samsung Electro-Mechanics Co., Ltd, Suwon, Gyunggi-Do, Korea

We demonstrate suppression of crack generation in GaN on Si(111). Epitaxial growth of GaN layers was carried out on 2-inch Si(111) substrate.

Raman spectra measured in the region around E_2(high) phonon mode for GaN layers grown on Si(111) by HVPE showed insignificant scatter in the E_2(high) phonon mode position over the layer surface, 566.6-566.7 cm^{-1}. Photoluminescence measurements at 77 K on GaN layers revealed three short-wavelength bands with maxima at $h\nu_{max}$=3.46, 3.28 and 3.18 eV, and one long-wavelength band at $h\nu$=2.26 eV. X-ray diffraction studies showed that the rocking curves for Bragg reflections (0002) had ω_0=420 arcsec.

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ КРУПНЫХ КРИСТАЛЛОВ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ

О.В.Авдеев, И.С.Бараш, Т.Ю.Чемекова*, Е.Н.Мохов,
А.Д.Роенков, А.С.Сегаль, Ю.А.Водаков, Ю.Н.Макаров
ООО «Нитридные кристаллы» , 194156 Санкт-Петербург, пр.Энгельса27
*E-mail: chemekova@n-crystals.fi.ru

Существуют три главные проблемы при получении объемных кристаллов нитрида алюминия (AlN)

1. время эксплуатации тиглей
2. чистота источника AlN
3. наличие затравок необходимого размера и качества.

1. Материал тигля.

Выращивание объемные кристаллов Al N проводилось методом сублимации в ростовых установках омического и индукционного нагрева в атмосфере азота. Процесс должен проходить при высоких температурах из-за специфики поведения паров алюминия и азота при конденсации на фронте кристаллизации растущего кристалла AlN. Стабильный рост кристалла с плоским фронтом кристаллизации происходит при температуре на крышке тигля не меньше 2050 С. Высокая температура, наличие паров алюминия и большая длительность процесса сильно сужают круг материалов, используемых в рабочей зоне ростовых установок. Мы испробовали различные материалы для тиглей: вольфрам, нитрид и карбид тантала, нитрид бора.

В печах с вольфрамовой оснасткой и вольфрамовыми тиглями срок службы этих элементов довольно большой, т.к. концентрация примесей (из источника) в атмосфере печи незначительная. При использовании графитового нагревателя и изоляции очень устойчиво ведет себя карбо-нитрид тантала. TaCN тигли могут также работать и в вольфрамовых печах довольно долгое время. В свою очередь вольфрамовые тигли недолговечны в графитовой оснастке и среде азота.

Объемные кристаллы нитрида алюминия выращивались в печах с вольфрамовыми нагревателями, экранами и тиглями. Вольфрам чувствителен к наличию Al в паровой фазе и любому количеству кремния в затравке. Кремний с вольфрамом образуют жидкую эвтектическую фазу, которая в процессе роста может по микрополостям протечь по всему объему кристалла. Таким образом, в вольфрамовых печах в качестве затравки может быть использован только чистый AlN, а не SiC или твердый раствор SiC-AlN. Срок службы вольфрамовых тиглей при отсутствии вредных примесей в W печах достигает нескольких сотен часов.

Тигли из металлического тантала в графитовой печи с течением времени становятся полностью карбидизированными. Хорошо карбидизированные тигли нечувствительны к действию примесей и служат более 3000 часов в ростовых процессах AlN без каких либо существенных изменений своих химических и механических свойств.

TaC тигли могут также использоваться в вольфрамовой печи, где они частично нитридизируются. Если металлический Ta не полностью конвертировался в карбид, он будет реагировать с парами алюминия с образованием жидкой низкотемпературной эвтектической фазы. В этом случае происходит быстрое разрушение тигля.

2. Чистота источника.

Как правило, в качестве источника для получения AlN используется коммерческий порошок нитрида алюминия, содержащий примеси кремния, углерода, бора, железа, кислорода. По данным спектрального анализа основной примесью в источнике является кислород (данные GDMS). Ультрадисперсный порошок имеет большую площадь активной поверхности, и суммарная концентрация кислорода за счет образования стабильного диоксида алюминия довольно значительна. Наилучшим методом очистки источника является его перекристаллизация. При перекристаллизации происходит очистка источника от примесей металлов, однако, по данным GDMS анализа главной примесью остается кислород (10-90ppm). При использовании такого источника кристаллы получаются прозрачными в цветовой гамме от желтого или оранжевого до бесцветного.

Измерения UV-пропускания показывают, что бесцветные кристаллы прозрачны в дальней ультрафиолетовой области. Кристалл оранжевой окраски имеет границу пропускания при 320нм. В настоящее время у нас нет четких представлений о влиянии собственных дефектов, азотных вакансий, кислорода и других примесей на оптические характеристики кристалла.

3. Проблема затравки.

Целью нашей работы является получение монокристаллической подложки диаметром 2”(50 мм). Однако в настоящее время качественных затравок для выращивания монокристаллов такого диаметра не существует. На начальной стадии процесса выращивания кристаллов мы использовали подложки SiC большого диаметра и мозаичные затравки, состоящие из небольших ориентированных пластин нитрида алюминия.

Основное достоинство применения TaC тиглей в графитовых печах то, что в этих условиях возможно использование доступных подложек SiC в качестве затравок для выращивания кристаллов AlN большого диаметра . W тигли нельзя использовать для роста на SiC затравках. Любое остаточное количество кремния разрушает вольфрамовый тигель, следовательно SiC должен быть удален до того, как затравка примет участие в дальнейшем процессе роста нитрида алюминия.

Заключение.

Мы продемонстрировали приготовленный в процессе роста TaC тигель. Такие тигли обладают большой стабильностью и длительным сроком эксплуатации даже при использовании карбида кремния в качестве исходной затравки для получения кристалла AlN .

В настоящее время, методом сублимации на SiC затравке выращены монокристаллы нитрида алюминия диаметром 38 мм (FWHM 150 угловых сек). Использование перекристаллизованного источника позволяет получать кристаллы прозрачные в УФ диапазоне до 210 нм.

Дальнейшая работа направлена на получение качественных кристаллов диаметром два дюйма для производства полупроводниковых подложек.

FEATURES OF BULK ALUMINIUM NITRIDE CRYSTALS GROWTH

O.V. Avdeev, I.S. Barash, T.Yu. Chemekova*, E.N. Mokhov, A.D. Roenkov, A.S. Segal, Yu.A. Vodakov, and Yu. N. Makarov

*N-Crystals,Ltd,194156 St.Petersburg, Engels av. 27, *E-mail: chemekova@n-crystals.fi.ru*

We discuss the main growth issues for bulk AlN crystals: 1) durability of the crucible; 2) purity of the source; and 3) availability of large seeds. *In situ*-prepared TaC crucibles and re-crystallized powder sources are used in combination with SiC starting seeds to obtain high-quality AlN bulk single crystals.

СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ДЛЯ ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ И МИКРОЭЛЕКТРОНИКИ

А.Ф. Цацульников, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.В. Сахаров, Д.С. Сизов, М.А. Синицын
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН,
194021, ул.Политехническая 26, С-Петербург, Россия, andrew@beam.ioffe.rssi.ru

В данной работе рассмотрены направления исследований, проводимых в ФТИ им. А.Ф.Иоффе, и обобщены полученные результаты в области развития технологии эпитаксиального роста методом МОС-гидридной эпитаксии структур для различных применений.
Среди направлений исследований можно выделить следующие основные:

- разработка дизайна активной области и создание структур для светодиодов, излучающих в широком спектральном диапазоне от ультрафиолетового (~380 нм) до “глубокого” зеленого (~570-580 нм);
- оптимизация дизайна и технологии выращивания активной области светодиодных структур, направленная на увеличение эффективности излучения в областях низкой и высокой плотности тока;
- исследования эпитаксиального роста неполярного GaN и светодиодных структур, выращенных на неполярном GaN;
- исследования различных дизайнов структур для транзисторов и оптимизация технологии их выращивания;
- исследования роста светодиодных и транзисторных структур на подложках карбида кремния.

Эпитаксиальный рост проводился на установках AIX2000HT и Epiquip VP-50 RP (глубоко модернизированный). В области разработки технологии эпитаксиального роста структур для светодиодов была проведена оптимизация дизайна эпитаксиальных структур для реализации максимальной эффективности излучения синих светодиодов в областях низких и высоких значений плотностей токов. Показано, что увеличением числа квантовых ям InGaN, осажденных в активной области, можно добиться смещения максимума в зависимости внешней квантовой эффективности из области малых токов (1-5 мА для чипов размера 350×400 μm) в область высоких значений токов (>100 мА для чипов такого же размера). Достигнуты значения внешней квантовой эффективности ~20% в области малых токов. Показано, что с помощью формирования InGaN/GaN наноструктур в активной области возможно смещение максимума излучения в длинноволновую область вплоть до длин волн ~580 нм. На основе разработанной технологии созданы светодиодные структур с длиной волны излучения вплоть до ~540 нм, причем падение эффективности излучения в таких структурах составляло 3-5 раз по сравнению с эффективностью излучения синих светодиодов. Продемонстрирована эффективная фотолюминесценция вплоть до ~580 нм.
Разработана технология эпитаксиального роста светодиодных структур на подложках карбида кремния. При изготовлении светодиодов на таких подложках, по технологии аналогичной технологии светодиодов на сапфировых подложках, продемонстрирована внешняя квантовая эффективность ~15%.
Ведутся исследования методов селективного эпитаксиального заращивания для неполярного роста неполярного нитрида галлия и эпитаксиального роста светодиодных структур на неполярных поверхностях GaN. Созданы светодиодные структуры на неполярном GaN, выращенном с использованием селективного эпитаксиального роста.
Созданы структуры для HEMT транзисторов на подложках сапфира и карбида кремния. Были изучены различный дизайны эпитаксиальных структур: структуры с односторонним и двусторонним электронным ограничением и структуры, содержащие слой InGaN вблизи канала. Для транзисторных структур, выращенных на подложках сапфира, получены значения подвижности 1200 $см^2/В×с$ и концентрации электронов в канале $1.4×10^{13}$ $см^{-2}$. Для транзисторных структур, выращенных на подложках карбида кремния, получены значения подвижности 1500 $см^2/В×с$ и концентрации электронов в канале $1.5×10^{13}$ $см^{-2}$. Созданы транзисторные структуры с двойным электронным ограничением на подложках карбида кремния для применений в мощных транзисторах, для которых достигнуты концентрации электронов в канале $2-3×10^{13}$ $см^{-2}$.

МАЛОШУМЯЩИЕ AlGaN/GaN HEMT.

Аболдуев И.М., Гладышева Н.Б., Дорофеев А.А.,
Миннебаев В.М., Чернявский А.А
ФГУП НПП "Пульсар",105187,Москва, РФ, Окружной пр. 27,
факс. 495-365-05-30, Email: pulsar@dol.ru

Аннотация: Представлены результаты проектирования и изготовления малошумящих HEMT на основе AlGaN/GaN гетероструктур для использования в диапазоне от 1ГГц до 40ГГц с $K_{Ш\,МИН}$<1,3 дБ.

I. Особенности изготовления HEMT.

Транзисторы изготовлены в ФГУП «НПП «Пульсар» на структурах выращенных на подложках сапфира (0001) методом MOCVD в реакторе горизонтального типа при пониженном давлении ЗАО "ЭЛМА-Малахит". Структура имеет следующую конструкцию:

140Å	$Al_{0.25}Ga_{0.75}N$
120 Å	$Al_{0.25}Ga_{0.75}N$ (Si)
12 Å	$Al_{0.25}Ga_{0.75}N$
1.33мкм	GaN
150 мкм	Сапфир (0001)

Измерения проведённые методом Холла при температуре 300К показали подвижность и концентрацию электронов N_S=6,7*10^{12}см$^{-2}$ μ_e=1284см^2/В с. На данных подложках были изготовлены транзисторы имеющие:

- длину затвора : $L_З$=0,5мкм;
- расстояние сток-исток: $S_{СИ}$=3мкм;
- ширину затвора: $W_З$=500мкм, $W_З$=250мкм и $W_З$=60мкм.

Организация "меза"-изоляции осуществлялась методом плазмохимического травления, с маской из фоторезиста. Омические контакты Ti(15nm)/Al(50nm)/Pt(20nm) изготавливались "взрывом", контактной фотолитографией с последующим отжигом в атмосфере азота при температуре 700^{0}C. Удельное сопротивление омических контактов ρ_k =5 ·10^{-5} Ом·см. Затвор Ni/Au формировался электронно-лучевой литографией методом "взрыва".

II. Результаты измерений.

Изготовленные HEMT обладают следующими статическими характеристиками:
- ток стока при нулевом смещении на затворе $I_{СИ}$=200 мА/мм, - крутизна S=90мС/мм,
- напряжение насыщения +5В,
- напряжения пробоя: сток-исток, исток–затвор и сток-затвор более 40В.

Измеренные СВЧ характеристики транзисторов представлены в виде таблицы 1.

Таблица 1.

$W_З$ [мкм]	№	$F_{ИЗМ}$ [ГГц]	$K_{Ш.МИН}$ [дБ]	$K_{Р.ОПТ}$ [дБ]	$K_{Р.МАКС}$ [дБ]	$P_{ВЫХ.УД}$ [Вт/мм]	$U_{СИ\,ПРОБ}$ [В]
500	2	1,5	1,3	12	17,3	1,1	45
	4		1,3	12,5	18,5		
	7	4,0	1,9	11,0	13,5		
	9		1,8	11,2	13,3		
250	14	10,0	2,7	6,8	9,5	1,5	40
	22		2,8	7,2	10,0		
60	10	35,0	4,0	4,0	5,0	2,1	30
	12		3,8	4,1	4,5		

На основе GaN HEMT с $W_З$=500мкм изготовлена однокристальная ГИС МШУ L-диапазона с Кш<1,4дБ и Кр=11,5±0,5дБ в диапазоне 1,15-1,3ГГц [1].

III. Краткие выводы.

Изготовленные на основе AlGaN/GaN гетероструктур малошумящие HEMT обладают $К_{Ш\ МИН}$=1,3дБ при $К_{УР\ ОПТ}$=12,5дБ в L-диапазоне и могут быть использованы во входных цепях приемных устройств радиолокационных систем.

IV. Литература.

[1] Аболдуев И.М., Гладышева Н.Б., Дорофеев А.А., Матвеев Ю.А., Миннебаев В.М., Чернявский А.А. «МАЛОШУМЯЩИЙ AlGaN/GaN HEMT L-ДИАПАЗОНА» - Материалы 16-ой Международной Крымской Конференции "СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии", 11-15 сентября, 2006г., Украина, Севастополь.

LOW NOISE AlGaN/GaN HEMTs

I.M. Abolduyev, N.B. Gladysheva, A.A. Dorofeev,
V.M. Minnebaev, Tchernyavsky A.A.
FSUE “S&PE “Pulsar”,105187,Moscow, Russia, Okrugnoi pr. 27,
fax. 495-365-05-30, Email: pulsar@dol.su

Results of designing and manufacturing Low Noise AlGaN/GaN HEMT for range from 1GHz to 40GHz with NFmin<1,3dB.

GaN HEMT designed and manufacturing in FSUE “S&PE “Pulsar”. AlGaN/GaN structure has $Ns=6,7*10^{12}sm^{-2}$ $\mu_e=1284sm^2/V$ at T=300K.

GaN HEMT has I_{DS_SAT}=200mA/mm, S=90mSm/mm, U_{DS_SAT}=+5V, and NF_{min}<1,3dB with Gain=12,5dB at L-band.

МОЩНЫЙ ПОЛЕВОЙ СВЧ ТРАНЗИСТОР НА МНОГОСЛОЙНОЙ ГЕТЕРОСТРУКТУРЕ AlN/AlGaN/GaN/AlGaN

А.Н. Алексеев[1], С.Б. Александров[1], Д.Е.Беляевский[1], Л.Э.Великовский[1], В.Е.Земляков[2], Д.М.Красовицкий[1]*, В.А.Красник[2], С.И.Петров[1], М.Ю.Погорельский[1], В.А.Разумная[1], А.М.Темнов[2], А.Г. Ткаченко[1], В.П.Чалый[1]

ЗАО «Светлана- РОСТ», пр. Энгельса, 27, Санкт-Петербург, 194156 support@semiteq.ru
ФГУП "НПП "Исток", ул. Вокзальная, 2а, г.Фрязино, Московская обл., 141190

СВЧ-транзисторы на основе новых полупроводниковых материалов - нитридов галлия, алюминия и их твердых растворов, обладают значительно большей удельной мощностью и термоустойчивостью, чем традиционные приборы на основе мышьяковых соединений. Такие характеристики обуславливают ряд новых применений СВЧ-микроэлектронных приборов, в частности, в качестве элементной базы для активных фазированных антенных решеток, мощных излучателей для систем телекоммуникаций и пр. Одной из главных проблем в создании таких транзисторов является характерное для них падение плотности тока при переходе от непрерывного режима работы к СВЧ, что приводит к уменьшению удельной мощности от 1-8Вт/мм (в зависимости от материала подложки и условий теплоотвода) при напряжении сток-исток 20-40В до 0,3-0,5Вт/мм, так называемый коллапс. Причина коллапса заключается в выбросе носителей из двумерного канала HEMT-транзистора в область под каналом и на поверхность с захватом на глубокие уровни. В работе представлены результаты исследований по разработке транзисторов на оптимизированных многослойных гетероструктурах с двойным электронным ограничением, выращенных на подложках сапфира (0001) на установке аммиачной молекулярно лучевой эпитаксии STE3N2 (SemiTEq). Приводятся результаты изготовления транзистора с шириной затвора 0,6 мм, демонстрирующего плотность тока 0,8 А/мм при максимальной крутизне 200 мСм/мм при статических измерениях, и удельную мощность 1,25Вт/мм при усилении 10дБ, КПД 25% на частоте 6ГГц.

Отметим, что эта мощность получена в режиме работы транзистора, соответствующем усилительному режиму типа «А», толщине пластины 100 мкм и при пониженном напряжении сток-исток, равном 10В. Увеличение напряжения (что привело бы к увеличению мощности) было невозможным из-за недостаточного теплоотвода. Одновременно, изготовленные транзисторы обладают напряжением пробоя ~100В в запертом состоянии, что даёт возможность увеличения рабочего напряжения до 40В при реализации достаточного отвода тепла. Для подавления захвата носителей на ловушки в СВЧ-режиме была применена пассивация поверхности прибора слоем SiN_x и использована многослойная гетероструктура, в которой под GaN-каналом находится слой AlGaN, что улучшает электронное ограничение и уменьшает выброс носителей под канал. В гетероструктуре двумерный электронный газ (ДЭГ) локализуется в верхней части слоя GaN толщиной 0,14 мкм, ограниченном сверху и снизу широкозонными слоями AlGaN, образуя двойную гетероструктуру (ДГС). Верхний барьерный слой обеих гетероструктур представляет собой $Al_{0,33}Ga_{0,67}N$ толщиной 25нм; в легированной структуре он включал слой легированный кремнием до $3 \cdot 10^{18}$ $см^{-3}$ толщиной 10нм, отделенный от канала GaN спейсером толщиной 3нм.

В докладе представлены:

- конструкция гетероструктуры AlGaN/GaN/AlGaN/AlN, выращенной методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложке Al_2O_3
- планарная конструкция прибора и основные сведения о планарных операциях изготовления
- характеристики транзистора в непрерывном и СВЧ-режимах.

POWER MICROWAVE FIELD EFFECT TRANSISTOR BASED ON MULTILAYER HETEROSTRUCTURE AlN/AlGaN/GaN/AlGaN

A.N.Alexeev[1], S.B. Aleksandrov[1], D.E.Belyavsky[1], L.E. Velikovsky[1], V.E.Zemlyakov[2], D.M.Krasovitsky[1]*, V.A.Krasnik[2], S.I.Petrov[1], M.Yu.Pogorelsky[1], V.A.Razumnaya[1], A.M.Temnov[2], A.G. Tkachenko[1], V.P.Chaly[1]

JSC «Svetlana-Rost», p/o box 29, St. Petersburg, 194156, Russia, support@semiteq.ru
FGUP NPP "Istok", Fryazino, Moskovskaya oblast, 141190, Russia

Nitride based field effect transistors demonstrate superior microwave power density and heat stability compared with traditional GaAs devices. One of the basic problems is current reduction, so called “RF-current collapse”, due to electron spillover at high drain/gate voltages and their trapping in buffer and barrier layers. Former may be reduced in heterostructures with double electron confinement and latter by using of passivation. Transistors based on optimized multilayer AlN/AlGaN/GaN/AlGaN heterostructures with SiN_x passivated barrier layer demonstrate current density 0,8 A/mm at transconductance 200 mSm/mm in static mode and power density 1,25 W/mm, gain 10 dB and PAE 25% at 6 GHz.

ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР AlN/AlGaN/GaN/AlGaN С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ ДЛЯ МОЩНЫХ ПОЛЕВЫХ СВЧ- ТРАНЗИСТОРОВ

А.Н. Алексеев, С.Б. Александров, А.Э. Бырназ, Л.Э. Великовский, И.Э. Великовский, Д.М. Красовицкий*, М.В. Павленко, С.И. Петров, М.Ю. Погорельский, Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, М.А. Соколов, М.В. Степанов, А.Г. Ткаченко, А.П. Шкурко, В.П. Чалый
ЗАО «Светлана- РОСТ», пр. Энгельса, 27, Санкт-Петербург, 194156 support@semiteq.ru

Одним из основных применений нитридных гетероструктур является создание мощных полевых СВЧ-транзисторов, которые демонстрируют плотности мощности, на порядок большие чем в приборах на основе GaAs [1]. Ключевым аспектом при создании полевых транзисторов является электронное ограничение, определяющее утечки прибора в закрытом состоянии [2]. Кроме того, при работе транзистора в режиме генерации большой СВЧ-мощности возникает эффект уменьшения тока (“коллапс тока”), который связывают с захватом электронов на глубокие ловушки как в барьерном слое AlGaN, так и в буферном слое GaN.

Токи утечки могут быть минимизированы при помощи компенсирующего легирования буферного слоя GaN [3], а “коллапс” тока, возникающий из-за захвата электронов на ловушки в приповерхностном барьерном слое, при помощи его пассивации [4]. Однако, это не спасает от захвата электронов на ловушки в буферном слое GaN, причем проблема усугубляется тем, что при его легировании компенсирующими примесями создаются дополнительные ловушки. С другой стороны, в двойных гетероструктурах (ДГС) может быть обеспечено лучшее электронное ограничение и предотвращен захват электронов на ловушки в буферном слое.

На сегодняшний день существует ряд публикаций о создании полевых транзисторов на их основе с характеристиками, не уступающими приборам на основе “классических” структур GaN/AlGaN [5,6]. Нами также сообщалось о создании полевых транзисторов на основе многослойных гетероструктур (МГС) AlN/AlGaN/GaN/AlGaN, демонстрирующих ток в канале до 1,2 А/мм [7]. Для увеличения электронного ограничения и улучшения приборных характеристик необходимо уменьшать толщину слоя GaN. Это целесообразно и из технологических соображений: уменьшается глубина травления “мезы” для межприборной изоляции, что значительно упрощает процесс последующего нанесения затвора. В работе исследовано влияние толщины слоя GaN и состава нижнего слоя AlGaN на подвижность и концентрацию в двумерном электронном газе на верхней гетерогранице GaN/AlGaN.

Уменьшение толщины канала GaN без дополнительных изменений конструкции МГС AlN/AlGaN/GaN/AlGaN приводит к уменьшению проводимости по двум основным причинам. Во-первых, релаксация при превышении некоторой критической толщины сопровождается формированием дополнительных дефектов, и приближение ДЭГ к этой области приводит к уменьшению подвижности. Во-вторых, при уменьшении толщины GaN возрастает влияние искривления зонной диаграммы, вызванного поляризационными эффектами. В некоторых случаях на нижней гетерогранице AlGaN/GaN может образоваться слой с дырочной проводимостью (аналогично формированию ДЭГ на верхней гетерогранице GaN/AlGaN). Таким образом, для реализации МГС с квантовой ямой для электронов необходимо найти толщину релаксации GaN для различных составов буферного слоя AlGaN и определить оптимальную конструкцию буферного слоя.

С помощью ДБЭО установлено, что вначале рост GaN на буферном слое AlGaN происходит в двумерном режиме. При превышении критической толщины (150-200 Å для x_{Al}≈0,1-0,2) поверхность огрубляется. Подвижность электронов при уменьшении толщины слоя GaN до 200 Å падает, а затем снова растет. Это также указывает на то, что толщина релаксации находится в пределах 150-200 Å. Электрофизическими измерениями установлено, что при составе Al в буферном слое 10% образования области с дырочной проводимостью на нижнем интерфейсе AlGaN/GaN не происходит. При этом за счет искривления зонной диаграммы происходит заметное уменьшение концентрации электронов, которая, однако, может быть увеличена повышением мольной доли Al в барьерном слое. При увеличении x_{Al} в буферном слое до 0,2 и более происходит формирование области с дырочной проводимостью, и только МГС с обратным легированием буферного слоя имеют приемлемую проводимость ДЭГ при толщине слоя GaN менее 100 Å.

В результате оптимизации получены МГС с толщиной канального слоя GaN 50Å, подвижность в которых достигает 1300 $см^2/В{\cdot}с$ при слоевой концентрации $1,5\text{-}1,7{\cdot}10^{13}$ $см^{-2}$. Созданные на их основе тестовые транзисторы демонстрируют в статическом режиме токи сток-исток до 1 А/мм. Важно отметить, что на ВАХ отсутствует гистерезис, часто наблюдающийся при измерении

“классических” структур с одним гетеропереходом. Улучшение электронного ограничения с уменьшением толщины слоя GaN подтверждается данными C-V измерений.

[1] Y.F. Wu, A. Saxler, M. Moore, R.P. Smith, S. Sheppard, P.M. Chavarkar, T. Wisleder, U.K. Mishra, P. Parikh. IEEE Electron Dev. Lett., **25**, 117 (2004)
[2] Y.K. Su, S.J. Changa, T.M. Kuan, C.H. Ko, J.B. Webb, W.H. Lanc, Y.T. Cherng, S.C. Chen. Mat. Sci. Eng., **B110**, 172 (2004)
[3] H. Tang, J.B. Webb, J.A. Bardwell, S. Rolfe, T. MacElwee. Solid-State Electronics, **44**, 2177 (2002)
[4] A.V. Vertiatchikh, L.F. Eastman, W.J. Schaff, T. Prunty. Elec. Lett. **38**, 388 (2002)
[5] C.Q. Chen, J.P. Zhang, V. Adivarahan, A. Koudymov, H. Fatima, G. Simin, J. Yang, M. Asif Khan, Appl. Phys. Lett., **82**, 4593 (2003)
[6] Y. Cordier, F. Semond, M. Hugues, F. Natali, P. Lorenzini, H. Haas, S. Chenot, M. Laugt, O. Tottereau, P. Vennegues, J. Massies. J. Crystal Growth **278**, 393 (2005)
[7] А.Н. Алексеев, С.Б. Александров, А.Э. Бырназ, Л.Э. Великовский, И.Э. Великовский, Д.М. Красовицкий, М.В. Павленко, С.И. Петров, Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, М.А. Соколов, М.В. Степанов, А.Г. Ткаченко, А.П. Шкурко, В.П. Чалый. ПЖТФ, **31**, 19 (2005)

MULTILAYER AlN/AlGaN/GaN/AlGaN HETEROSTRUCTURES WITH QUANTUM WELL CHANNEL FOR HIGH POWER MICROWAVE FIELD EFFECT TRANSISTORS

A.N.Alexeev, S.B. Aleksandrov, A.E.Byrnaz, L.E. Velikovsky, I.E. Velikovsky, D.M.Krasovitsky*, M.V.Pavlenko, S.I.Petrov, M.Yu. Pogorelsky, Yu.V.Pogorelsky, I.A.Sokolov, M.A.Sokolov, M.V.Stepanov, A.G. Tkachenko, A.P.Shkurko, V.P.Chaly
JSC «Svetlana-Rost», p/o box 29, St. Petersburg, 194156, Russia, support@semiteq.ru

Usually GaN/AlGaN heterostructures with one heterojunction are used for high power microwave transistors production. Another approach, based on double heterostructures (DHS) application allows to reduce barrier layer strain and provides excellent insulating properties of underlying layers. Moreover so called “RF-current collapse” due to electron trapping in buffer layer may be reduced in DHS. To improve device properties channel layer thickness should be reduced. Influence of GaN channel layer thickness on electrical properties of different design multilayer AlN/AlGaN/GaN/AlGaN heterostructures (MHS) was investigated. Optimization of structure design and growth conditions allowed us to achieve mobilities about 1300 $cm^{-2}/V \cdot s$ at electron concentration $1,5\text{-}1,7 \cdot 10^{13}$ in MHS with 50 Å GaN channel.

ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ InGaAlN ДЛЯ HEMT-ТРАНЗИСТОРОВ

А.В.Сахаров*, *В.В. Лундин, Е.Е.Заварин, М.А.Синицин, А.Ф.Цацульников
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН,
194021, ул.Политехническая 26, С-Петербург, Россия, val@beam.ioffe.rssi.ru

В последнее время полевые транзисторы с высокой подвижностью носителей в канале (HEMT) на основе модулировано-легированных гетероструктур AlGaN/GaN являются объектом многочисленных исследований, проводимых в Японии, США и Европе. Большие значения ширины запрещенной зоны, разрыва в зоне проводимости на гетерогранице AlGaN/GaN, насыщенной скорости электронов, напряжения пробоя и ряд других особенностей системы AlGaN позволяют рассчитывать на создание мощных высокочастотных транзисторов с параметрами, превосходящими достижимые в других материальных системах (III-As, Si). К настоящему времени транзисторы с высокой подвижностью носителей на основе GaN были созданы рядом исследовательских центров. Продемонстрированы приборы с рабочими частотами в десятки ГГц и мощностью более 100 Вт [1], началось промышленное производство HEMT мощностью до 45 Вт и рабочей частотой до4 ГГц [2].

Исследованые структуры выращивались на подложках сапфира или карбида кремния методом газофазной эпитаксии разложением металорганических соединений (ГФЭ МОС) при пониженном давлении. Для роста использовалась модифицированная установка Epiquip VP 50-RP, оснащеная горизонтальным кварцевым реактором с индуктивно нагреваемым графитовым подложкодержателем рассчитаным на рост на 1 подложке или полупромышленная установка Aixtron AIX2000HT с индуктивно нагреваемым графитовым подложкодержателем рассчитаным на рост на 6 подложках.

Рост на подложках сапфира производился с использованием специально разработанной методики начальной нуклеации эпитаксиального слоя, позволяющей получить буферные слои нитрида галлия с высоким удельным сопротивлением (фоновая концентрация примесей $<10^{15}$ см$^{-3}$ при отсутствии проводящих каналов на интерфейсе с подложкой и в объеме материала). В качестве базового дизайна была принята структура со следующей последовательностью слоев: нелегированный GaN толщиной ~3 мкм, нелегированный AlGaN толщиной ~5 нм (спейсер), кремний-легированный AlGaN толщиной ~20 нм, нелегированный GaN толщиной ~5 нм. Содержание алюминия в слое AlGaN не изменялось по толщине и составляло 25-35%. Рост на подложках карбида кремния производился с использованием осаждения высокотемпературного слоя AlGaN непосредственно от подложки [3].

Выращенные структуры исследовались методами рентгеновской диффрактометрии, вольт-емкостной спектроскопии и фотолюминесценции. Подвижность и концентрация носителей в канале измерялась при комнатной температуре и температуре жидкого азота методом Ван-дер-Пау.

Особое внимание при проведении иследований уделялось влиянию дизайна структуры на подвижность и концентрацию носителей в канале. Хорошо известно [4], что добавление тонкого слоя нитрида алюминия на интерфейсе GaN/AlGaN позволяет увеличить проводимость транзисторной структуры. Это происходит в основном за счет увеличения подвижности носителей в канале связанного с уменьшением рассеяния на флуктуациях состава твердого раствора AlGaN, кроме того добавление слоя AlN может приводить к увеличению концентрации носителей в канале за счет увеличения мощности треугольной квантовой ямы на интерфейсе GaN/AlN. В то же время в непосредственной близости двумерного канала возникает допонительный интерфейс AlN/AlGaN, на котором могут возникать состояния приводящие к дополнительному рассеянию. В таблице 1 приведены значения параметров структур с различным временем осадения AlN (60 сек соответствуют приблизительно 1 нм AlN), при этом все остальные параметры (толщины слоев, состав, легирование) оставались неизменными. Данные приведены с учетом разброса параметров по площади 2” пластины.

Как видно из таблицы, введение слоя AlN позволяет увеличить проводимость за счет увеличения концентрации и подвижности носителей в двумерном газе, при этом существует достаточно широкое «окно» толщин слоя AlN в котором наблюдается стабильность параметров. При увеличении толщины слоя AlN наблюдается падение подвижности, что по-видимому связано с началом релаксации пластических напряжений в структуре путем образования дефектов.

Таблица 1 Значения подвижности и концентрации носителей в канале измеренные при комнатной температуре для структур с различной толщиной слоя AlN

Время осаждения AlN	толщина AlN, Å	Подвижность, $см^2/В×с$	Концентрация, $см^{-2}$	Проводимость, $(Ом×см)^{-1}$
0 сек	0	800-1000	$1.0\text{-}1.3 \times 10^{13}$	15-18
40 сек	6	1100-1200	$1.1\text{-}1.2 \times 10^{13}$	20-23
60 сек	10	1000-1100	$1.3\text{-}1.4 \times 10^{13}$	20-24
80 сек	15	1100-1200	$1.3\text{-}1.4 \times 10^{13}$	20-24
120 сек	20	700-900	$1.4\text{-}1.6 \times 10^{13}$	17-20

Одним из возможных путей повышения концентрации носителей в двумерном газе является использование слоя InGaN для формирования канала, кроме того, существуют расчеты свидетельствующие о том что использование слоя InGaN позволяет улучшить рабочие характеристики транзисторов. Нами была выращена структура в которой в оласти канала был внедрен тонкий слой InGaN. Для такой структуры наблюдается повышение концентрации носителей в двумерном газе, но, к сожалению это сопровождается падением подвижности носителей.

В связи с тем, что нами ранее была проводена оптимизация роста нитрида галлия на подложках SiC [3], были предприняты попытки перенести разработанную технологию роста структур для HEMT-транзисторов на подложках сапфира на подложки SiC. Были выращены структура со слоем AlN толщиной 1 нм и структура в которой канальный слой GaN заключен между слоями AlGaN с модулированным легированием. Для такой структуры наблюдалось значительное возрастание концентрации носителей в канале при незначительном падении подвижности, и, как следствие, значительный рост проводимости. Структуры были отданы для изготовления транзисторов в несколько исследовательских центров. На основе структур базового дизайна были созданы транзисторы со следующими параметрами: крутизна g_{max} 120-160 мСм/мм , максимальное значение тока стока I_d^{max} 800-900 мА/мм, напряжение пробоя >100В.

Таблица 2 Значения подвижности и концентрации носителей в канале измеренные при комнатной температуре для структур различного дизайна.

подложка	канал	Подвижность, $см^2/В×с$	Концентрация, $см^{-2}$	Проводимость, $(Ом×см)^{-1}$
сапфир	GaN/AlGaN (базовый дизайн)	800-1000	$1.0\text{-}1.3 \times 10^{13}$	15-18
	GaN/AlN/AlGaN	1000-1200	$1.2\text{-}1.4 \times 10^{13}$	20-24
	InGaN/GaN/AlN/AlGaN	700-900	$1.5\text{-}1.7 \times 10^{13}$	18-22
SiC	GaN/AlN/AlGaN	**1200-1500**	$1.1\text{-}1.3 \times 10^{13}$	28-30
	AlGaN/AlN/GaN/AlN/AlGaN (двустороннее легирование)	700-800	$2\text{-}3 \times 10^{13}$	**40-45**

1. www.compoundsemiconductor.net/articles/news/7/12/12/1
2. http://www.cree.com/products/sic.asp
3. В.В.Лундин, А.Е.Николаев, Е.Е.Заварин, М.А.Синицын, А.В.Сахаров, С.О.Усов, А.Ф.Цацульников, включен в программу 5-й Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы». Москва, МГУ, 31 Января – 2 Февраля 2007
4. Electron. Lett., 2003, v.39, N9, p.750

InGaAlN HETEROSTRUCTURES FOR HEMTs

A.V.Sakharov, W.V.lundin, E.E.Zaverin, M.A.Sinitsin, A.F.Tsatsulnikov

A.F. Ioffe Physico-Technical Institute, Politekhnicheskaya 26, St. Petersburg, Russia, val@beam.ioffe.ru

InGaAlN heterostructures for HEMT applications with different design were grown by MOCVD on sappphire and SiC wafers. It was shown that introduction of thin AlN layers onto AlGaN/GaN interface allow to increase concentration and mobility of electrons in 2D gas. Optimal thickness of AlN is in the range 6-15 A giving values of concentration and mobility of 1.4×10^{13} cm^{-2} and 1200 $cm^2/V\times s$, respectively for structures grown on sapphire substrate. Double heterostructure HEMT (AlGaN/AlN/GaN/AlN/AlGaN) with both side modulation doped AlGaN grown on SiC shows very high values of electron concentration in the range of $2\text{-}3 \times10^{13}$ cm^{-2}.

НОВОЕ ПОКОЛЕНИЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПРИБОРОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛМАЗНЫХ ПЛЁНОК И ПЛАСТИН

А.А. Арендаренко[1], А.Г. Васильев[2], В.Н. Данилин[2]*, Т.А. Жукова[2], В.И. Конов[3], В.Г. Ральченко[3], А.В. Петров[4], Ю.В.Колковский[2], А.Л.Филатов[2]

[1] ЗАО "Элма-Малахит", г. Москва, e-mail: info@emal.zelcom.ru

[2] ФГУП «НПП «Пульсар», 105187 ,г. Москва, e-mail: pulsar@dol.ru

[3] Центр естественно-научных исследований Института общей физики им. А.М. Прохорова Российской АН, ул. Вавилова 38, Москва 119991, e-mail:ralchenko@nsc.gpi.ru

[4] ОАО «ОКБ-Планета», Россия, г. Великий Новгород

Разработка приборов на широкозонных полупроводниковых материалах: алмаз, карбид кремния (SiC), III-нитриды (BN, GaN, InN и их соединения) – является одной из самых перспективных ветвей нового направления в полупроводниковой электронике. Среди всех широкозонных полупроводников алмаз обладает наилучшим для твердотельных приборов сочетанием основных электрофизических параметров:
ΔE = 5,45 эв, $\mu_n \approx$ 2200 см^2/В·с, $\mu_p \approx$ 1600 см^2/В·с, $T_{Дебая}$ = 2200 K, $V_{n,\ др.\ нас.}$= 2,7·10^7 см/с, $V_{p,\ др.\ нас.}$= 1,0·10^7 см/с, $E_{пробоя}$ = 1,0·10^7 В/см, КТР = 1,1÷5,0·10^{-6} м/К (300÷1300 K), теплопроводность λ = 10÷20 Вт/см·К (в зависимости от кристаллического совершенства), $T_{плав.}$ = 4000 °С. На материале с такими свойствами можно разрабатывать приборы с параметрами в десятки раз превосходящими приборы на традиционных полупроводниковых материалах. Приборы на алмазе обладают самой высокой радиационной стойкостью, могут работать при самой высокой рабочей температуре вплоть до 600 °С, иметь рабочие напряжения до десятков киловольт, за счёт уникально высокой теплопроводности можно проектировать самые мощные высокотемпературные приборы, в том числе СВЧ приборы, которые заменят аналогичные вакуумные приборы. Вместе с тем за счёт высокой подвижности носителей как электронов, так и дырок, высокой их дрейфовой скорости появляется возможность создавать самые быстродействующие цифровые схемы, которые придут на смену кремниевым, когда длина затвора транзистора станет 0,1 – 0,05 мкм и пробивные напряжения у кремниевых приборов станут крайне малыми. Однако, наряду с огромными преимуществами, алмаз, как полупроводниковый материал, имеет некоторые недостатки.

1. В настоящее время невозможно получить его в виде пластин диаметром, пригодным для серийного производства приборов (≥ 100 мм);
2. При температуре свыше 600 °С в атмосфере кислорода алмаз начинает графитизироваться и при 900 °С превращается в графит;
3. Это самый твёрдый и химически стойкий материал, поэтому трудно поддаётся шлифовке, полировке и традиционным операциям в обычной технологии создания областей p- и n-типа – диффузии, ионному легированию, «сухому» и «мокрому» травлениям.

Всё это представляет собой комплекс научных и технологических проблем, которые надо решать для развития работ по «алмазной» технологии.

Вместе с тем уже на сегодняшний день на природных и синтетических монокристаллах алмаза даже небольшого размера удаётся получать полупроводниковые приборы – СВЧ транзисторы, радиационностойкие диоды, «слепые» к солнечному свету фотоприёмники и т. п..

Сдерживающим фактором развития работ по созданию мощных СВЧ приборов на таких перспективных широкозонных полупроводниках как SiC и III- нитриды, не позволяющим полностью реализовать мощностные возможности приборов на их основе, является невозможность быстрого отвода тепла от активной области прибора из-за недостаточной теплопроводности подложечного материала. Эта проблема может быть решена использованием алмазных подложек. Быстро развивающаяся техника синтеза алмаза из газовой фазы методом CVD позволяет получать поликристаллические алмазные плёнки в виде слоёв и пластин диаметром до 100 мм и более и толщиной от нанометров до 2-х мм и более. По многим физическим параметрам CVD поликристаллический алмаз приближается к лучшим природным монокристаллам. CVD алмазные плёнки выращиваются из смеси углеводородов (обычно метана CH_4) и водорода при температуре 600 °С - 1000 °С в СВЧ плазме на подложках из сапфира (Al_2O_3), SiC, Si и других.

При создании полупроводниковых приборов нового поколения на гетероструктурах AlGaN/GaN одной из самых существенных проблем является выбор типа подложки. Ряд фирм в Японии такие как Eudyna (Fujitsu + Sumimoto), NEC, Toshiba, Oki начали коммерческое производство GaN транзисторов на подложках из SiC и Al_2O_3. С другой стороны Nitronex (США) и

Picogiga (Франция) достигли больших успехов в использовании подложек из $Si_{(III)}$ диаметром 100 мм и более. Однако одним из самых перспективных путей считается использование подложек из CVD поликристаллических слоёв алмаза.

В начале 90-х годов тонкие плёнки поликристаллического алмаза были использованы в структурах кремний-на-изоляторе (SOI). Такие эпитаксиальные структуры в 3 – 4 раза улучшали отвод тепла, несмотря на то, что подложка по-прежнему оставалась кремниевой с относительно низкой теплопроводностью. К концу 2005 года в Германии, России появились публикации о получении структур

кремний-на-алмазе (SOD) диаметром 100 мм и выше [1, 2], а в апреле 2006 года о разработке таких структур сообщила фирма Sp3 Diamond Technology Inc., США [3]. В феврале 2006 года Group4 Labs LLC, США, заявила о разработке впервые в мире структур GaN-на-алмазе (GaNOD), а 1 августа 2006 года фирмой Air Force Research Labs (AFRL), США, было заявлено о получении впервые в мире работающего HEMT транзистора на подложке GaN-на-алмазе, полученной от Group4 Labs LLC, с эпитаксиальной структурой выращенной командой из Emcore, США [4].

В докладе будут представлены состояние дел, перспективы развития и проблемы «алмазной» технологии по получению структур GaN-на-алмазе в России и за рубежом.

[1] A.Aleksov, X. Li, N. Govindaraju, J.M. Gobien, S.D. Wolter, J.T. Prater, Z. Sitar, Diamond & Related Materials 14 (2005) 308 – 313.
[2] V. Ralchenko, T. Galkina, A. Klokov, A. Sharkov, S. Chernook, V. Martovitsky,
[3] www.sekicvdsolutions.com/news/06/0627.htm1
[4] http://rfdesign.com/military_defense_electronics/news/gan-diamond-transistor/

THE NFW GENERATION OF SEMICONDUCTOR MATERIALS WITH UTILIZATION OF MICRO- AND NANOCRYSTALLINE DIAMOND FILMS AND PLATES

A.A. Arendarenko[1], A.G. Vasiliev[2], V.N. Danilin[2], T.A. Zhukova[2], V.I. Konov[3], V.G.Ralchenko[3], A.V. Petrov[4], Yu.V.Kolkovsky[2], A.L. Filatov[2]
[1] CAS "Elma-Malakhit", Russia, Moscow, e-mail: info@emal.zelcom.ru
[2] FSUE "SPE "Pulsar", 105187, Russia, Moscow, e-mail: pulsar@dol.ru
[3] A.M.Prokhorov General Physics Institute RAS, Leninsky prospekt 53, 119991 Russia, Moscow,
[4] «SCB-Planeta», Russia, V. Novgorod

CVD diamond films is an interesting material for devices on AlGaN/GaN heterostructures. Current CVD technologies for diamond growth allow the production of diamond layers with thicknes less then one microns to few millimetres on substrates of large area. The key benenit is its high thermal conductivity - 10 times that of silicon and more then double that of SiC – the most common substrates for GaN electronics. The impressive progress of CVD diamond technologies during the last decade in growth of high quality, large size, uniform diamond films give a hope that SOD (Si-on-diamond) systems will be used for construction AlGaN/GaN HFET on CVD diamond substrates.

КОРПУС СВЧ GaN ТРАНЗИСТОРА

В.А. Сидоров*
ФГУП "НПП "Пульсар", 105187, Москва, Окружной проезд, д. 27 e-mail: pulsar@dol.ru

К корпусам полупроводниковых приборов, в частности, СВЧ транзисторов, предъявляют ряд требований по конструкции, по назначению, по стойкости к внешним воздействующим факторам, по стойкости при воздействии специальных факторов, по устойчивости при воздействии технологических факторов и иные требования надёжности.

Показатель герметичности корпусов по скорости утечки гелия должен быть не более $5 \cdot 10^{-5}$л.мкм.рт.ст/с.

Корпуса должны быть устойчивы к длительному воздействию повышенной температуры 155°С.

Устойчивость к воздействию повышенной температуры корпусов под пайку кристаллов эвтектическим припоем при температуре 420-450°С в течение 2 минут в соответствии с ОСТ 11 0304-91.

Такие требования являются обычными для кремниевых и арсенид галлиевых транзисторов.

Транзисторы на нитриде галлия способны работать на более высоких частотах и при более высоких температурах полупроводниковой структуры (более 500°С). При организации надлежащего отвода тепла от активной структуры, транзисторы на основе GaN способны отдавать большие мощности –десятки и сотни ватт.

Широко распространён способ нанесения GaN на сапфировую подложку. Но из-за сравнительно низкой теплопроводности сапфира не следует ожидать от транзисторов большой отдаваемой мощности. Имеются сообщения о получении GaN структур на кремниевых подложках. С такими структурами за рубежом собраны мощные транзисторы. Например, транзисторы фирмы США Nitronex отдают мощность 50 Вт на частоте 2,5 ГГц, транзисторы японской фирмы Eudina отдают мощность 180 Вт на частотах 2,11-2,17 ГГц. Имеются сообщения о получении GaN структур на подложках из алмаза. Транзисторы с такими структурами способны отдавать существенно большие мощности, благодаря весьма высокой теплопроводности алмаза.

Для реализации всех уникальных свойств GaN в транзисторе требуется создание специального корпуса. Обычно используемые корпуса для мощных СВЧ транзисторов имеют довольно высокое тепловое сопротивление и не могут длительное время работать при высоких температурах. При температуре на корпусе свыше 400°С с поверхности корпуса золотое покрытие исчезает через 10-20 минут, что приводит к разрушению прибора, к появлению на поверхности цветов побежалости.

Структуры GaN на подложках из алмаза отличаются малой толщиной (до 100 мкм) и не могут быть смонтированы в обычном корпусе с помощью эвтектических припоев золото-кремний или золото-германий из-за крайне малого теплового расширения алмаза по сравнению с тепловым расширением материалов, используемых в конструкции корпуса.

Обычно используемые для герметизации СВЧ транзисторов способы пайкой эвтектическим припоем золото-олово или клеем не позволяют эксплуатировать транзистор при температурах выше 250°С.

Все возможности GaN в транзисторе можно реализовать в корпусе

- имеющем специальное покрытие, позволяющее монтаж структуры на эвтектические припои, у которых после монтажа существенно повышается температура плавления за счёт перехода в припой материалов покрытия;
- в котором кристаллодержатель выполнен из алмаза, имеющего исключительно высокую теплопроводность и тепловое расширение одинаковое с алмазной подложкой GaN структуры;
- герметизация которого обеспечивается не пайкой припоем золото-олово или клеем, а специальной сваркой (герметизация шовно-роликовой сваркой для СВЧ транзисторов не допускается).

В течение ряда лет нами проводятся работы по созданию такого корпуса. Разработан корпус лавинно-пролётного диода миллиметрового диапазона, в котором меза-структура, смонтированная на алмазном теплоотводе, генерировала мощность в четыре раза большую, чем такая же меза-структура, смонтированная на медном теплоотводе. Разработан корпус мощного транзистора S-диапазона с теплоотводом из поликристаллического алмаза, в котором решены вопросы металлизации алмаза, его монтажа в корпусе с учётом большого рассогласования по тепловому расширению алмаза и конструкционных материалов корпуса. В этом корпусе вместо керамики из оксида бериллия использован теплоотвод (Рис.1) из поликристаллического алмаза (полиалмаза).

Теплоотвод из полиалмаза выполнен в виде прямоугольного бруска, две поверхности которого металлизированы, например, посредством вакуумного осаждения металлов. Для металлизации полиалмаза эффективны осаждённые в вакууме системы металлических слоёв, содержащие карбидообразующие металлы в качестве первого слоя (хром, кобальт, ниобий цирконий, железо, молибден, никель, титан, вольфрам, палладий, ванадий и др.) с последующими слоями платины и золота. Наиболее широкое применение нашли системы хром-палладий-золото, хром-платина-золото, молибден-золото, титан-платина-золото. Возможно применение и иных способов металлизации алмаза.

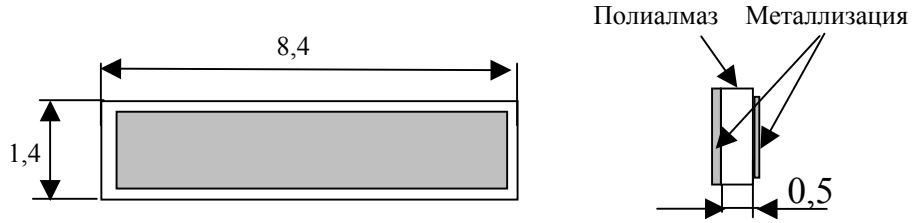


Рис.1

Из за большого рассогласования по тепловому расширению алмаза с конструкционными материалами корпуса, монтаж теплоотвода на основе полиалмаза на металлический теплоотводящий фланец проводится не пайкой, как обычно, высокотемпературным припоем на основе серебра, а с помощью термокомпрессии при температуре 300-350°С, что позволяет в дальнейшем монтировать полупроводниковой кристалл и эксплуатировать транзистор при более высоких температурах.

Получены положительные результаты по разработке покрытия корпуса, обеспечивающего монтаж теплоотвода и полупроводникового кристалла на эвтектику золото-кремний с образованием припоя не расплавляющегося при температуре до 500°С.

THE METAL-CERAMIC PACKAGE FOR GaN TRANSISTOR

V.A. Sidorov
FSUE «SPE «Pulsar», 105187, Russia, Moscow, e-mail: pulsar@dol.ru

The design of reliable package for this transistor involves a fair number of difficulties. The package must have flanged hermetic metal-ceramic package. GaN chip attached to the heat spreader from polycrystalline diamond with record high thermal conductivity in this package. The package may be capable of operation up to 500°C. There is danger that package might be broken because of great difference in the thermal expansion of diamond and metal. To this end we investigated several contractions of packages. Further work on this problem is, however, badly needed.

ИЗМЕРЕНИЯ ОПТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СВЕТОДИОДОВ

Р.И. Столяревская

ACOL Technologies S.A. 127238, Москва, Дмитровское шоссе, 71
raisa.stolyarevskaya@acol.biz

Исследования полупроводниковых материалов, производство кристаллов, создание светодиодов (СИД) и продукции на их основе с самого начала и до самого конца (контроль качества выпускаемой продукции) неразрывно связаны с определением оптических характеристик и, в первую очередь, с фотометрическими и колориметрическими измерениями.

СИД – это полупроводниковый источник света в узком спектральном диапазоне, близкий к квазимонохроматическому источнику некогерентного излучения, что определяет толерантность измерений оптических характеристик СИД первичным эталонам и поверочным схемам для источников излучения сплошного спектра некогерентного оптического излучения.

Определение излучательных свойств квазимонохроматических источников света в энергетических величинах наряду с фотометрическими характеристиками приобретает все большее значение. К этим энергетическим величинам в первую очередь относятся сила излучения $I_э$ [Вт/ср.] и поток излучения $Ф_э$ [Вт]. Измерения энергетических величин могут быть выполнены в соответствии со следующими схемами:

- спектрорадиометрический метод и поверочная схема для средств измерений спектральной плотности силы излучения и спектральной плотности потока излучения;
- детекторный подход на основе измерений спектральной чувствительности селективных приемников оптического излучения наряду с измерениями относительных спектральных характеристик квазимонохроматических источников излучения;
- абсолютные измерения фотометрических наряду с относительными измерениями спектрорадиометрических характеристик СИД.

Сравнивая эти схемы, необходимо отметить, что чисто спектрорадиометрический метод и детекторный подход в сочетании с ним теоретически можно использовать для энергетических измерений во всем оптическом диапазоне длин волн. Комбинация фотометрических и спектрорадиометрических относительных измерений позволяет решать задачу только для источников, спектр излучения которых лежит в видимой области оптического диапазона длин волн.

В первом случае используется стандартный метод сравнения эталонного источника излучения (модели черного тела, эталонной лампы) с измеряемым источником излучения в заданном диапазоне длин волн при определенном спектральном шаге сканирования. В качестве компаратора для прецизионных измерений обычно используют светосильные двойные сканирующие монохроматоры. В этом случае можно обеспечить суммарную погрешность определения спектрорадиометрической характеристики на уровне 2 – 3 %, по крайней мере, в видимой области спектра. Скорость таких измерений невелика, и метод используют для калибровки вторичных и рабочих эталонных излучателей по первичному эталону. При этом для измерения потоков излучения в оптической схеме спектрометра должна присутствовать интегральная сфера, внутри которой располагаются источники излучения, или спектрометр должен быть сопряжен с гониометром. При измерениях энергетической яркости излучения в оптическую схему вводят, как правило, зеркальный конденсор, а для измерений силы излучения (или энергетической освещенности)– диффузный, плоский отражающий рассеиватель или сферический интегратор с известной входной апертурой.

Для больших массивов измерений при исследованиях и разработках все чаще стали применяться миниатюрные спектрометры с ПЗС матрицами, т.е. спектрографы со встроенным приемником оптического излучения, позволяющие измерять спектры самосветящихся объектов в течение нескольких десятков миллисекунд. Вопрос точности таких измерений остается открытым, а имеющиеся данные по сличению между собой эталонных ламп спектральной плотности энергетической освещенности типа СИС 40-100 с помощью подобных спектрометров свидетельствуют о неопределенности относительных измерений и коррелированной цветовой температуры порядка ±25К, а координат цветности $\Delta x = \Delta y = \pm 0{,}0015$ соответственно.

Детекторный подход представляет собой высокоразвитое направление энергетической радиометрии, базирующееся на модели абсолютно черного приемника излучения. Разработка криогенного радиометра является наибольшим достижением в этой области фундаментальной физики. На его основе можно калибровать первичные эталоны шкал спектральной чувствительности приемников оптического излучения с суммарной неопределенностью порядка

0,1-0,5% в видимом диапазоне длин волн. В результате имеется возможность получить приемник оптического излучения с известной спектральной чувствительностью $s(\lambda)$ в абсолютных единицах [А/Вт] к потоку или [А·м^2/Вт] с чувствительностью к энергетической освещенности.

Такой приемник с известной спектральной чувствительностью $s(\lambda)$ [А·м^2/Вт] можно использовать в составе гониометра для определения потока излучения СИД $\Phi_э$, интегрируя пространственное распределение силы излучения $I_э(\varphi,\theta)$ в телесном угле 2π. Однако для этого необходимо определить действительную интегральную чувствительность данного приемника $s_{дет}$ [А·м^2/Вт] к излучению конкретного квазимонохроматического источника излучения.

Интегральная реакция приемника R, имеющего спектральную чувствительность $s(\lambda)$ к излучению СИД со спектром силы излучения $I(\lambda)$, будет:

$$R = \int I(\lambda)s(\lambda)d\lambda . \qquad (1)$$

Представим, что

$$I(\lambda)=\alpha^{абс} I_{отн}(\lambda), \text{ а } s(\lambda)= s^{абс}s_{отн}(\lambda), \text{ тогда}$$

$$R = \alpha^{абс} s^{абс} \int I_{отн}(\lambda)s_{отн}(\lambda)d\lambda . \qquad (2)$$

При этом сила излучения $I_э$ измеряемого СИД составит

$$I_э= \alpha^{абс.} \int I_{отн}(\lambda)d(\lambda) \qquad (3),$$

в то же время $I_э=R/s_{дет}$. Таким образом

$$s_{дет}= R/I_э= s_{абс} \int I_{отн}(\lambda)s_{отн}(\lambda)d\lambda / \int I_{отн}(\lambda)d(\lambda) \qquad (4).$$

Из 4 видно, что при использовании селективных приемников оптического излучения с известной спектральной чувствительностью для измерений оптических характеристик СИД необходимо и достаточно знать относительную спектральную характеристику измеряемого источника излучения.

В случае узких (полуширина ~ 20нм) квазимонохроматических излучателей с пространственным распределением силы излучения, близким к нормальному, с высокой степенью точности (десятые доли процента) чувствительность детектора равна его чувствительности $s_{дет}=s(\lambda)$ для центроидной длины волны спектра СИД.

Световые (фотометрические) измерения достигли в настоящее время высокой точности на эталонных уровнях, и их погрешности составляют единицы процентов при технических измерениях. Опираясь на них и используя результаты измерений относительных спектральных характеристик, можно определить поток источника излучения $\Phi_э$, весь спектр которого лежит в видимой области оптического диапазона длин волн.

Световой поток СИД Φ_v измеряется с помощью сферического интегратора или гониометра. Результаты измерений относительной спектральной характеристики СИД позволяют рассчитать отношение светового потока к оптическому потоку, т.е. люмен-эквивалент θ

$$\theta=\Phi_v/\Phi_э \quad \text{или}$$

$$\theta = \frac{k_m \int \Phi_{отн}(\lambda)V(\lambda)d\lambda}{\int \Phi_{отн}(\lambda)d\lambda} \qquad (5), \text{ где}$$

$V(\lambda)$- относительная спектральная световая эффективность, k_m- максимальная спектральная световая эффективность, тогда

$$\Phi_э= \Phi_v \int \Phi_{отн}(\lambda)d\lambda \Big/ k_m \int \Phi_{отн}(\lambda)V(\lambda)d\lambda . \qquad (6)$$

На основании изложенной выше методологии были выполнены измерения светового потока и энергетического потока излучения больших чипов фирмы CREE типа XB 900 на плоской подложке TO39 AU. Образцы присланы фирмой-поставщиком в качестве рабочих образцов для сличений результатов измерений и оценки точности измерительного оборудования.

Спектральный и интегральный методы определения люмен – эквивалента на оборудовании фирмы АКОЛ различаются в среднем по результатам для пяти образцов не более чем на ± 1 %. Различие

между результатами определения люмен – эквивалента по интегральным измерениям в АКОЛ и на оборудовании фирмы CREE в среднем по пяти образцам не превышает ±1,5%.

Аналогичный эксперимент был выполнен для синих чипов фирмы CREE типа C-460XT290 на оборудовании фирмы АКОЛ. Синие чипы с доминантной длиной волны в области 455 – 460 нм были выбраны не случайно. Именно для этой области видимого диапазона спектра расхождения результатов технических измерений, выполненных различными лабораториями, являются наибольшими. Использование различных подходов в методиках измерений повышает достоверность полученных результатов. Результаты эксперимента приведены в таблице.

Определение люмен – эквивалента

Значения люмен – эквивалента θ, лм/Вт		
Интегральный метод	Спектральный метод	Различие, %
37,16	37,19	0,10
36,66	37,41	2,00
40,50	41,30	1,94
35,98	36,87	2,42
37,74	37,57	-0,44

Максимальный разброс результатов в этом эксперименте не превысил ± 2,5%, а в среднем по группе составил 1,4%. Спектральные измерения были выполнены миниспектрометром типа HR 2000 фирмы Ocean Optic.

Таким образом, представленные методы детекторной фотометрии и радиометрии наряду с измерениями относительных спектров источников излучения обеспечивают высокоточные технические измерения характеристик квазимонохроматических источников излучения. Наиболее перспективным направлением применения таких комбинированных методик являются исследования и разработка белых СИД на основе люминофоров.

LEDs OPTICAL CHARACTERISTICS MEASUREMENTS

R. Stolyarevskaya
ACOL Technologies S.A.

ACOL Technologies uses different detector-based approaches for absolute measurements, relative spectral measurements and relative spectrum simulations of high brightness LEDs optical characteristics. Detector-based photometry and radiometry are used for precision lab measurements. ACOL pays especial attention to the phosphors research methods for white LEDs development, which includes the phosphors films spectrum measurements, white LED luminous flux and optical flux measurements, calculations of components of blue and yellow parts of the spectra in photometric and in radiometric units. All this requires a wide range of special measurement equipment at ACOL photometric laboratory, such as monochromator, mini spectrometers, and different size sphere's integrators, goniometers with photometric and radiometric heads. The methods of calibration of this equipment are very important for LED applications.

ПРОБЛЕМЫ МЕТРОЛОГИЧЕСКОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ОПТИЧЕСКИХ ИЗМЕРЕНИЙ СВЕТОДИОДОВ.

Л. С. Ловинский.*
ФГУП «ВНИИОФИ» lovin_1@mail.ru

За последние два года после многолетнего спада во ВНИИОФИ начались серьезные работы по решению насущных вопросов метрологического обеспечения оптических измерений светодиодов:

- восстановление работоспособности Государственного эталона единицы потока квазимонохроматического излучения (ГОСТ 8.273-78);
- расширение возможностей эталона для измерения не только энергетических, но и световых характеристик излучения светодиодов;
- разработка, проведение метрологических исследований, испытание и аттестация средств измерений энергетических и световых характеристик светодиодов.

Существенная часть указанных работ выполняется и финансируется для решения задач специального назначения, однако наблюдается постоянный рост заказчиков, производящих и применяющих светодиоды, которые испытывают необходимость приобретения и использования высокоточных средств измерений оптических характеристик светодиодов, имеющих официальный российский статус средства измерений.

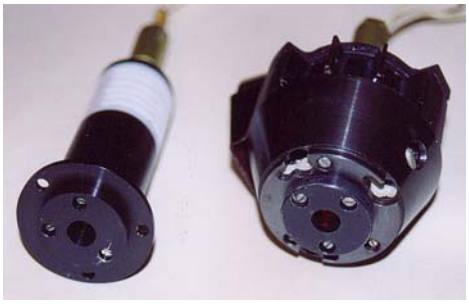
Такой статус могут иметь как российские, так и импортные средства, прошедшие исследования и (или) испытания во ВНИИОФИ, включенные в Государственный Реестр средств измерений и имеющие соответствующий сертификат или заменяющий его другой официальный документ.

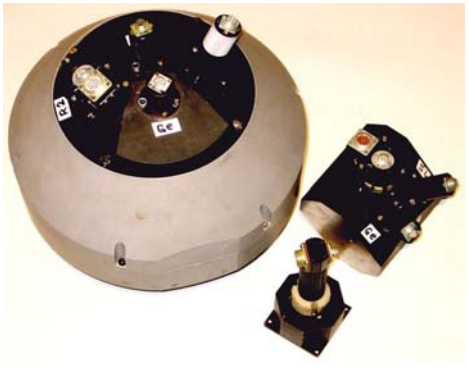
В настоящее время во ВНИИОФИ разработано новое поколение средств измерений энергетических и световых характеристик оптического излучения светодиодов, состоящее из набора источников и фоторадиометров.

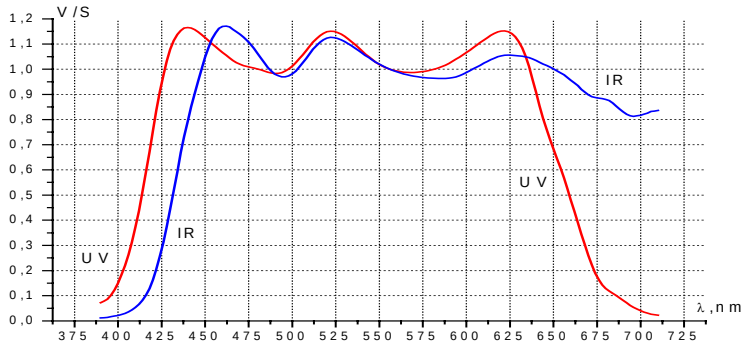
Источники, представленные на нижеследующем фото, основаны на активно- или пассивно-термостабилизированных излучателях с применением специально разработанных и отобранных светодиодов, воспроизводящие все восемь оптических характеристик излучения: световой и энергетический поток (лм, Вт); освещенность и облученность (лк, Вт/м^2); сила света и излучения (кд, Вт/ср); световая и энергетическая яркость (кд/м^2, Вт/(ср·м^2)). Значения погрешности воспроизведения оптических характеристик с помощью данных источников находятся в диапазоне от 1 до 5%.

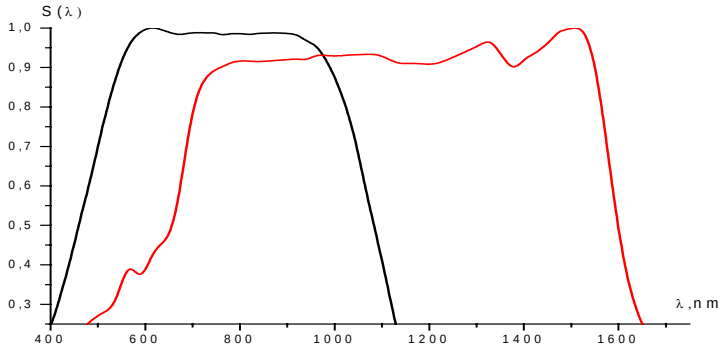
Фоторадиометры, представленные на нижеследующем фото, основаны на шаровых фотоприемных системах с диаметрами фотометрических шаров от 50 до 300 мм, спектрально корригированных под неселективную чувствительность - для энергетических, - и под кривую видности - для световых измерений.

Качество корригирования таких фоторадиометров, типичные варианты которого представлены на следующих рисунках, позволяет обеспечивать погрешности передачи размера единиц рабочим средствам измерений в диапазоне от 0,5 до 2%.









PROBLEMS OF METROLOGICAL ASSURANCE OF LIGHT-EMITTING DIODES OPTICAL MEASUREMENTS.

L. S. Lovinsky

Here are presented measurement means of power and light characteristics of the light-emitting diodes optical radiation, consisting of a set of sources and photoradiometers, developed in VNIIOFI.

Sources are based on thermostabilized radiators with application of specially developed and selected light-emitting diodes reproducing all eight optical characteristics (units) of radiation. Values of reproduction optical characteristics errors by means of these sources are in a range from 1 up to 5 %.

Photoradiometers are based on spherical photoreceiver systems, spectrocorrected as not selective sensitivity or a curve of visibilty. Correcting quality of photoradiometers allows to provide the transfer errors to working measurement means in a range from 0,5 up to 2 %.

МОЩНЫЕ СВЕТОДИОДЫ БЕЛОГО СВЕЧЕНИЯ С СВЕТОВЫМ ПОТОКОМ ДО 300 лм И СВЕТОВОЙ ОТДАЧЕЙ ДО 70 лм/Вт.

Коган Л.М.*[1], Гальчина Н.А.[1], Рассохин И.Т.[1], Сощин Н.П.[2].
1. ООО «НПЦ ОЭП «ОПТЭЛ», 105187, г. Москва, Щербаковская ул., д. 53
E-mail: Levkogan @ mail.ru.
2. ФГУП НИИ «Платан», 141190, г. Фрязино.

В развитие работ [1,2] созданы светодиоды белого свечения с увеличенными значениями светового потока и световой отдачи на основе гетероструктур InGaN/GaN, покрытых люминофором. Применены импортные излучающие кристаллы синего свечения с доминирующей длиной волны излучения 460 нм с площадью p-n- гетероструктуры 0,8 и 2 мм^2, выращенной на сапфировой подложке. Внешний квантовый выход излучения в конструкции с полимерной герметизацией (n=1,55) достигает 42% (при $J_{пр}$ = 100 мА) и 31% (700 мА).Конструкции приборов с направленным и круговым излучением приведены в работе [2].
В качестве кристаллодержателя для улучшения теплоотвода применена ножка с наваренной медной пластиной. Для увеличения светового потока в светодиоде устанавливаются несколько кристаллов, соединенных последовательно или последовательно-параллельно. Разработан узел, содержащий люминофор, обеспечивающий эффективное преобразование излучения кристалла в белое свечение с цветовой температурой 4500 - 7000 К. Для эффективного вывода излучения и формирования заданной диаграммы направленности излучения в диапазоне $2\theta_{0,5}$ = 15-120 град светодиоды содержат полимерную полусферическую линзу. Для получения узкой диаграммы направленности излучения с $2\theta_{0,5}$ = 10 ±2 град и снижения потерь на сферическую аберрацию применен эллиптический полимерный купол, в котором кристалл находится во втором от вершины купола фокусе эллипса. Для получения кругового излучения полимерный корпус содержит встроенный отражатель, действующий на принципе полного внутреннего отражения света. Тепловое сопротивление приборов находится в диапазоне 7-20°С/Вт.
Световые и электрические параметры мощных светодиодов направленного действия приведены в табл. 1, светодиодов кругового действия – в таблице 2.
Как следует из таблиц, световой поток разработанных светодиодов достигает 300 лм при световой отдаче около 40 лм/Вт, при токах 50-100 мА световая отдача достигает 65-70 лм/Вт при световом потоке до 45-55 лм. Сила света узконаправленного светодиода типа У-345Бл-Э достигает 350-400кд. При помещении светодиода типа У-360Бл в параболический рефлектор удается получить силу света белого свечения 850-1100 кд при угле излучения $2\theta_{0,5}$ = 12-15 град.

Литература.

[1]. Мощные светодиодные осветители белого, зеленого и синего свечения. Коган Л.М., Гальчина Н.А., Рассохин И.Т. – Тезисы докладов III Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы», часть II, 2004г., стр. 121-122.
[2]. Мощные светодиоды белого, синего и зеленого цветов свечения на основе InGaN. Коган Л.М., Гальчина Н.А., Рассохин И.Т. – Тезисы докладов IV Всероссийской конференции «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы», 2005г., стр. 118-119.

POWERFUL LIGHT-EMITTING DIODES OF THE WHITE LUMINESCENCE WITH THE LIGHT STREAM UP TO 300 lm AND LIGHT FEEDBACK UP TO 70 lm/W.

Kogan L.M.[1], Galchina N.A.[1], Rassohin I.T[1]., Soschin N.P.[2]
1. NPC OED "OPTEL",
2. NII “ PLATAN”.

Light-emitting diodes of a white luminescence are developed and are made with the increased values of a light stream and light feedback on a basis geterostructur InGaN, covered luminoforom. Light-emitting diodes are intended for illumination. Are submitted light and electric parameters of light-emitting diodes in two designs: directed and circular. .Light stream reaches action 300 lm at light feedback 40 lm/W, at currents 50-100 мА light feedback reaches 65-70 lm/W at a light stream up to 45-55 lm. Force of light light-emitting diodes reaches 350-400кd. Color temperature of a luminescence light-emitting diodes-4500-7000 K.

Таблица 1

Тип светодиода	Входные электрические параметры		Световые параметры			Световая отдача, η_v, лм/Вт
	$J_{пр}$, мА	$P_{эл}$, Вт	Φ_v, лм	J_v, кд	$2\theta_{0,5}$, град	
У-362Бл	50	0,45	25…28	6…7	110±10	66
	100	0,9	45…55	13…15		60
	350	3,5	160…170	45…50		47
	700	7,7	250…300	80…100		37
У-337Бл	700	5,0	185…200	60…70	85±10	41
У-342Бл-2	350	3,7	130…145	40…60	100±10	40
У-345Бл-2Т	100	0,3	15…20	7…10	70±10	67
	700	2,5	95…105	45…55		42
У-345Бл-Э	350	1,2	35…45	350…400	10±2	37

Таблица 2

Тип светодиода	Входные электрические параметры		Световой поток, Φ_v, лм	Световая отдача, η_v, лм/Вт
	$J_{пр}$, мА	$P_{эл}$, Вт		
У-360Бл-3Т	100	0,9	40…50	55
	350	3,5	130…145	41
	700	7,7	220…250	31
У-360Бл	350	3,7	120…140	38
У-360Бл-Т	700	2,5	85…105	42

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РАЗЛИЧНЫХ КЛАССОВ ФОТОЛЮМИНОФОРОВ ДЛЯ БЕЛЫХ СИД.

Н.П. Сощин
ФГУП НИИ "Платан" с заводом при НИИ
г. Фрязино, Московская обл.

На исходе первого десятилетия с начала промышленного выпуска белых композиционных светодиодов можно утверждать, что "полупроводниковое освещение" является одной из самых мобильных проблем в истории развития науки и техники. Стремительный рост новых технических решений по созданию коротко-излучающих Jn-Ga-N- гетеропереходов при этом подкреплен очень широко-охватными исследованиями по оптимизации известных и разработке новых классов неорганических фотолюминофоров, которые используются для создания бинарных (Blue chip + Y - phosphor) или триодных (UV chip + BGR - phosphors) композиционных белых светодиодов.

Автором на протяжении 3 лет были синтезировано более 20 классов неорганических кристаллофосфоров, пригодных для использования в СИД, и измерены в стандартном режиме их светотехнические и спектральные характеристики. Результаты тестирования представлены в таблице.

Халькогениды элементов II группы имеют средне- и широкополосное излучение с небольшим стоксовым сдвигом. При активации Cu, Au, Ga, Ce, Pb можно получить однокомпонентные фотолюминофоры белого цвета средней эффективности. Оксихалькогениды типа MeOChal (Me=Ln^{+3}, Jn^{+3}, Ga^{+3}) отличаются большими сдвигами и узкими полосами излучения, в то время как для оксигалогенидов (галоген - ванадаты, галоген - силикаты и германаты) характерны малые сдвиги и достаточно узкополосное излучение. Наиболее технологически отработанные кубические гранаты различных составов отличаются очень высокими квантовыми выходами излучения, значительными величинами люмен-эквивалентов и перекрытием зеленого, желтого и оранжевого поддиапазонов видимого спектра. Для моно-, би-, три- силикатов характерно излучение с очень высоким люмен- эквивалентом и узкой полосой излучения, что позволяет их также использовать для создания СИД с синтетическим цветами – сине-зеленым, янтарным, пурпурным.

Оксинитридные и полинитридные составы фотолюминофоров имеют сдвинутый в красную область спектр излучения и значительную полуширину спектральной кривой. Для двух основных типов конструкций композиционных СИД, конкретно {Blue chip+Phosphor} и {UVchip+BGR phosphors} практически решена проблема обеспечения производства различными составами фотолюминофоров. Так с использованием гранато-подобных фотолюминофоров разработаны приборы с очень высокими светотехническими характеристиками:

- световой поток более 50 люмен на 1W гетеропереход;
- сила света для 2θ=10° более 100 кд;
- световая отдача η=50-70 люмен/Вт;
- коэффициентом цвето-воспроизведения R_a=68-72 единицы.

Несмотря на большой выбор различных по составу фотолюминофоров не до конца разрешенной является декларированное одной из компаний Японии право монопольного притязания на InGaN кванто-размерные гетеропереходы, на стоксову люминесценцию от их излучения и получения интегрального белого света (по дополнительным цветам Ньютона). В какой мере эти притязания являются оправданными, должны решать патентные ведомства многих стран мира, но не считаться с этой сложной юридической проблемой в настоящее время невозможно.

№	Классы фотолюминофоров	Стоксов сдвиг (нм) Ce^{+3} Eu^{+2} Eu^{+3}	Полушири на спектра изл., нм	Спектраль-ный охват B G Y R	Квантовый выход, %	Люмен-эквивалент лм/Вт
1	Халькогениды AB_{VI}(ZnS·Me)	> 60> 100	40-60	| + |	30-50	120-200
2	Халькогениды Me_{II}(CaS·Me)	50 100	80-120	+ + +	40-60	> 150
3	Сложные оксиды – гранаты $Me_3A_2(SiO_4)_3$ Me=Ca, Sr, Mg A=Al, Sc	60 50 120	30-120	+ + +	30-50	>200
4	Редкоземельные оксиды-гранаты $Y_3Al_5O_{12}$:Ce	60	110-130	+ +	75-95	>280 до 340
5	Сложные оксиды-гранаты $Ln_3(AlGa)_5O_{12}$:Ce Ln=Tb, Eu, Gd	50 240	120-135	+ + +	50-75	240-280
6	Сложные оксиды-гранаты $Ln_3(Al,Ga)_5O_{12}$:Ce Ln=Ln, Tb, , Gd, Eu	60 260	115-130	+ +	55-85	260-340
7	Моно, ди, три- метало-силикаты и полисиликаты	40 180	40-80	+ + +	55-75	260-380
8	Сложные оксиды на основе Me_2O_5 Me=P, V, Sb	50 150	10-60	+ +	40-60	200-280
9	Оксианионные с An=Hal^{-1} с An=$Chal^{-2}$ с $^4C_2^{-2}$ нитридные C-O-N_3	60 180 70 150-200 80 240 >80 160	110-140	+ + + + + + + +	50-70 50-60 >30 >50	>220 240 >200 >220
10	Полианионные с S_4^-	50 120	60-80	+	>70	>280
11	Полианионные с N_2^{-6}	60 200	120-150	+ +	>50	>250

THE COMPARISON CHARACTERISTICS OF DIFFERENT PHOSPHOR CLASSES FOR WHITE LED.

N.P. Soschin
Institute “Platan”, Fryazino, Moscow Region

During 3 years more than 20 classes of non-organic phosphor good for using in LED have been synthesized by author. The lighting and spectral characteristics of synthesized phosphor samples have been measured in standard regime. The results are presented in the report.

The cubic garnet with different content are the most technologically developed. These materials have very high radiation quantum efficiency, significant values of lumen-equivalent and the overlap of green, yellow and orange sub ranges of visual spectra.

In spite of a big choice of phosphor different chemical content the declared right of one Japanese company to use the Stocks luminescence to receive the white light with InGaN quantum size heterojunction isn’t solved yet. The patent department have to solve this issue.

ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫЕ ТРОЙНЫЕ ФОСФОРЫ ДЛЯ БЕЛЫХ СВЕТОДИОДОВ

***Р.Б. Джаббаров*[1], *А.Э. Юнович*[2], *Н.Н. Мусаева*[1], *Б.Г. Тагиев*[1], *О.Б. Тагиев*[1]**

1. Институт Физики, Национальной Академии Наук Азербайджана, Баку, Аз-1143, Г. Джавид пр.33, Азербайджан. E-mail: rjabbarov@physics.ab.az

2. Московский Государственной Университет имени М.В. Ломоносова, (физический факультет) 119899 Москва, Россия

Развитие высокоэффективных белых светодиод (СД) для твердотельного освещения были темой интереса в течение нескольких лет. Первый белый СД демонстрировался комбинацией трех цветных СД, и в этом случае полученный цвет контролируется электрическими токами каждого СД, который является одним из недостатков этого метода. Однако отдельные цвета от индивидуальности СД должны быть смешены соответственно, чтобы достигнуть однородного белого света и кроме того каждый СД имеет различные требования к напряжению, различные характеристики деградации и различные температурные зависимости. В конце, однако, должны достигнуть 50%-ой конверсионной эффективности в отдельгых цветах. Это огромная задача, чтобы достигнуть коммерческого применения. Второй подход состоит в том, что с помощью синих СД покрытых фосфором, как например в YAG:Ce, но в этом случае цветопередача не достаточно особенна в красном цвете. При этом требование к люминофорам состоит в следующем: 1. высокое поглощение возбужденным светом УФ, ближе УФ, синей; 2. высокая квантовая эффективность; 3. быстрое затухание люминесценции; 4. высокое температурное тушение; 5. термическая и химическая стабильность.

Выше указанные требования для получения белого света в СД устройстве отвечают тройные материалы типа $II\text{-}III_2\text{-}VI_4$ активированные Eu^{2+} и Ce^{3+}, которые в свою очередь очень привлекательны для твердотельного освещения и применения в дисплеях. Активированными Eu ионы $II\text{-}III_2\text{-}VI_4$ являются эффективными фосфорами с превосходными цветовыми координатами, высокой люмен эквивалентностью (560 лм/Вт) и быстрыми (нсек.) затуханием люминесценции. Эффективность этих составов тоже вызвана его высокой адгезией и стабильностью.

Редкоземельные ионы могут быть возбуждены через широкие поглотительные полосы возбуждения, таким образом, увеличивая эффективность люминесценции. Квантовая эффективность в зависимости от длины возбуждения и режима получения состава составляет 80-85 %. Высокая квантовая эффективность и положения максимума излучения делают эти фосфоры давольно интересными для визуализации и освещения. Кроме того комбинации тройных и бинарных люминофоров позволяют повышать эффективность и цветопередачу. Для редкоземельных ионов поглощения в синем относительно слабее, требует толстый фосфорный слой. Поэтому необходимо новые фосфоры с сильным поглощением в синем, которые можно достичь с помощью иона сенсибилизатора. Текущие индустриальные исследования концентрируются на производстве 2π углового излучения от синего СД. Чтобы произвести высококачественный белый свет нужно будет пользоваться двумя фосфорами (зеленый и красный) в дальнейшем необходимо сразить "halo effect", чтобы поддержать высокие эффективности преобразования.

Проведенные эксперименты показывает, что при возбуждении 460 нм интенсивность излучения при механическом смешивании соединений $CaGa_2S_4$:Eu и CaS:Eu или композита $(CaGa_2S_4+CaS):Eu^{2+}$ на их основе больше, чем YAG:Ce фосфоры и особенно интенсивность красного излучения примерно в три раза больше в композите, чем в механической смеси (рис.1).

Положение максимума спектра излучения зависит от кристаллического поля и ковалентности локального окружения двухвалентного Eu иона, который изменяется от ближней УФ-области к видимой красной области спектра. С увеличением силы кристаллического поля положение максимума излучения смещается в область длинных волн (рис.2). Спектр возбуждения этих люминофоров представляет собой экстремально широкую полосу и объясняется поглощением ионов Eu^{2+}, так как не активированное соединение в этой области спектра не поглощает. $4f \rightarrow 5d$ переходы, простирающиеся на видимый из-за сильного нефелактического эффекта, исследованные материалы могут быть эффективно возбуждены синим СД. Таким образом фосфор композиция $(CaGa_2S_4+CaS):Eu^{2+}$ излучает зеленые и красные свечения при возбуждением -460 нм и при этом каскадный перенос энергии переходит от $CaGa_2S_4:Eu^{2+}$ к $CaS:Eu^{2+}$.

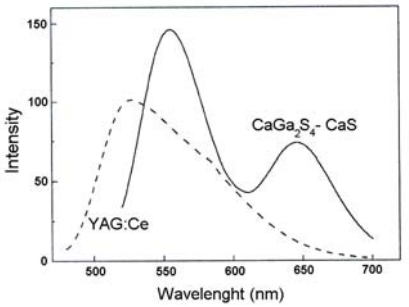


Рис.1. Спектр ФЛ люминофоров YAG:Ce и Eu^{2+} активирован-ных $CaGa_2S_4$-CaS композитами

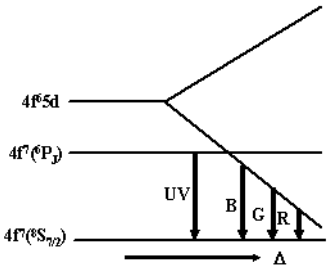


Рис.2. Энергетическая диаграм-ма иона Eu^{2+} в кристаллическом поле

HIGH EFFICIENCY TERNARY PHOSPHORS FOR WHITE LIGHT EMITTING DIODES

***R.B. Jabbarov*[1], *A.E. Yunovich*[2], *N.N. Musayeva*[1], *B.G. Tagiev*[1], *O.B. Tagiev*[1]**

1. Institute of Physics, National Academy of Sciences of Azerbaijan, Baku, AZ-1143, G.Javid av.33. e-mail: rjabbarov@physics.ab.az

2. Moscow State Lomonosov University, Department of Physics, 119899 Moscow, Russia

In this present work, we used ternary phosphors to down-convert blue or ultraviolet emission from a Light Emitting diodes (LED) to generate white Solid State Lighting (SSL). A Ca(Sr, Ba)Ga_2S_4-Ca(Sr)S composite doped with Eu^{2+} has been prepared in order to obtain an efficient bicolor phosphor applicable to white LED. Efficient green and red fluorescence were simultaneously observed at around 555 and 645 nm, respectively, under 460 nm excitation. Especially, the red emission was about three times as intense as a simple mixture of Ca(Sr, Ba)Ga_2S_4:Eu^{2+} and Ca(Sr)S:Eu^{2+} powders. The obtained composite doped with Eu^{2+} showed more intense fluorescence rich in color rendering than a commercially available YAG:Ce phosphor.

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТРАЖАЮЩИХ КОНТАКТОВ В ФЛИП-ЧИП СВЕТОДИОДАХ БОЛЬШОЙ МОЩНОСТИ НА ОСНОВЕ AlGaInN

И. П. Смирнова [*]***, Д. А. Закгейм, М. М. Кулагина, Е. М. Аракчеева***
Физико-Технический Институт им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург
[*]e-mail: irina@quantum.ioffe.ru

Несмотря на значительные успехи, достигнутые в области повышения эффективности светодиодов на основе AlGaInN [1], увеличение внешней квантовой эффективности остается основной задачей при разработке светодиодов большой мощности, предназначенных для использования в качестве источников белого света.

По нашему мнению, одной из наиболее перспективных конструкций для создания мощных AlGaInN светодиодов является флип-чип конструкция с отражающим *p*-контактом и выводом излучения через подложку [2,3]. Необходимость получения высокой оптической мощности и эффективности накладывает серьезные требования не только на качество эпитаксиальной структуры AlGaInN и конструкцию светодиодного кристалла, но и на качество и оптимизацию всех технологических этапов изготовления эффективных светодиодов большой мощности.

Настоящая работа посвящена оптимизации технологии изготовления как *p*- так и *n*-контакта для высокомощных светодиодов, предназначенных для флип-чип монтажа.

Отражающий *p*-контакт, представленный в работах [4,5], основан на двухслойной металлизации Ni/Ag (5нм/220нм), наносимой термическим испарением. Применение высокопрецизионного метода электронно-лучевого испарения позволило снизить контролируемые толщины слоев и исследовать зависимость внешней квантовой эффективность светодиодного кристалла от толщины слоя Ni. Максимальное увеличение внешней эффективности было достигнуто при 1,5 нм никеля и составило более 20 %. Показано, что вплоть до толщины Ni 1 нм не происходит существенного ухудшения вольт-амперных характеристик светодиодного кристалла.

Традиционной системой для омического контакта к *n*-слою GaN является металлизация на основе Ti/Al, при этом низкое контактное сопротивление достигается за счет диффузии Al к границе GaN и образования TiAlN. Поэтому для получения низкого омического сопротивления применялся высокотемпературный отжиг (700-900°C) системы Ti/Al/Ti/Au в атмосфере азота. Было показано, что уже при 700°C наблюдается деградация светодиодной структуры, тогда как применение очистки в аргоновой плазме позволяет значительно снизить контактное сопротивление даже в отсутствие отжига. Таким образом, в отсутствие высокотемпературного отжига отпадает необходимость нанесения Al, а контактное сопротивление определяется состоянием поверхности и первым металлом, т.е. Ti. По этой причине, в качестве *n*-контакта мы рассмотрели Ti/Au (25нм/120нм) металлизацию. Металлы наносились методом электронно-лучевого испарения, поверхность обрабатывалась в аргоновой плазме непосредственно перед напылением. Подбор режимов травления позволил получить контактное сопротивление порядка $5 \cdot 10^{-6}$ Ом·см^2. Уменьшение толщины слоя Ti до 2-3 нм не приводило к заметному увеличению контактного сопротивления.

В светодиодах флип-чип конструкции вывод света осуществляется через прозрачную сапфировую подложку. Но при такой геометрии кристалла излучение отражается как от *p*- так и от *n*-контактных площадок. Очевидно, что замена слоя Au отражающим слоем Ag должна привести к увеличению внешнего квантового выхода кристалла. Были изготовлены светодиодные кристаллы с отражающими контактами для обоих слоев GaN: Ni/Ag(1,5нм/220нм) для *p*-слоя и Ti/Ag (2нм/220нм) для *n*-слоя. Полученные результаты показали 10% увеличение внешней квантовой эффективности для кристаллов с “серебряными” Ti/Ag *n*-контактами по сравнению с аналогичными Ti/Au.

Таким образом, оптимизация толщин слоев металлов и применение отражающего Ti/Ag контакта к *n*-слою GaN позволили увеличить внешнюю квантовую эффективность светодиодных кристаллов более чем на 30%. Наблюдаемое при этом незначительное увеличение сопротивления кристаллов, на наш взгляд, не является принципиальным.

[1] C.Sone, J.Cho, J.Seo Im, *et al*. 6th International Symposium on Blue Laser and Light Emitting Diodes: ISBLLED-2006, France, 131 (2006)
[2] J. Wierer, D. Steigewald, M.R. Krames, *et al*. *Appl.Phys.Lett*. **78**, 3379 (2001)
[3] С.А.Гуревич, Д.А.Закгейм, И.П.Смирнова и др."Светодиоды и лазеры" **1-2**, 12 (2003).
[4] D.A.Zakheim, I.P.Smirnova, E.M.Arakcheeva, *et al*. *Physica status solidi (c)* **1**, 2401 (2004).
[5] Д.А.Закгейм, И.П.Смирнова, И.В.Рожанский и др. *ФТП* **39**, 885 (2005).

OPTIMIZATION OF FABRICATION TECHNIQUE FOR REFLECTIVE CONTACTS IN HIGH-POWER FLIP-CHIP AlGaInN-BASED LEDs

I.P.Smirnova*[*], *D.A.Zakheim, M.M.Kulagina, E.M.Arakcheeva

A.F. Ioffe Physico-Technical Institute, RAS, 194021 St. Petersburg
[*]e-mail: irina@quantum.ioffe.ru

We report on the optimized fabrication technique of reflective contacts to both *p*- and *n*-GaN surface in flip-chip AlGaInN-based LEDs. Ni/Ag reflective contacts to *p*-GaN surface are considered with Ni film thickness varying from 1 to 5 nm. An increase by 20% in the external quantum efficiency of LED chips was obtained for a thickness of 1.5 nm. Instead of traditional annealed system Ti/Al, Ti/Au and Ti/Ag metallization without annealing were used as *n*-contact. The preliminary etching in Ar plasma reduced a specific resistance to $5 \cdot 10^{-6}$ Ohm·cm^2. A use of Ti/Ag reflective n-contacts allowed for increasing external efficiency up 10% compared to that in chips with Ti/Au contacts.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ БЕЛЫХ СВЕТОДИОДОВ

Анатолий Феопёнтов*, Александр Богданов
ЗАО Светлана-оптоэлектроника, пр. Энгельса 27, Санкт-Петербург 194156
*e-mail: igel888@mail.ru

При производстве белых светодиодов существует вопрос о максимально возможной эффективности светодиодов белого цвета свечения (далее – белых светодиодов). Здесь в первую очередь имеется в виду теоретическое определение эффективности преобразования энергии в белом светодиоде. До настоящего времени этот вопрос был освещен в работах [1,2].

Наиболее актуальным для производства сейчас остается вариант изготовления белого светодиода на основе синеизлучающего полупроводникового чипа и люминофора, частично поглощающего излучение чипа и характеризующегося спектром люминесценции в желтой области видимого спектра. Эффективность такого светодиода можно оценивать разными способами, которые, тем не менее, в части оценки преобразования энергии основаны на использовании значений оптической мощности светодиода на различных этапах изготовления.

Определение эффективности преобразования энергии и ее максимального значения необходимо для оценки любой конструктивной концепции белого светодиода.

Эффективность преобразования энергии в белом светодиоде может быть определена как отношение мощности излучения полностью завершенного белого светодиода к мощности излучения полностью завершенного синего светодиода. При этом отличие светодиодов должно состоять только в наличии в белом светодиоде люминофора. Все остальные конструктивные параметры синего и белого светодиода, в том числе и тип применяемого чипа, должны быть идентичными. При этой оценке неизбежно допущение о том, что излучение люминофора так же полно выводится из светодиода, как и излучение синего чипа. Ранее было показано [3], что в таком случае эффективность преобразования ϑ может быть рассчитана как

$$\vartheta = (K + CK)/(K + C),$$

где K – общий параметр эффективности люминофора, учитывающий квантовую эффективность, эффективность поглощения и стоксов сдвиг; C – отношение желтой и синей составляющей в энергетическом спектре излучения белого светодиода.

Зависимость описывает практически идеальный случай, а именно, – такой вариант конструктивного исполнения белого светодиода, в котором отсутствуют дополнительные по сравнению с синим светодиодом потери энергии, кроме тех, что связаны с неполным поглощением синего излучения люминофором, безызлучательным рассеянием в самом люминофоре и стоксовским сдвигом.

То есть, данная зависимость позволяет получить для заданного цвета излучения и люминофора значение максимально достижимой на практике эффективности преобразования энергии в белом светодиоде.

В реальных условиях могут наблюдаются отклонения от максимальной эффективности преобразования в меньшую сторону. Эти отклонения связаны с различными конструктивными факторами, обуславливающими дополнительные потери энергии. Эти факторы имеются в каждой концепции белого светодиода и характеризуются разной степенью влияния на его эффективность. В их число входят: качество поверхностей чипа; качество поверхности основания, на котором установлен чип; оптические свойства материала отражателя (если он имеется); размерный фактор частиц люминофора; диспергированность люминофора в объеме люминофорного слоя и т.п.

Данные, полученные для некоторых исполнений белых светодиодов и отражающие влияние конструктивных факторов на эффективность преобразования, приведены в таблице 1.

Таблица 1

Особенности конструктивного исполнения	Выявленный фактор, снижающий эффективность преобразования	Потери в эффективности преобразования относительно максимальной, %
Чип 0,33x0,3 мм, отражатель с алюминиевым покрытием	нет	7
Флип-чип 0,7x0,56 мм, шлифовка поверхности чипа	Возрастание поглощения излучения люминофора	18
Флип-чип 1,4x1,4 мм, диспергированный люминофор	Повышение диспергированности люминофора	15

По данным [1], потери относительно максимальной эффективности преобразования могут, в зависимости от конструктивного исполнения, составлять от 10 % (в лучших случаях) до 30 %. Полученные результаты вполне с этим согласуются.

Таким образом, получена методика, позволяющая количественно оценить, насколько конкретная конструктивная концепция белого светодиода приближается к идеальному случаю. Кроме того, методика применяется для сравнения по эффективности различных концепций белых светодиодов.

Список литературы

[1] G.O. Mueller, R. Mueller-Mach. *Proc. of Phosphor Global Summit'06*, (San Diego, USA, 2006), p.15.
[2] R. Mueller-Mach, G.O. Mueller, M.R. Krames, T. Trottier. IEEE J. on Selected Topics in Quantum Electronics, **8**(2), 340 (2002).
[3] Богданов А.А., Феопентов А.В. *4-я Всероссийская конференция "Нитриды галлия, индия и алюминия: структуры и приборы"* (СПб., 2005), стендовый доклад.

EFFICIENCY OF WHITE LIGHT-EMITTING DIODES

Anatoly Feopentov*, Alexander Bogdanov
JSC Svetlana-optoelectronica, Engelsa av. 27, Saint-Petersburg 194156
*e-mail: igel888@mail.ru

Theoretical determination of energy-conversion efficiency is a crucial issue in the manufacturing of white phosphor-converted light-emitting diodes (LEDs). The determination of the efficiency and its upper limit is necessary to estimate any particular LED package design.

The conversion efficiency can be defined as a ratio of white LED total radiant flux and blue LED total radiant flux. Early, we have shown that in this case the conversion efficiency ϑ can be described as

$$\vartheta = (K + CK)/(K + C),$$

where K – overall conversion efficiency of phosphor; C – ratio of yellow and blue parts in energy emission spectrum of white LED.

This equation allows to calculate the upper limit of conversion efficiency in white LED for specified emission color. In actual practice the conversion efficiency is usually below the upper limit because of package factors which cause additional energy losses.

The results received in our experiments and calculated by the formula are corresponded with known data. Finally, the developed method allows to estimate quantitatively how given LED package design is close to the ideal case.

ОПТИМИЗАЦИЯ ИЗЛУЧАТЕЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЕТЕРОСТРУКТУР GaAlN-p/GaInN/n-GaN по ВАХ

Е.Н.Вигдорович*, *Ю.Н. Свешников
ЗАО»Элма-Малахит», 124460 Москва, Зеленоград
E-mail: info@emal.zelcom.ru

При создании высокоэффективных излучателей на основе GaN большое значение имеют представления о механизме и эффективности процессов инжекции носителей заряда в активную область. Исследования в этой области дают возможность использования полученных результатов для совершенствования технологии получения и повышения эффективности гетероструктур.

В данной работе исследовалась возможность использования ВАХ квантоворазмерных гетероструктур типа p-GaAlN/GaInN/n-GaN, полученных МОС-гидридным способом при пониженном давлении, для выяснения влияния материаловедческих свойств получаемых гетероструктур на их излучательные характеристики.

Обратный ток ВАХ при обратном смещении состоит из двух составляющих: тепловой и генерационной. Если тепловой дрейфовый ток, в основном, определяется свойствами эммитера (p-тип) и не зависит от приложенного напряжения, то генерационный ток во многом определяется свойствами базы (активная область с КЯ) и зависит от напряжения

$$I_{ген} = qn_i W(U)/\tau_e$$

Полный ток диода при прямом смещении состоит из диффузионной и рекомбинационной составляющих и апроксимируется экспоненциональной зависимостью типа

$$I = \exp(\beta U / n)$$

где коэффициент n определяет механизм протекания тока. При n=1 ток диффузионный, при n>1 преобладает ток рекомбинационный.

В связи с тем, что концентрация носителей заряда в p-слое, значительно ниже, чем в активной n^- области вид ВАХ будет зависеть от сопротивления активной области ($r_б$) и тогда

$$I = \exp[\beta(U - Ir_б)]$$

причем по мере роста прямого напряжения ВАХ вырождается, т.е. экспоненциональная зависимость переходит в омическую. Ток вырождения связан с уровнем как специального, так и неконтролируемого легирования, а так же со структурным совершенством активной области InGaN/GaN с множественными КЯ.

Задачей при повышении излучательных характеристик изучаемых гетероструктур является оптимизация материаловедческих свойств составляющих гетероструктуру слоев с целью снижения вклада генерационной компоненты обратного тока и рекомбинационной составляющей прямого тока.

Основными параметрами оптимизации являлись концентрация носителей заряда в активной области, толщина активной области с 5КЯ, структурное совершенство слоев и границ раздела, изменение которых контролировалось по изменению как прямой, так и обратной ветви ВАХ.

На основании проведенной оптимизации гетероструктур на «чипах» получено значение квантовой эффективности 7-9% при токах 20мА.

ЗАВИСИМОСТЬ ДЛИНЫ ВОЛНЫ ИЗЛУЧЕНИЯ ОТ ТОЛЩИНЫ СЛОЯ InGaN В КВАНТОВЫХ ЯМАХ

Ермошин И.Г.* Свешников Ю.Н. Харламов Р.В.
ЗАО «Элма-Малахит», 124460 Москва, Зеленоград
info@emal.zelcom.ru

Гетероструктуры на основе GaN являются чрезвычайно перспективными для изготовления широкого круга новых приборов электронной техники. Наибольшее распространение они получили при изготовлении оптоэлектронных устройств сине-зеленного участка спектра.

В данной работе изготовление структур для светодиодов проводилось МОС-гидридным методом при пониженном давлении на установке Veeco D-180 с вертикальным реактором. Исследовались эпитаксиальные структуры типа p-GaAlN/$Ga_{0,85}In_{0,15}N$/n-GaN/Al_2O_3, в которых активная область состояла из 5 КЯ. Для установления зависимости длины волны излучения синих светодиодов от толщины слоя InGaN в квантовых ямах производились измерения электролюминесценции образцов с помощью спектрометра AvaSpec-2048. Структурное совершенство и толщины квантовых ям определялись трехкристальным методом по кривым качания полученных из дифрактометрических измерений на установке Vector GaN фирмы Accent.

На рис.1 представлена полученная зависимость, откуда видно, что при увеличении толщины КЯ наблюдается сдвиг длины волны излучения в длинноволновую область. Полученная зависимость хорошо согласуется с данными теоретического анализа работы [1], в которой длинноволновый сдвиг связывается с увеличением упругих напряжений в КЯ.

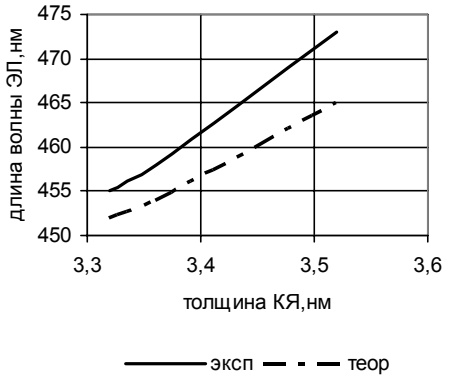


Рис 1. Зависимость длины волны излучения гетероструктуры p-GaAlN/GaInN/n-GaN/Al_2O_3 от толщины КЯ.

[1] А.А. Арендаренко, Е.Н. Вигдорович и др. - Труды 10 международной научной конференции «Актуальные проблемы твердотельной электроники и микроэлектроники» Дивноморск, часть 2 Оптоэлектроника, 2006

DEPENDANCE BETEEN WAVE-LENGTH AND THIKNESS OF InGaN LAYERS IN MQWs

Ermoshin I. Sveshnokov Y.* Kharlamov R.
JSC «Elma-Malachite», 124460 Moscow, Zelenograd
info@emal.zelcom.ru

The aim of the research is to determine correlation between emission wavelength and the layer thickness of InGaN in MQWs.

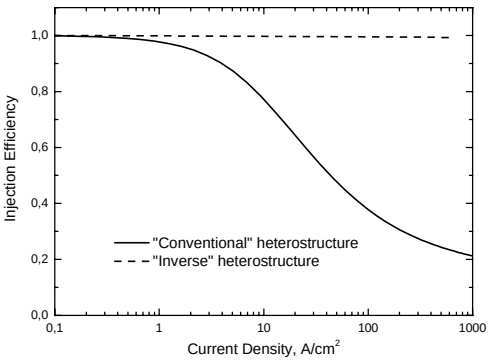
Several LED structures have been grown in Veeco D-180 growing plant by MOCVD scheme. The structures consist of 5 MWQs. To determine the assumed correlation electroluminescence measurements (emission wavelength) were compared with data from X-ray diffractometer (thickness of InGaN layer).

The result of the present comparison corresponds with the theory of solid solution. So the main idea is that the thicker InGaN layer the more shifted wavelength (to green region) we get.

СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ КВАНТОВОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ СВЕТОДИОДНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР AlInGaN НА ВЫСОКИХ ПЛОТНОСТЯХ ТОКА НАКАЧКИ

Д. А. Закгейм, А.С. Павлюченко, В.В. Лундин,
Физико-Технический Институт им. А.Ф.Иоффе РАН,
194021, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26

Несмотря на значительные успехи в создании эффективных синих и ультрафиолетовых светодиодов на основе AlInGaN-гетероструктур, рекордные значения внешней квантовой эффективности электролюминесценции получены только при малых плотностях тока накачки (~ 1A/cm^2). При увеличении плотности тока наблюдается падение эффективности. Так при плотности тока I ~ 100A/cm^2 величина квантовой эффективности падает более чем в два раза по сравнению с максимальной. Такой спад характерен для всех коммерчески доступных светодиодных гетероструктур на основе AlInGaN.



Расчетная зависимость инжекционной эффективности “традиционной” и “инверсной” AlGaInN гетероструктур.

Представленные в [1] численные расчёты в рамках диффузионно-дрейфовой модели показали, что наблюдаемый спад квантовой эффективности вызван падением инжекционной эффективности гетероструктуры, что, в свою очередь, обусловлено наличием сильных встроенных пьезополей на границе активной области и AlGaN токоограничивающего слоя.

Разработанная модель позволила впервые предложить т.н. “инверсную” гетероструктуру, в которой наличие пьезополей на границе токоограничивающего слоя не влияло бы на его эффективность. Такая структура может быть получена путём переноса активной области (квантовых ям) в p-область. При этом широкозонный слой AlGaN должен располагаться в n-области, ограничивая проникновение в эту область дырок. Расчёты показали, что в “инверсной” структуре эффективность инжекции неосновных носителей в активную область практически не зависит от величины тока накачки вплоть до плотностей тока 10^3-10^4 А/см^2. Расчетные зависимости инжекционной эффективности традиционной и “инверсной” гетероструктур приведены на рисунке.

Предложенные инверсные гетероструктуры были выращены методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений на установке AIX2000HT. В этих структурах, в отличие от традиционных, активная область располагалась в p-области, а перед ней выращивался токоограничивающий слой n-$Al_{0.15}Ga_{0.85}N$. Результаты импульсных измерений внешнего квантового выхода от тока накачки показали, что в изготовленных структурах величина внешней квантовой эффективности действительно не снижается с увеличением плотности тока накачки в широком интервале токов, хотя достигнутое на данный момент качество p-активной области и не позволяет достичь высоких значений эффективности электролюминесценции. Основной задачей на настоящий момент является создание p-активной области (квантовых ям), не уступающей по качеству активной области традиционной гетероструктуры.

[1] И.В. Рожанский, Д.А. Закгейм. ФТП, **40**(7), 861 (2006)

WAYS OF INCREASING AlGaInN LED HETEROSTRUCTURE QUANTUM EFICIENCY AT HIGH PUMPING DENSITY

D.A.Zakheim, A.S.Pavljuchenko, W.V.Lundin,

Ioffe Physico-Technical Institute, 194021, Polytechnicheskaya 26, St.-Petersburg, Russia

The numerical simulations shows that the main origin of nitride based LEDs quantum efficiency decrease at high pumping density is carrier leakage over the AlGaN current blocking layer. This is, in turn, due to the presence of strong piezo-electric field on the GaN/AlGaN interface. To overcome this drawback of conventional LEDs AlGaInN heterostructure, the new "inverse" design is proposed, where the active region (quantum wells) is located in p-area of heterostructure, while the n-AlGaN current blocking layer is supposed to block holes diffusion into the n-GaN. The first experiments on MOCVD grown "inverse" heterostructures have shown, that in this case the EL quantum efficiency indeed increase with pumping density up to the current densities 10^3 A/cm^2.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БАРЬЕРА С ГРАДИЕНТОМ СОСТАВА ДЛЯ ПОДАВЛЕНИЯ УТЕЧКИ НОСИТЕЛЕЙ ИЗ АКТИВНОЙ ОБЛАСТИ СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ ГЕТЕРОСТРУКТУР

К. А. Булашевич [1,2*], ***С. Ю. Карпов*** [2], ***Р. А. Сурис*** [1]

[1] Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, ул. Политехническая 26, 194021 С.-Петербург

[2] ООО "Софт-Импакт", а/я 83, пр. Энгельса 27, 194156 С.-Петербург

e-mail: kirill@softimpact.ru

Введение При высоких плотностях тока утечка носителей из активной области рассматривается как одна из причин падения эффективности светоизлучающих приборов на основе нитридов третьей группы [1]. Этот эффект особенно важен для лазерных диодов, в которых типичная пороговая плотность тока составляет ~3-10 кА/см^2. Однако он также существенен и для сверхярких светодиодов, работающих при плотностях тока, близких к лазерным. Основной вклад в уменьшение эффективности лазеров и светодиодов обычно вносит утечка электронов, обладающих большей подвижностью, чем дырки.

Для подавления утечки электронов из активной области в Ga-полярных гетероструктурах обычно используется блокирующий слой, выполненный из AlGaN *p*-типа и расположенный между активной областью и следующими за ней *p*-слоями. Состав блокирующего слоя подбирается так, чтобы ширина запрещенной зоны в нем заметно превосходила ширину запрещенной зоны в остальных *p*-слоях. Таким образом, такой блокирующий слой создает потенциальный барьер, препятствующий утечке электронов в p-область.

Однако блокирующий слой также затрудняет инжекцию дырок в активную область. Это происходит, во-первых, за счет формирования на интерфейсе между активной областью и блокирующим слоем положительного поверхностного заряда, отталкивающего дырки. Во-вторых, концентрация дырок в блокирующем слое падает при увеличении мольной доли AlN в твердом растворе AlGaN из-за роста энергии ионизации Mg-акцепторов.

Блокирующий слой постоянного состава В данной работе утечка электронов из активной области изучалась теоретически в рамках дрейфо-диффузионной модели транспорта носителей. Приведенные расчеты выполнены для светодиодной структуры, состоящей из *n*-GaN эмиттера электронов, одиночной нелегированной $In_{0.1}Ga_{0.9}N$ квантовой ямы толщиной 3.5 нм, *p*-AlGaN блокирующего слоя толщиной 20 нм и *p*-GaN эмиттера дырок. Концентрации доноров и акцепторов были выбраны 3×10^{18} см$^{-3}$ и 1×10^{19} см$^{-3}$ в *n*- и *p*-слоях, соответственно. В качестве критерия эффективности работы блокирующего слоя использовался коэффициент инжекции электронов, определенный как отношение тока рекомбинации носителей в активной области к полному потоку инжектированных в структуру электронов. На Рис. 2а приведена зависимость коэффициента инжекции электронов от состава барьера при различных плотностях тока. Видно, что коэффициент инжекции имеет максимум при содержании AlN ~7÷8 %. Следует отметить, что оптимальное значение состава барьера зависит также и от конструкции активной области, т. к. уровень инжекции дырок определяется высотой потенциального барьера на границе между активной областью и блокирующим слоем.

Градиентный блокирующий слой Рассмотрим AlGaN блокирующий слой с линейно изменяющимся поперек слоя содержанием алюминия. За счет спонтанной поляризации и пьезоэффекта в нем формируется объемная плотность заряда, пропорциональная производной от полной электрической поляризации по нормали к плоскости слоя. Для Ga-полярных структур этот заряд отрицателен в слоях с возрастающим от активной области содержанием AlN и положителен в обратном случае.

В данной работе предлагается использовать блокирующий слой с таким градиентом состава AlGaN, чтобы распределенный в нем отрицательный поляризационный заряд не превосходил концентрации ионизованных акцепторов. В этом случае электрический потенциал распределяется так, что дно валентной зоны в этом слое оказывается плоским (Рис. 1б). В то же время край зоны проводимости поднимается, эффективно препятствуя утечке электронов. Из сравнения Рис. 1а и Рис. 1б видно, что в структуре с градиентным блокирующим слоем потенциальный барьер для электронов выше, чем в структуре со слоем постоянного состава, а барьер для дырок, наоборот, существенно ниже. Идея использования градиентного слоя в сочетании с изменением концентрации примеси была предложена в [2] для уменьшения сопротивления гетероперехода. Применительно к блокирующему слою важным оказывается не только уменьшение потенциального барьера для основных носителей (дырок), но и создание барьера для неосновных носителей (электронов).

Следует отметить, что приведенное на Рис. 1б распределение потенциала в блокирующем слое

довольно устойчиво к изменениям содержания алюминия, а также толщины и легирования самого блокирующего слоя. Таким образом, предложенная конструкция блокирующего слоя не ужесточает требований к технологии выращивания приборных структур.

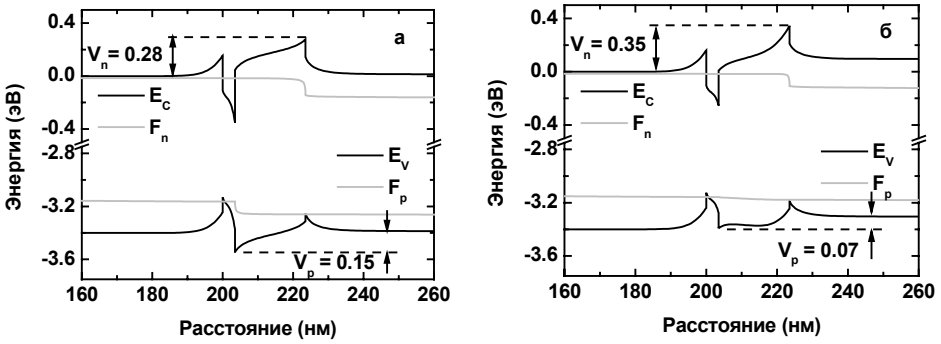


Рис. 1. Зонная диаграмма светодиодной структуры с блокирующим слоем (а) постоянного (10%) состава и (б) линейно возрастающим от нуля до 10%. Плотность тока в обоих случаях равна 500 А/см^2.

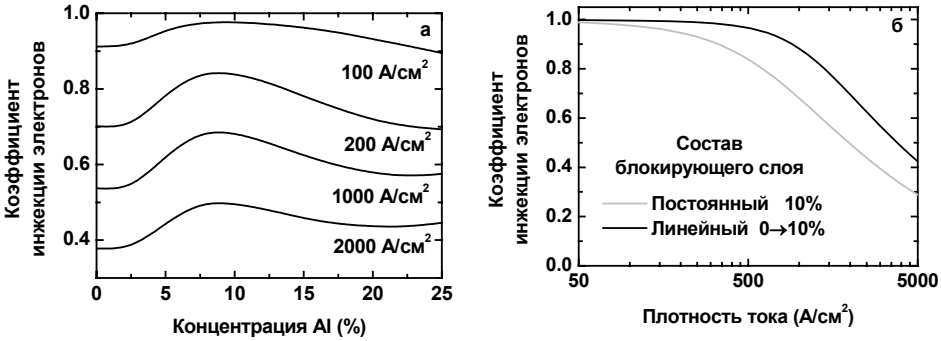


Рис. 2. Зависимость коэффициента инжекции электронов от (а) состава блокирующего слоя и (б) плотности тока для структур с блокирующими слоями постоянного и переменного состава.

[1] И. В. Рожанский и Д. А. Закгейм, ФТП 40, 861 (2006).
[2] E. F. Schubert et al., Appl. Phys. Lett. 60, 466 (1992).

SUPPRESSION OF CARRIER LEAKAGE FROM THE ACTIVE REGION OF LIGHT-EMITTING HETEROSTRUCTURES BY GRADED-COMPOSITION BLOCKING LAYER

***K. A. Bulashevich*[1,2*], *S. Yu. Karpov*[2], *R. A. Suris*[1]**

[1] Ioffe Physico-Technical Institute, Politekhnicheskaya 26, St.Petersburg, 194021 Russia

[2] Soft-Impact, Ltd., P.O.Box 83, 27 Engels, St.Petersburg, 194156 Russia * e-mail: kirill@softimpact.ru

Theoretical analysis of carrier leakage from the active region of a light-emitting heterostructure is made within the drift-diffusion model. On one hand, the electron current from the active region to the p-region can be suppressed by increase of AlN content in the AlGaN electron blocking layer. On the other hand, the hole injection into the active region is inhibited too because of a positive charge induced at the interface between the blocking layer and the active region. Interplay of these factors controls the optimal AlN content.

In this study, graded-composition blocking layer with ascending AlN content is suggested to suppress further the electron leakage. Despite a positive distributed polarization charge attracting electrons, it is expected to be more efficient than the blocking layer with the constant composition, due to enhanced hole injection.

МЕТОД КОНТРОЛЯ ПОТЕНЦИАЛЬНОЙ СТЕПЕНИ ДЕГРАДАЦИИ ХАРАКТЕРИСТИК СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ AlGaInN.

Никифоров С.Г. [1*], ***Сушков В.П.*** [2]

[1]ЗАО «АТВ – Наружные системы», Россия, Москва, ул. Таганская, 36/2. nikiforov@screens.ru

[2] Московский Государственный Институт Стали и Сплавов (Технологический Университет) Кафедра Технологии Материалов Электроники, 119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4

Установление связи между скоростью деградации важнейших параметров светодиодов в процессе наработки с величинами этих параметров до наработки, в перспективе, даёт возможность количественно предсказывать срок службы светодиодов ещё на стадии производства.

Исходя из модели построения площади излучающей структуры в виде большого числа площадей отдельных p – n переходов с различными характеристиками, включёнными параллельно (рисунок 1) и имеющими функцию распределения по площади, можно установить связь между изменениями суммарных характеристик всей структуры и отдельных её составляющих. Это утверждение хорошо объясняет факт именно перераспределения энергетических параметров излучения, а не их количественного изменения. Если принять также, что отдельные участки области пространственного заряда имеют помимо отличающихся значений прямого напряжения ещё и различные значения Eg, то можно предположить, что изменение суммарного Uf вызовет изменение эффективной Eg, а функция распределения сегментов с отличными Uf будет соответствовать функции распределения Eg, что в свою очередь и показывает диаграмма спектрального распределения плотности энергетической яркости излучения структуры. Многие экспериментальные данные по свойствам синих светодиодов могут быть рассмотрены на основе модели неравномерного распределения

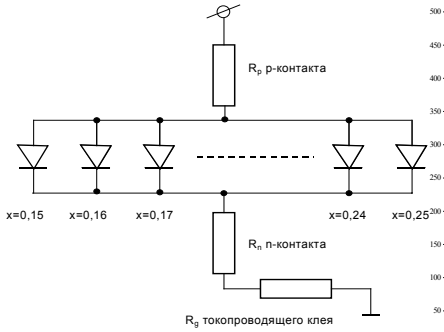


Рисунок 1.Электрическая модель светодиода.

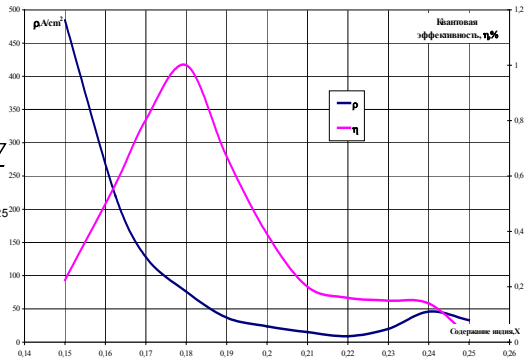


Рисунок 2.Распределение плотности тока через площадки с различным содержанием In

состава $In_xGa_{1-x}N$ в активной области кристалла, при этом предлагалось рассматривать модель кристалла и светодиода, изображённую на рис. 1. Согласно этой модели, светодиод представляет собой совокупность параллельно включённых микродиодов, имеющих одинаковые параметры широкозонных n – GaN и p – GaN эмиттеров, но отличающихся друг от друга содержанием индия в квантовых ямах. Площади микродиодов (секторов, площадок) S(x) с различным содержанием индия (x) в квантовых ямах в первом приближении могут быть описаны гауссовским распределением относительно средних значений x = 0,4 для зелёных светодиодов и x = 0,2 для синих.

Соответствие полученных различным способом характеристик позволяет использовать рассчитанные данные для обоснования закономерностей в изменениях характеристик синих светодиодов, наблюдающихся при их длительной наработке, поскольку деградация величины светового потока экспоненциально зависит от плотности тока (1), то в большей степени деградации подвержены области структуры с малыми значениями x=0,15…0,17, через которые протекают токи с большой плотностью (рисунок 2).

$$\Phi(t)= \Phi(0h)*\exp((-J)*a*t) \qquad (1)$$

где: J-плотность тока, A/cm2; t-время наработки, h; a- коэффициент, описывающий скорость деградации, cm2*A-1*h-1, Φ(t)-световой поток через время наработки t, Φ(0h)-начальный световой поток, lm.

Вследствие этого, спектры излучения в процессе наработки смещаются в длинноволновую сторону, поскольку более коротковолновая часть спектрального распределения деградирует быстрее.
Установлено, что ВАХ светодиодов с наименьшим Uf(0h) отличается бо́льшей крутизной характеристики как на самых малых токах, так и при самых больших плотностях, а при средних значениях тока, пересекает расчётную кривую. Однако именно средний участок ВАХ (15 – 30 mA) используется при измерениях на сортировочном участке производств. Поэтому, сходство Uf(0h) всех приборов на этом участке не позволяет достоверно определить истинную разницу в характеристиках светодиодов, что и происходит на производстве при существующей методике сортировки. Однако выявлено, что при производстве пластин кристаллов, всегда существует некоторая их часть, изначально содержащая в себе такое распределение центров безизлучательной рекомбинации, и такую функцию распределения площадок с различными характеристиками (различным содержанием индия в активном слое, наличием шунтирующих включений и т.д.), которые будут существенно доминировать при наработке и приводить к значительной деградации параметров относительно остальной массы образцов. Причём, все характеристики, свойственные исправным светодиодам на основе этих кристаллов будут присутствовать в начальный момент, и такие светодиоды будут признаны годными на производстве. Выявление этого факта стало возможным только при исследовании большого числа светодиодов по новой методике, и позволило обнаружить очень важный недостаток в принятой мировой практикой производства системе сортировки готовых светодиодов, и тем самым объяснить причину появления потенциально дефектных приборов в общей массе признанных годными. Обосновано, что критерии сортировки должны быть рассчитаны при больших плотностях тока через кристалл, а также, что предложенная методика такой сортировки позволяет сделать достоверный прогноз качества произведённых светодиодов и выявить более 95% потенциально негодных приборов.

METHOD OF CONTROLLING POTENTIAL DEGRADATION OF AlGaInN LEDs CHARACTERISTICS.

S.G.Nikiforov. [1✉], ***V.P.Sushkov.*** [2]
[1]ZAO «ATV – Outdoors Systems», Moscow, Taganskaya street, 36/2. nikiforov@screens.ru
[2] Moscow State Institute of Steel and Alloys (Technological University)
Department oa Semiconductor Materials and Devices
119049, Moscow, Leninskiy prospect, 4.

Degradation of blue and green LEDs has been investigated. Luminous Flux value was chosen as the most representative parameter of degradation because Luminous Intensity redistribution during experiments was observed although Luminous Flux value was unchanged. It is supposed that many features of degradation phenomena may be explained on the basis of no homogeneous indium distribution in active region of LEDs.

НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕГРАДАЦИИ СИНИХ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ InGaN/GaN

С.А.Бельник[2], Е.Д.Васильева[2], Д.В.Давыдов[1,2], А.Л.Закгейм[3], П.С.Копьев[1], Д.А.Лавринович[2], Ф.М.Снегов[2], А.Е.Черняков[3], Н.М.Шмидт[1*], В.В.Уелин[1]

[1] Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Россия, 194021 Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26, natalia.shmidt@mail.ioffe.ru
[2] ЗАО «Светлана-Оптоэлектроника», Россия, 194156 Санкт-Петербург, а/я 78
[3] Научно-Технологический Центр Микроэлектроники при ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН

Известно, что в нитридах III-группы механизм деградации, типичный для A^3B^5 не работает в силу локальных напряжений, обусловленных структурными особенностями этих материалов.

Несмотря на многолетние исследования процесса деградации синих СД, единой общепринятой модели до сих пор не выработано.

В данной работе приведены экспериментально установленные закономерности деградации синих светодиодов на основе InGaN/GaN и обсуждается участие в процессе деградации системы протяженных дефектов, пронизывающей активную область СД, и являющейся типичной структурной особенностью этих материалов.

Экспериментальные результаты были получены на СД, собранных по технологии флип-чип монтажа без линз (для удобства проведения температурных испытаний) в ЗАО «Светлана-Оптоэлектроника». Светодиодные структуры выращены методом MOCVD на установке D-180 фирмы Veeco, в основном в ЗАО «Светлана-Оптоэлектроника». Исследование деградации проводилось на СД с квантовой эффективностью(QE) от 8-18% при токах 5-10 мА без линз (с линзами максимальные значения QE ~ 30%, что соответствует современному мировому уровню). Исследована эволюция вольтамперных характеристик (в диапазоне токов 10^{-12} – 10^{-1} А) и зависимости QE от величины инжекционного тока (в диапазоне токов 10^{-4}-10^{-1} А), в результате непрерывного протекания рабочего тока 60 или 300 мА через структуру в течении различных временных интервалов (50, 100, 1000 часов) при температуре 80^0C, а также эволюция профиля распределения носителей в сверхрешетках. Во всех экспериментах перегрев активной области не допускался.

Выяснены следующие закономерности деградационного процесса:

а) Проведение временных испытаний при рабочих токах меньше 20мА при нагреве до 80^0C не приводит к заметной деградации СД при долговременных испытаниях более 1000 часов

б)Увеличение рабочих токов до 60 мА привело к падению QE в области малых токов и сдвигу максимума в сторону больших токов по мере увеличения времени наработки (рис.1). как правило, наибольшие изменения наблюдаются в первые 100 часов . На отдельных СД наблюдается волнообразное изменение QE во времени. Увеличение рабочих токов до 300мА ускоряет деградационный процесс в несколько раз и приводит для части СД к изменению QE как в области максимума, так и при токах инжекции100-200 мА (рис.2). Одновременно наблюдается рост тока как в прямом так и в обратном направлении (рис.3), изменение энергии активации туннельного тока и размытие профиля распределения носителей в сверхрешетках (профили приведены в материалах этой конференции в работе Д.В. Давыдова). Все эти процессы происходят быстрее в СД без промежуточного слоя AlGaN между p^+ и MQW InGaN/GaN

в) Для СД, деградировавших по QE более чем на 20%, типичным является отсутствие зависимости QE от величины инжекционного тока и появление на вольтамперной характеристики участков с омической проводимостью, перестраивающихся в нелинейные с ростом уровня инжекционного тока, кроме того, заметная разница между прямой и обратной ветвями ВАХ в пределах порядка появляется только при больших напряжениях, в то время как на исходных СД при этих напряжениях разница в величине тока достигает нескольких порядков (рис.3), т.е. поведение подобно наблюдаемому на дефектных СД и на СД с плохой структурной организацией (с плохо сросшимися доменами мозаичной структуры) до деградации

г) Выдержка СД при рабочих токах 10 мА и при температурах, соответствующих разогреву p-n перехода при протекании тока в 300мА не вызывает заметного изменения ВАХ и значений QE

Выявленные закономерности, такие как значительный, на порядки, рост прямого и обратного тока безызлучательной туннельной рекомбинации, катастрофическое ухудшение выпрямляющих свойств p-n перехода, появление шунтов, сильная зависимость скорости деградационного процесса от величины рабочего тока, размытие профиля распределения носителей заряда в MQW InGaN/GaN, а также , установленный ранее механизм локального выделения Ga, позволяют предположить, что падение QE СД связано с необратимыми изменениями свойств системы протяженных дефектов

(СПД), пронизывающих активную область СД. СПД состоит из дислокационных каналов, по которым осуществляется туннельная безызлучательная рекомбинация. Длительное протекание тока большой плотности сопровождается изменением параметров этой системы, что хорошо видно при сравнении ВАХ до и после деградации (рис.3). Наблюдаемое увеличение барьера для туннелирующих носителей может быть результатом не только перезарядки собственных дефектов, образующих дислокации, путем захвата неравновесных носителей заряда, но и результатом более сложного процесса, приводящего к генерации новых собственных дефектов. Этот процесс может быть связан с миграцией галлия. Известно, что безызлучательная рекомбинация при больших плотностях тока существенно понижает энергию миграции собственных дефектов, и этот эффект экспериментально наблюдался на дислокационном кремнии при комнатных температурах. Изменение зарядового состояния дислокаций в активной области СД должно неизбежно приводить к перераспределению поля в активной области, изменению распределения носителей заряда в MQW, что и наблюдается экспериментально на зависимости QE от приложенного напряжения (рис.4) и профилях распределения носителей в сверхрешетках до и после деградации.(профили приведены в материалах этой конференции в работе Д.В. Давыдова). Эти особенности ухудшают инжекцию дырок, препятствуют локализации носителей в квантовых ямах и в итоге приводят к падению QE.

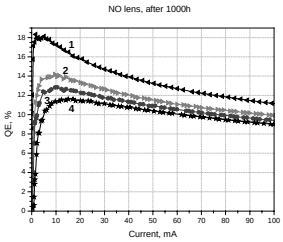


Рис.1 Эволюция зависимости квантовой эффективности от тока в процессе наработки СД при 80^0C, рабочем токе 60мА в течении: 1, 2 –0; 3- 100 часов , 4-1000 часов

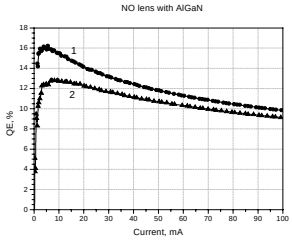


Рис.2 Зависимости квантовой эффективности от тока до (1) и после наработки при 60^0C, рабочем токе 300мА в течении 3 часов

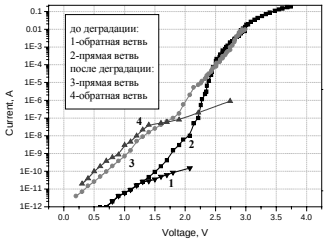


Рис.3 Вольтамперные характеристики СД до (1,2) и после деградации (3,4)

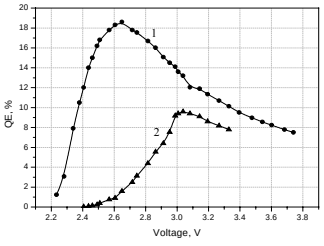


Рис.4 Зависимость квантовой эффективности от напряжения до (1) и после деградации (2)

SOME APPROPRIATENESS OF BLUE InGaN/GaN LED DEGRADATION

S.A. Belnik, E.D. Vasilieva, D.V. Davydov, A.E. Chernyakov, P.S. Kop'ev, D.A. Lavrinovich, A.L. Zakgeim, F.M. Snegov, N.M. Shmidt, V.V.Uelin

[1] A.F.Ioffe Physico-Technical Institute RAS natalia.shmidt@mail.ioffe.ru

[2] Svetlana-Optoelectronics, P.B. 78, 194156 St.-Petersburg, Russia

[3] Center for Science and Technology at A.F.Ioffe Physico-technical institute of the RAS

The degradation process under operating current 60 or 300mA at 60-80^0C during 0-1000 hours of blue InGaN/GaN LED with quantum efficiency 8-18 % (at current 5-10 mA, without lens) have been investigated. It was shown that the interaction of non-equilibrium carriers with extended defect system plays important role in degradation process, resulting in the change of the field distribution in LED active region. This effect results in the fall of quantum efficiency

ЭВОЛЮЦИЯ ПРОФИЛЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В MQW InGaN/GaN В ПРОЦЕССЕ ДЕГРАДАЦИИ СИНИХ СВЕТОДИОДОВ

М.Г.Агапов[2], Е.В.Богданова[1], Д.В.Давыдов[1,2], А.Л.Закгейм[3], Д.А. Лавринович[2], Ф.М.Снегов[2], А.Е.Черняков[3], Н.М.Шмидт[1]*

[1] Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Россия, 194021 Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26, natalia.shmidt@mail.ioffe.ru
[2] ЗАО «Светлана-Оптоэлектроника», Россия, 194156 Санкт-Петербург, а/я 78
[3] Научно-Технологический Центр Микроэлектроники и Субмикронных Гетероструктур
при ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург

Профиль распределения носителей заряда в InGaN/GaN MQW-структурах, определяемый методами малосигнальной дифференциальной емкости несет важную информацию о распределении поля в активной области, характере заполнения MQW носителями заряда. Эта информация может быть полезна при моделировании процессов излучательной и безызлучательной рекомбинации в MQW-структурах.

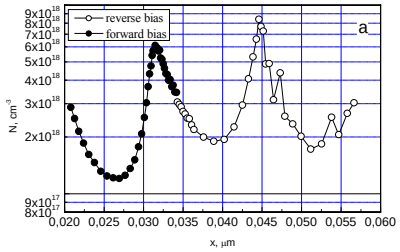
Эта методика довольно редко используется в мировой практике исследования светодиодных структур на основе нитридов. Пионерами, по-видимому, были наши соотечественники Маняхин, Ковалев, Юнович, Поляков. В настоящей работе она использовалась для комплексного изучения процесса деградации синих светодиодов (СД).

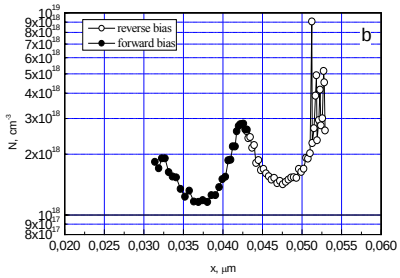
Целью данной работы явилось исследование эволюции профиля распределения носителей заряда в MQW InGaN/GaN в процессе временных испытаний синих СД в условиях повышенных температур и при рабочих токах 60 и 300мА с одновременным контролем зависимости квантовой эффективности (QE) от тока накачки и вольтамперных характеристик.

Были исследованы светодиодные структуры (СС), выращенные методом MOCVD, имеющие квантовую эффективность(QE) от 10 до 18% при токах 5-10 мА без линз (с элементами вторичной оптики максимальные значения ~30%, что соответствует современному мировому уровню). СС выращены и смонтированы в корпуса по технологии флип-чип монтажа без линз (для удобства проведения температурных испытаний) в ЗАО «Светлана-Оптоэлектроника». Исследована эволюция вольтамперных характеристик (в диапазоне токов 10^{-12} – 10^{-1}А) в результате непрерывного протекания рабочего тока через структуру в течении различных временных интервалов (50, 100,1000 часов) при комнатной температуре и при подогреве до 60-80^0 С, а также эволюция зависимости QE от величины тока накачки (в диапазоне токов 10^{-4}-10^{-1} А) и эволюция распределения носителей в активной области СС. Во всех экспериментах перегрев активной области не допускался. Следует отметить, что весь комплекс измерений на разных стадиях процесса деградации проводился на одних и тех же светодиодах.

Для вольт-фарадных измерений использовался измеритель иммитанса Е7-14. Амплитуда измерительного сигнала составляла 40 мВ, частота 10 кГц. Значения концентрации электронов определялись дифференцированием зависимости обратного квадрата емкости от напряжения.

На рис. 1 представлены типичные изменения профиля распределения носителей заряда в СД последовательно от исходного профиля (до временных испытаний), после 146 часов и после 1000 часов. Наблюдаемое размытие профиля по мере увеличения длительности воздействия тока коррелирует с размытием максимума на зависимости QE(I) (рис.2) и увеличением энергии активации прямого тока (рис.3). Подобный же эффект наблюдается при проведении испытаний при 300мА, но изменения происходят за более короткие времена. Однако проведение испытаний при токах меньше 20мА на СД с такими же исходными параметрами не выявило заметных изменений даже после нескольких тысяч часов работы. Наблюдаемый комплекс эффектов позволяет сделать предположение, что длительное протекание тока сопровождается устойчивым изменением параметров системы протяженных дефектов, пронизывающих активную область. Эта перестройка с формированием глубоких центров может приводить к тому, что система протяженных дефектов эффективно захватывает электроны и препятствует их локализации в ямах. Таким образом, взаимодействие неравновесных носителей заряда с системой протяженных дефектов может играть определяющую роль в процессе деградации оптических свойств светодиодов.





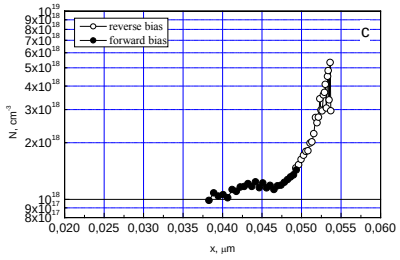


Рис.1 Эволюция профиля распределения носителей заряда в СД в процессе временных испытаний при 80^{0}С и токе 60мА: а) исходный , b) после 146 часов, c) после 1000часов

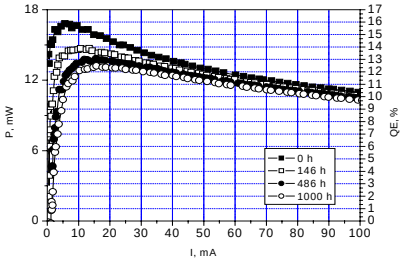


Рис.2 Эволюция зависимости квантовой эффективности СД от тока в процессе временных испытаний при 80^{0}С и токе 60мА: а) исходный, б) после 146 часов, в) после 1000часов

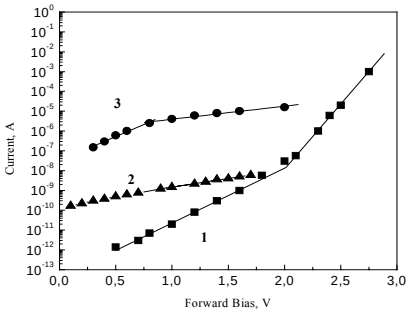


Рис.3 Эволюция ВАХ СД в процессе временных испытаний при 80^{0}С и токе 60мА: 1-исходная, 2- после 146 часов, 3-после 1000 часов

EVOLUTION OF CARRIER DISTRIBUTION IN MQW InGaN/GaN DURING DEGRADATION OF BLUE LIGHT EMITTING DIODES

M.G.Agapov[2], E.V.Bogdanova[1], D.V.Davydov[1,2], A.L.Zakgeim[1], D.A.Lavrinovich[2], F.M.Snegov[2], A.E.Chernyakov[1], N.M.Shmidt[1]*

[1] A.F.Ioffe Physico-Technical Institute RAS, 26 Politechnicheskaya str., 194021 St.-Petersburg, Russia, natalia.shmidt@mail.ioffe.ru

[2] Svetlana-Optoelectronics, P.B. 78, 194156 St.-Petersburg, Russia

[3] Center for Science and Technology at A.F.Ioffe Physico-technical institute of the RAS

Modification of carrier distribution (CD) in the light emitting diodes (LED) based on InGaN/GaN MQW during degradation process under operating current of 60mA at 80^{0}C has been studed by C-V profiling method. The evolution of CD in MQW of LED was investigated after long, up to 1000 hours, operation under these conditions. It correlates with change of current-voltage characteristics and the fall of quantum efficiency of LEDs and can be related with the modification of extended defects system properties.

ДИНАМИКА ИЗЛУЧАТЕЛЬНОЙ И БЕЗЫЗЛУЧАТЕЛЬНОЙ РЕКОМБИНАЦИИ СИНИХ СВЕТОДИОДОВ

А.А.Грешнов [1], Д.В.Давыдов[1,2], А.Л.Закгейм[4], Д.А.Лавринович[2], А.П.Карташова[1], В.В.Ратников[1], Ф.М.Снегов[2], О.А.Солтанович[3], А.Е.Черняков[4], Н.М.Шмидт[1], Е.Б.Якимов[3]

[1] Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Россия, 194021 Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26, natalia.shmidt@mail.ioffe.ru
[2] ЗАО «Светлана-Оптоэлектроника», Россия, 194156 Санкт-Петербург, а/я 78
[3] Институт проблем технологии микроэлектроники РАН, 142432 Черноголовка
[4] Научно-Технологический Центр Микроэлектроники при ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН

Процессы излучательной и безызлучательной рекомбинации в синих светодиодах (СД) на основе MQW InGaN/GaN изучаются более 10 лет, однако до сих пор общепринятой модели этих процессов не создано. По-видимому, это связано с тем, что рекомбинационные процессы рассматриваются в большинстве работ в статике. В то же время, все опубликованные работы по исследованию вольтамперных характеристик (ВАХ) СД ясно указывают на сложную динамику транспорта носителей, которая практически не учитывалась при анализе процессов рекомбинации.

Целью работы является выяснение влияния особенностей транспорта носителей в синих СД на процессы рекомбинации с учетом того, что активная область СД пронизана системой протяженных дефектов (СПД), являющейся типичной, в том числе и для лучших на сегодняшний день СД.

Ранее было показано, что особенности ВАХ во многом определяются характером структурной организации (ХСО). Для СД с плохим ХСО, т.е. сильно разупорядоченной мозаичной структурой (большой разброс углов наклона и разворота доменов) и плохо отрелаксировавшими границами доменов типичными являются большие токи утечки, на много порядков превышающие токи, наблюдаемые на СД с хорошим ХСО. Кроме того, исследование СД методами DLTS с подсветкой выявило пространственно локализованные состояния, связанные с СПД и присутствие в высокой концентрации как глубоких доноров, так и акцепторов. Эти результаты позволили предположить, что СПД, формирующаяся в результате сращивания доменов и пронизывающая всю светодиодную структуру(СС) ответственна за эти утечки. Исходя из этого, были проведены исследования зависимостей внешней квантовой эффективности от тока η (I) и ВАХ на большом числе СД как с одной светодиодной структуры (СС) так и с СС, полученных в разных процессах с разным ХСО и разным числом ям. СС на основе MQW InGaN/GaN с типичными размерами слоев были выращены на сапфировых подложках методом эпитаксии из металлорганических соединений разными производителями, в том числе и отечественными (на установке D-180 фирмы Veeco в ЗАО «Светлана-Оптоэлектроника»). Все СД собранны по технологии флип-чип монтажа без линз в ЗАО «Светлана-Оптоэлектроника». Площадь СД 300x400 мкм. СД имели максимальные значения η от 8-18% при токах 5-10 мА(J~4-8А/см^2) без линз (с линзами максимальные значения до 30 %, что соответствует современному мировому уровню). Проведенные исследования показали, что особенности зависимостей η (I) - Рис.1 хорошо согласуются с ВАХ - Рис.2. . Ярко выраженный максимум на зависимости η (I) и высокие абсолютные значения η при малом токе инжекции наблюдаются только на СД с хорошим ХСО и малыми токами утечки при U<1В Рис.2 кр. 1,1а. СД, имеющие максимальные токи туннельной безызлучательной рекомбинации (ТБР) рис.2 кр. 3, 3а не имеют максимума на η (I) рис.1кр.4. Такие СД являются преобладающими на СС с плохим ХСО, а также наблюдаются в процессе деградации СД и на СД с одной квантовой ямой. Небольшое количество таких СД присутствует на СС с хорошим ХСО. Общим для всех СД является также отсутствие диодного эффекта при U<1В, позволяя предполагать, что гетерограницы шунтированы СПД, даже для СД с хорошим ХСО. О присутствии проводящих каналов свидетельствуют также профили распределения носителей заряда в 1 и 5 ямных СД, которые только при понижении температуры до 77К соответствуют заложенным барьерам (они приведены в материалах этой конференции в работах Д.В.Давыдова и О.А.Солтановича). По мере роста величины тока при прямом смещении в результате процесса ТБР, происходящего преимущественно в области СПД, изменяется высота барьеров для туннелирующих носителей, что хорошо видно на ВАХ рис.2 . или, если говорить в терминологии центров безызлучательной рекомбинации (ЦБР), то в СПД в результате взаимодействия ЦБР с неравновесными носителями заряда происходит перестройка центров: они становятся более глубокими (изменение энергии активации от 160 до 400 meV), замедляется темп ТБР и для СД с хорошим ХСО шунтирующее действие СПД ослабляется, появляется заметная разница между прямой и обратной ветвями ВАХ, происходит перераспределение поля в активной области СД. При U >2.5 В начинается инжекция и в узком интервале инжекционных токов , как правило, до 10мА наблюдается квадратичная зависимость интенсивности электролюминесценции (ЭЛ) от тока, что, по-видимому, связано с излучательной рекомбинацией носителей локализованных в ямах. Дальнейший рост концентрации инжектированных носителей снова сопровождается изменением

свойств СПД и оно вполне закономерно. Данные по температурной зависимости η (I) рис.3, а также изменение величины тока ТБР на порядки при переходе от статического режима к импульсному с разной скважностью, задержанные спектры фото и электролюминесценции, наблюдаемые только на СД с хорошим ХСО позволяют предполагать, что происходит формирование центров прилипания. В монографии С.М. Рывкина на примере традиционных полупроводников показано, что, при высоких уровнях возбуждения или при повышении температуры такие центры становятся центрами рекомбинации. Этот процесс всегда сопровождается падением эффективного времени жизни и как следствие этого падением η. Для СД с большими утечками при малых смещениях перестройка СПД так и не успевает полностью завершиться и процесс локализации носителей практически не реализуется, максимум на зависимости η (I) не наблюдается, а на зависимости интенсивности ЭЛ от тока удается проследить изменение величины шунта с ростом тока Рис.4. Таким образом, взаимодействие неравновесных носителей с системой протяженных дефектов во многих случаях играет определяющую роль в процессах излучательной и безызлучательной рекомбинации, изменяя распределение поля в активной области СД, заполнение квантовых ям и условия локализации носителей, что и приводит к сложной динамике процесса излучательной рекомбинации и транспорта носителей. Этот процесс нуждается в таком же детальном анализе и изучении как квантоворазмерные эффекты. Присутствие компенсированных областей, уровень легирования областей, прилегающих к MQW InGaN/GaN, также вносят заметный вклад в динамику рекомбинационных процессов.

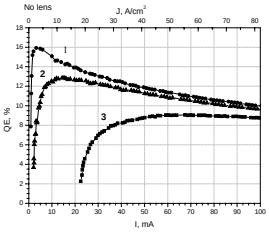


Рис 1. Типичные зависимости квантовой эффективности СД от тока

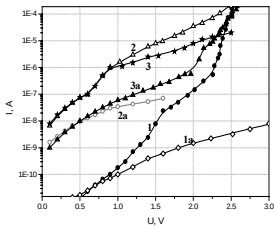


Рис 2. Прямые (1,2,3) и обратные ветви(1a,2a,3a) ВАХ СД

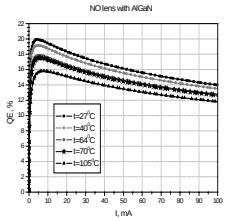


Рис.3 Температурная зависимость η (I)СД

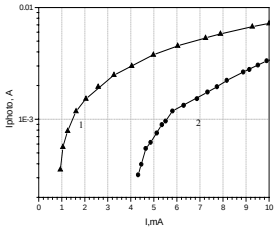


Рис.4 Зависимость ЭЛ от тока для СД с разной в утечкой при U<1В: 1- 10^{-10}А; 2- 10^{-8}А:

RADIATIVE AND NONRADIATIVE RECOMBINATION DYNAMIC IN BLUE LED

A.A.Greshnov, A.E.Chernyakov, D.V.Davydov, A.P.Kartashova, D.A.Lavrinovich, F.M.Snegov, A.L.Zakgeim, V.V.Ratnikov, O.A.Soltanovic, N.M.Shmidt, E.B.Yakimov

[1] A.F.Ioffe Physico-Technical Institute RAS, 26 Politechnicheskaya str., 194021 St.-Petersburg, Russia, natalia.shmidt@mail.ioffe.ru

[2] Svetlana-Optoelectronics, P.B. 78, 194156 St.-Petersburg, Russia

[3] IPTM RAS, 142432 Chernogolovka

[4] Center for Science and Technology at A.F.Ioffe Physico-technical institute of the RAS

The optical and transport properties of InGaN/GaN light-emitting diodes (LEDs) have been investigated. Simultaneous analysis of I-V and QE-I dependences demonstrated important role of the interaction process of non-equilibrium carriers with extended defect system which pierces through active region of LED . This process determines the complicated shape of I-V and quantum efficiency -current dependences.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ InGaN СВЕТОДИОДОВ

О.И. Рабинович[1], В.П. Сушков[1,2], А.В. Шишов[2]
[1] Московский Государственный Институт Стали и Сплавов (Технологический Университет)
Кафедра Технологии Материалов Электроники
119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
[2] Acol Technologies SA

Проведено моделирование свойств СД на основе программы SimWindows 1.50, разработанной Д. Уинстоном (D.W. Winston) и учитывающей дрейфовые, диффузионные, термоэмиссионные и туннельные компоненты тока, заряды свободных и связанных в квантовых ямах электронов и дырок, степень ионизации примесных атомов, излучательную рекомбинацию «зона-зона», безизлучательную ШХР и Оже рекомбинацию. Для применения программы к СД в представленной работе были созданы необходимые файлы параметров приборов и материалов.

Параметры приборов. У синих СД активная область состояла из набора квантовых ям состава $In_XGa_{1-X}N$ и GaN- барьеров (2-4 периода X=0.15-0.25, $N_D=10^{17}см^{-3}$**).** Эмиттеры: n-GaN ($N_D=10^{18}см^{-3}$), p-GaN ($N_A=10^{19}см^{-3}$), У зелёных СД состав X=0.25-0.35, остальные параметры те же самые. Моделирование СД проводилось при температурах 233 К, 300 К, и 398 К.

Результаты и их обсуждение. Известно, что в кристалле светодиода имеет место неоднородное распределение содержания In. В работе [1] было предположено, что кристалл СД, имеющий площадь p-n перехода S_0, может быть рассмотрен как совокупность параллельно соединенных "микро-СД", соответствующих областям с различным содержанием In в гетероструктуре и имеющих площади p-n перехода S(X). При этом, отношение $S(X)/S_0$ может быть описано распределением Гаусса со средним значением X_0=0.20 (диапазон X=0.15-0.25) для синих СД и X_0=0.30 (диапазон X=0.25-0.35) для зелёных СД. Имея результаты моделирования характеристик каждого "микро-СД" (ВАХ, квантовый выход и т.п.) можно рассчитать ВАХ, квантовый выход и спектры излучения СД в целом.

В качестве примера на рис.1-4 представлены результаты моделирования зелёного СД. На рис.1 показана зонная диаграмма "микро-СД" с двумя квантовыми ямами (X=0.30) при напряжении 3.4 В и T=300K. На рис. 2 представлены зависимости плотности тока от напряжения (ВАХ) для "микро-СД" с различным содержанием In. Видно, что при одинаковом напряжении плотность тока зависит от X.

На рис.3-4 представлены рассчитанные ВАХ и спектры мощности СД в целом. Для сравнения приведены экспериментальные данные для СД, изготовленных на основе кристаллов C527MB290E1000 фирмы CREE. Следует отметить удовлетворительное соответствие результатов моделирования и экспериментов притом, что результаты моделирования получены без каких-либо дополнительных (сверх базовых физических моделей) приближений и аппроксимаций.

[1] В.С. Абрамов, С.Г. Никифоров, П.А. Соболь, В.П. Сушков. Светодиоды и лазеры, № 1-2, 2002, с. 30-33

COMPUTER SIMULATION of InGaN LEDs

O.I. Rabinovich[1*], V.P.Sushkov[1,2], A.V. Shishov[2]

[1] Moscow State Institute of Steel and Alloys (Technological University)
Department oa Semiconductor Materials and Devices
119049, Moscow, Leninskiy prospect, bl.4
[2] Acol Technologies SA

For simulation of $In_XGa_{1-X}N$ light emitting diodes (LED) the program SimWindows 1.50 created by D.W. Winston has been used. Device and Material Parameters files for InGaN alloys were created in our work. Blue and green LEDs have been simulated. It was suggested that a LED having p-n junction area S_0 can be considered as a sum of "microLEDs" electrically connected in parallel, each "microLED" has its own In-content and its own p-n junction area S(X). Values of ratio $S(X)/S_0$ are described by Gauss distribution function in the range X=0.15-0.25 for blue LEDs and X=0.25-0.35 for green LEDs. Reasonable correspondence of simulation and experimental results (VACh, Spectra) can be observed.

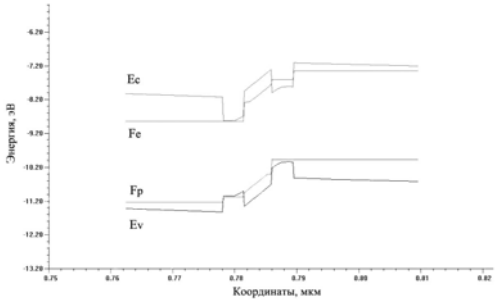


Рис. 1. Зонная диаграмма зелёного светодиода с двумя квантовыми ямами, X=0.30, J=100A/cm^2, T=300K.

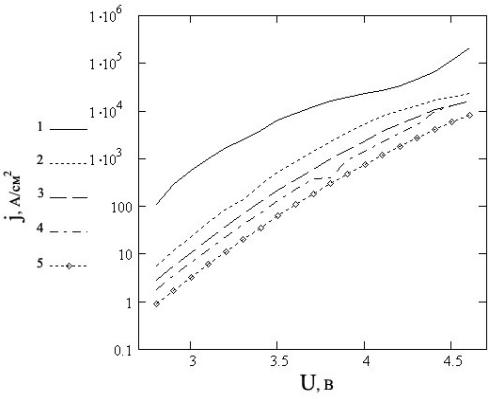


Рис. 2 Зависимость плотности тока от напряжения:
1 – X= 0.25,
2 – X=0.27,
3 – X= 0.30,
4 – X=0.32,
5 – X=0.35.

T=300K.

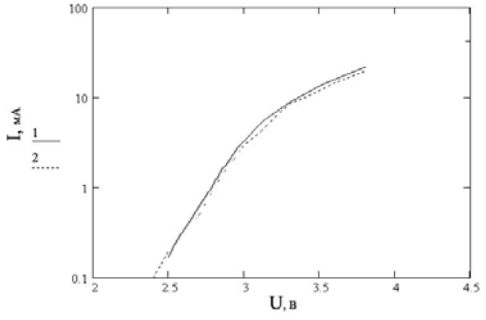


Рис. 3. ВАХ зелёного СД:
1 – моделирование,
2 – эксперимент.

T=300K

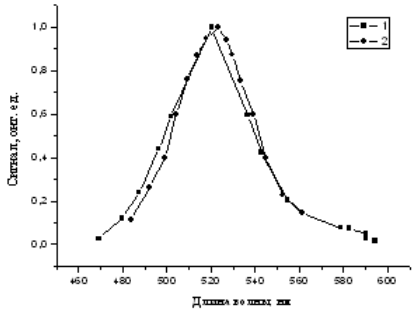


Рис. 4. Спектры мощности излучения :
1 – моделирование,
2 – эксперимент.

T=300K

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ КВАНТОВОГО ВЫХОДА
InGaN и AlGaInP СВЕТОДИОДОВ ОТ ПЛОТНОСТИ ТОКА.

***А.Л. Архипов*[1],*В.С. Абрамов*[2], *В.П. Сушков*[1,2], *А.В. Шишов*[2], *А.Н.Туркин*[2,3]**
[1] Московский Государственный Институт Стали и Сплавов (Технологический Университет)
Кафедра Технологии Материалов Электроники
119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4
[2] ACOL Technologies SA
[3] Московский Государственный Университет им М.В.Ломоносова, физ. ф-т

Проведены исследования зависимости мощности излучения (P) и светового потока (L) от плотности тока (J) у зелёных и синих светодиодов на основе гетероструктур InGaN и у красных и жёлтых светодиодов на основе гетероструктур AlGaInP в импульсном режиме, исключающем нагрев активной области кристалла.

Измерения значений P и L осуществляли в конце импульса тока длительностью 1 мкс при частоте повторения импульсов 1кГц. Проведённый с помощью уравнения теплового баланса расчёт разницы температур($\Delta T_{j\text{-}a}$) между температурой активной области кристаллов (T_J) и температурой окружающей среды (T_A) показал, что значения ΔT_{JA} не превышали 5K. Измерения проводились при T_A=25K в наиболее практически важном диапазоне J=10-250A/см^2.

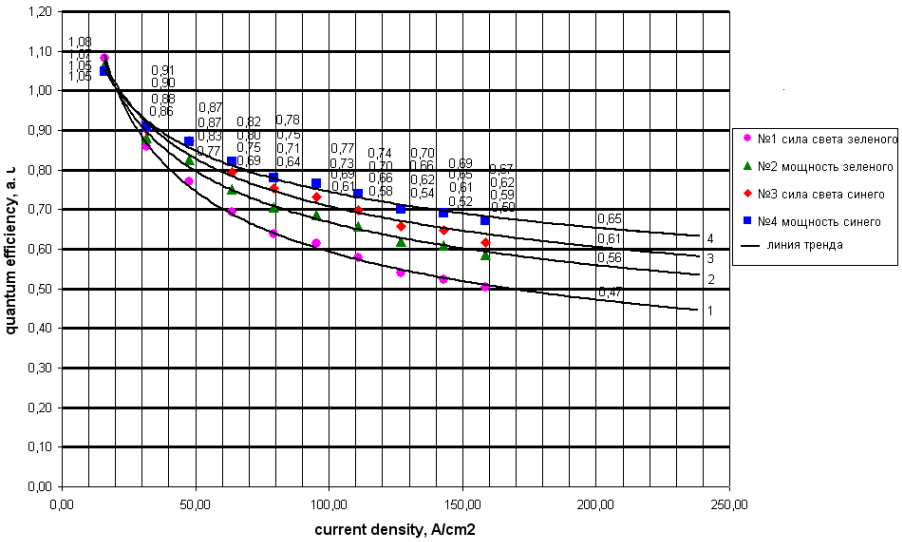


Рис.1. Зависимости относительных значений квантовой эффективности по мощности излучения R_P и квантовой эффективности по световому потоку R_L от плотности тока для зелёных и синих светодиодов.

В качестве примера на рис.1 представлены зависимости относительной величины квантовой эффективности по мощности излучения $R_P=(P_J:P_{20})/(J:20)$ и квантовой эффективности по световому потоку $R_L=(L_J:L_{20})/(J:20)$ от плотности тока для светодиодов на основе синих кристаллов **Cree C460XT290-O119-A** и зелёных кристаллов **Cree C527XT290-S0100-A**. Здесь P_J и L_J -значения при плотности тока J, P_{20} и L_{20} - значения при плотности тока 20A/см^2. Видно, что у зелёных СД имеет место большее уменьшение R_P и R_L с увеличением J, чем у синих СД. С увеличением J наблюдается большее уменьшение R_L по сравнению с уменьшением R_P как у зелёных, так и у синих СД, что обусловлено смещением доминирующей длины волны спектров в коротковолновую область.

Указанные тенденции наблюдаются как у СД на основе гетероструктур, выращенных на подложках SiC (Cree), так и у СД на основе гетероструктур, выращенных на подложках Al_2O_3 (Epistar, Bridgelux). При этом у СД на подложках Al_2O_3 уменьшение R_P и R_L с увеличением J на 15-20% больше, чем у СД на подложках SiC.

У красных и жёлтых светодиодов на основе гетероструктур AlGaInP изменения R_P и R_L с увеличением J в диапазоне 10-250А/см^2 отсутствуют.

INVESTIGATION of InGaN and AlGaInP LEDs
QUANTUM EFFICIENCY ON CURRENT DENSITY.

A.L.Archipov[1], V.S. Abramov[2],V.P.Sushkov[1,2], A.V. Shishov[2], A.N.Turkin[2,3]
[1] Moscow State Institute of Steel and Alloys (Technological University)
Department oa Semiconductor Materials and Devices
119049, Moscow, Leninskiy prospect, bl.4
[2] Acol Technologies SA
[1] M.V.Lomonosov Moscow State University, Dept. of Physics

Investigations of radiation power (P) and luminous flux (L) dependencies on current density for green and blue LEDs on the basis of **InGaN** heterostructures, red and yellow LEDs on the basis of **AlGaInP** heterostructures have been conducted in pulse mode. Heating of LED's active region was excluded.

Dependencies of relative values of quantum efficiencies $R_P=(P_J:P_{20})/(J:20)$ (for power) and quantum efficiencies $R_L=(L_J:L_{20})/(J:20)$ (for luminous flux) in the current density range J=10-250A/cm^2 are presented. Green and blue LEDs using heterostructures grown on Al_2O_3 substrates have stronger R_P and R_L decrease at current density increasing than ones using heterostructures grown on SiC substrates. Red and yellow LEDs have $R_P= R_L=1$ in this current density range.

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПРОТЕКАНИЯ ТОКА В КОМПЕНСИРОВАННОМ СЛОЕ СВЕТОДИОДНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ШИРОКОЗОННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

Ф.И. Маняхин
Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет).
E-mail: fman@misis.ru

Изучению природы последовательного сопротивления компенсированного слоя p-i-n посвящено достаточно много работ. В [1-4] проводится подробный теоретический анализ режима двойной инжекции, когда при относительно высоких плотностях тока проявляется механизм дрейфа носителей заряда в компенсированном слое. При этом рост тока с увеличением прямого напряжения смещения замедляется.

Анализ этих работ выявил, что их авторы принимают длину участка последовательного сопротивления в компенсированном слое постоянной, равной ширине самого компенсированного слоя W. Не учитываются особенности распределения напряженности электрического поля и потенциала в p-i-n переходе. Кроме того, в этих работах считается, что компенсированный слой проявляет себя только при полной компенсации потенциала барьера перехода U_k, а падение напряжения на компенсированном слое отсчитывается от U_k в соответствии с вольт-амперной зависимостью

$$I = A(U - U_k)^a \qquad (1)$$

где A и a – константы, определяемые механизмами токопротекания и рекомбинации, U – напряжение внешнего смещения.

Однако, анализ вольт-амперных характеристик светодиодов, свидетельствует, что потенциальные барьеры со стороны n- и p-слоев не компенсируются полностью внешним напряжением смещения. Из чего следует, что внешнее напряжение смещения перераспределяется между барьерными областями и участком последовательного сопротивления $U=U_b+U_i$, где U_b, U_i - напряжение компенсации потенциала барьера ОПЗ и падение напряжения на последовательном сопротивлении компенсированного слоя R_i соответственно.

С использованием экспериментальных зависимостей распределения концентрации зарядовых центров в области p-i-n перехода, напряжения на участке последовательного сопротивления U_i от тока, вольт-амперных зависимостей светодиодов различных спектральных распределений, конструкций и фирм-изготовителей разработана модель механизма образования последовательного сопротивления в компенсированном слое.

На рис.1 показано распределение напряженности электрического поля в области p-i-n перехода в условиях термодинамического равновесия (1), ($U=0$). Минимум напряженности электрического поля внутри компенсированного слоя обусловлен экранированием свободными носителями заряда поля заряда ионизированных доноров и акцепторов в легированных областях.

При приложении прямого напряжения смещения U равного некоторому напряжению U_0 поле ОПЗ компенсируется и внутри компенсированного слоя в некотором сечении становится равным 0, (2). Это момент начала возникновения последовательного сопротивления. Дальнейшее увеличение внешнего смещения приводит к образованию участка L дрейфа инжектированных в компенсированный слой носителей заряда, который и является участком последовательного сопротивления компенсированного слоя, (3). Как видно из рисунка, ширина этого участка растет, постепенно приближаясь к ширине компенсированного слоя.

При образовании этого слоя рекомбинация носителей заряда идет на его краях. Зависимость тока на участке ВАХ ограничения тока последовательным сопротивлением компенсированного слоя описывается выражением

$$I = I_и \exp\left(\frac{U - B(I^b - I_0^b)}{mkT}\right) \qquad (2),$$

где $I_и$ – ток насыщения, I_0^b – ток, соответствующий напряжению U_0, при котором образуется участок дрейфа носителей заряда; B – константа, значение которой определяется геометрическими параметрами структуры и величиной подвижности носителей заряда; b – константа.

Экспериментально установлено, что на начальной стадии образования участка дрейфа протекает квадратичная рекомбинация (b=0.5), при больших напряжениях смещения – линейная (b=0.67).

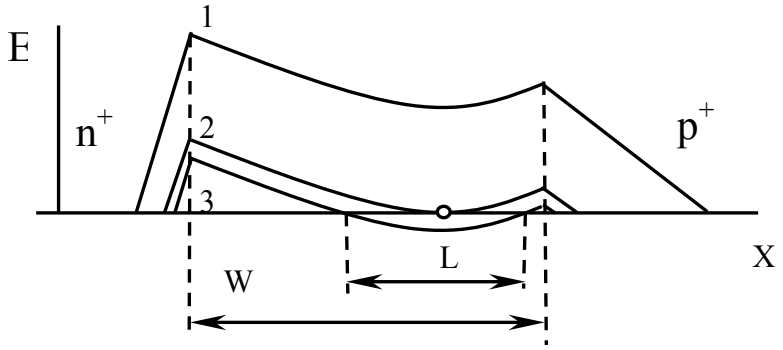


Рис.1

1. *Рыжиков И.В.* // Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы, 1971, №5, с.29-37
2. *Акимов Ю.С., Рыжиков И.В.* // Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы, 1972, №4, с.3-2.
3. *Акимов Ю.С., Рыжиков И.В.* // Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы, 1972, №4, с.47-76
4. *Э.И. Адирович, П.М. Карагеоргий-Алкалаев, А.Ю. Лейдерман*. Токи двойной инжекции в полупроводниках. Под ред. Е.И. Гальперина, Москва, "Советское радио", 1978.

АНАЛИЗ ФОРМЫ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ФРОНТА СПЕКТРОВ ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ (ЭЛ) СВЕТОДИОДОВ С ОДИНОЧНОЙ InGaN КВАНТОВОЙ ЯМОЙ

***Д.С. Доманевский*[1]*, *В.А. Вилькоцкий*[1], *Ю.В. Трофимов*[2], *Б.Г. Арнаудов*[3], *Р.Д. Каканаков*[4], *С.А. Манего*[2]**

[1]Белорусский национальный технический университет, 65, Проспект независимости, 220013 г. Минск, Республика Беларусь, Тел: +375 017 2927239, e-mail: etf@bntu.by;
[2]ГНУ Институт электроники НАН Б, 22, Логойский тракт, 220090 г. Минск, Республика Беларусь;
[3]Faculty of Physics, Sofia University, S.J.Bourcier Boulevard, 1164 Sofia, Bulgaria;
[4]Institute of Applied Physics, 59, Sankt Petersburg Blvd 4000 Plovdiv, Bulgaria

Спектры ЭЛ голубых диодов фирмы Nichia NSPB500S показаны на рис.1. Использовались режимы возбуждения постоянным током i_c, импульсами i_p длительностью < 1 мкс и частотой 1 кГц. Видно, что в спектрах содержится квадратичный (рис.1,а) и экспоненциальный (рис.1,б) участки.
Это свидетельствует о том, что рекомбинирующие электроны локализуются на энергетических состояниях вырожденной параболической зоны проводимости, перекрывающейся с флуктуационными состояниями экспоненциального хвоста плотности состояний, как это обычно имеет место в объемных сильнолегированных и слабокомпенсированных полупроводниках типа A^3B^5: InAs, InN GaN и других [1-5]. Из модели излучательных переходов, изложенной в работе [4] следует, что рис. 1,а представляет собой спектр излучения электронов зоны проводимости, который можно описать выражением $I(h\nu) = B(h\nu - E_0)^{1/2}$, где B – постоянная, а E_0 – энергия оптических переходов с дна зоны проводимости в интервал занимаемый дырками; рис. 1,б можно описать как $I(h\nu) = C \exp(E/\gamma)$, где γ – параметр хвоста, определяемый неоднородностями толщины и химического состава активного слоя светодиода.

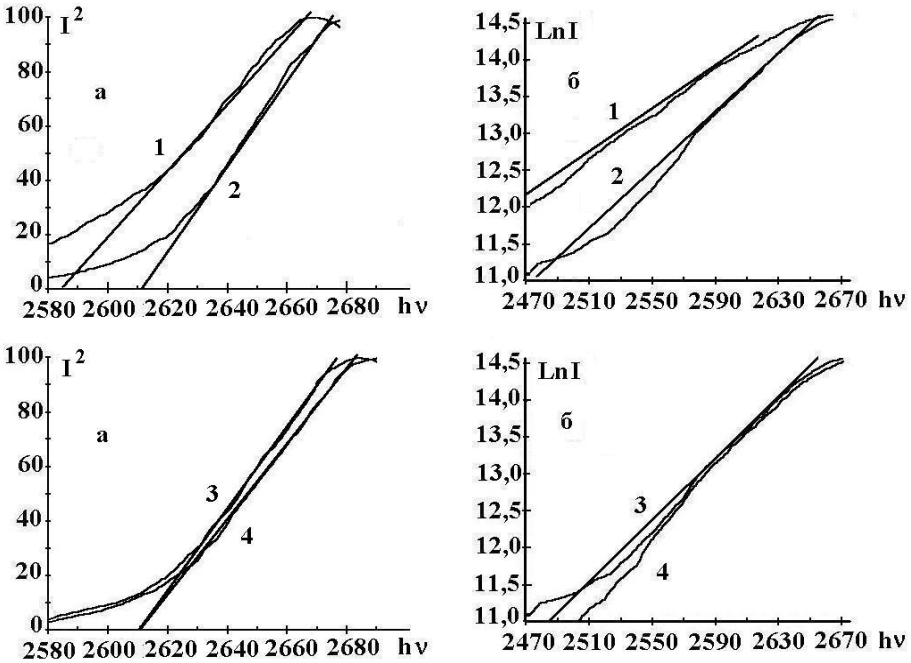


Рис.1. Спектры ЭЛ: интенсивность – I, энергия хвоста – hν, мэВ.
Токи, мА: - 1) $i_c = 20$, 2) $i_p = 280$, 3) $i_p = 420$, 4) $i_p = 570$.

По данным [6], активный слой светодиода n-InGaN, который специально не легируется и имеет концентрацию электронов оцениваемую от 10^{16} см$^{-3}$, заключен между сильнолегированными барьерными слоями: n-GaN, легированном Si (концентрация зарядов вблизи гетерограницы $1\cdot10^{19}$ см$^{-3}$, толщина 1,5 нм) и p-AlGaN, легированном Mg (концентрация зарядов $1\div2\cdot10^{18}$ см$^{-3}$, толщина 11 нм).
Трудно представить, что случайные потенциалы примесей, содержащихся в барьерных слоях, не успеют проникнуть в активный слой за время роста многослойной приборной структуры толщиной, превышающей 5 мкм. Поэтому, мы вместе с авторами работы [5] склонны считать, что приведенные спектры свидетельствуют об индуцированном флуктуационном уширении уровней в квантовых ямах подобном уширению в трехмерных полупроводниках, а также о вырождении электронов, достигаемом даже при слабом возбуждении.

[1] Б.Г. Арнаудов, В.А. Вилькоцкий, Д.С. Доманевский, В.Д. Ткачев. Авторское свидетельство СССР №622365 от 06.05.1978 г.

[2] Б.Г. Арнаудов, В.А. Вилькоцкий, Д.С. Доманевский, С.К. Евтимова, В.Д. Ткачев. ФТП, **11,** 1799 (1977).

[3] V.A. Vilkotskii, D.S. Domanevskii, R.D. Kakanakov, V.V. Krasovskii, V.D. Tkachev. Phys. St. Sol. (b) **91**, 71 (1979).

[4] Д.С. Доманевский, В.А. Вилькоцкий, С. В. Жоховец, Г. Гобш, А.А Герасимович, Б.Г Арнаудов, Р.Д. Каканаков, Ю.В Трофимов. Материалы XII Международной научно-технической конференции «Высокие технологии в промышленности России». (Москва, ОАО ЦНИТИ «Техномаш», 2006) с.427 (2006).

[5] B. Arnaudov, P.P. Paskov, H. Haratizadeh, P.O. Holtz, B. Monemar, S. Kamiyama, M. Iwaya, H. Amano, I. Akasaki. Phys. stat. sol. (c) **3**, 6, 1888 (2006).

[6] А.Н. Ковалев, Ф.И. Маняхин, В.Е. Кудряшов, А.Н. Туркин, А.Э. Юнович. ФТП, 32, 1, 63 (1998).

ANALYSIS OF LOW ENERGY SIDE OF ELECTROLUMINESCENCE (EL) SPECTRA OF LIGHT-EMITTING DIODES WITH SINGLE InGaN QUANTUM WELL

D.S. Domanevskii[1]*, V.A. Vilkotskii[1], U.V. Trophimov[2], B.G. Arnaudov[3], R.D. Kakanakov[4], S.A. Manego[2]

[1]Belarusssian National Technical University, 65, Independence Ave., 220013 Minsk,
The Republik of Belarus, Tel: +375 017 2927239, e-mail: etf@bntu.by;
[2]SSO Institute of electronics, NAS B, 22, Logoickii tract, 220090 Minsk, The Republik of Belarus,
[3]Faculty of Physics, Sofia University, S.J.Bourcier Boulevard, 1164 Sofia, Bulgaria;
[4]Institute of Applied Physics, 59, Sankt Petersburg Blvd 4000 Plovdiv, Bulgaria

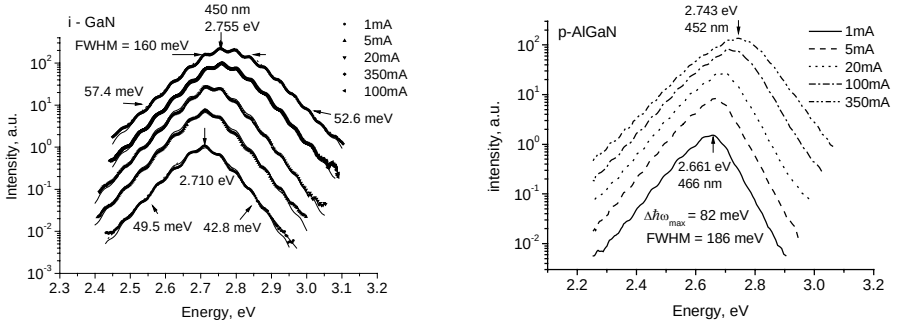
It is shown that EL spectrum of InGaN light-emitting diodes is related with radiative transitions of electrons from degenerative conductivity band with exponential tail of energy state density caused by potential fluctuations. Energy spectrum, the model of transitions and role of doping impurities in n-GaN:Si and p-AlGaN:Mg is discussed.

АНАЛИЗ СПЕКТРОВ ИЗЛУЧЕНИЯ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ СИНИХ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ p-n-ГЕТЕРОСТРУКТУР InGaN/AlGaN/GaN

М.Л.Бадгутдинов*[1], *С.С.Широков*[1], *А.Э.Юнович*[1]
***М.Г.Агапов*[2], *Д.В.Давыдов*[2], *Д.А.Лавринович*[2], *Ф.М.Снегов*[2]**
[1] МГУ им. М.В.Ломоносова, физический ф-т; 119992 Москва, Россия *e-mail: yunovich@phys.msu.ru
[2] ЗАО «Светлана-Оптоэлектроника»; 194156, С.-Петербург, Россия

Исследованы спектры люминесценции и электрические свойства светодиодов (СД) синего свечения с p-n-гетероструктурами на основе множественных квантовых ям типа InGaN/AlGaN/GaN с выводом излучения через подложку (“flip-chip”-монтаж). Гетероструктуры выращивались при различных условиях методом металлорганической эпитаксии на сапфировых подложках, активная область структуры содержала 5 квантовых ям $In_xGa_{1-x}N$ (ширина ≈4 нм), разделенных барьерами GaN (толщина ≈10 нм). Площадь активной области кристалла составляла 0.144 мм^2.

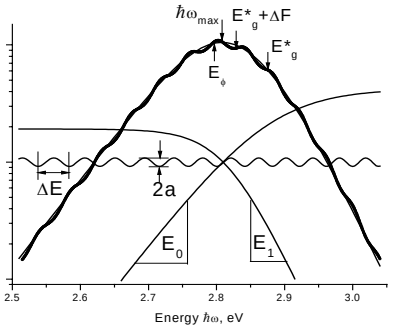
Максимум интенсивности излучения СД соответствует длинам волн λ_{max} = 466÷450 нм ($\hbar\omega_{max}$ = 2,666÷2.818 эВ); ширина пика на полувысоте составляет 0.121÷0.197 эВ; сдвиг максимума излучения с ростом тока от 1 до 350 мА составляет 36-146 мэВ в зависимости от технологии изготовления СД. Характерными для вида спектров являются экспоненциальные спады интенсивности в длинноволновой и коротковолновой области (рис.1).



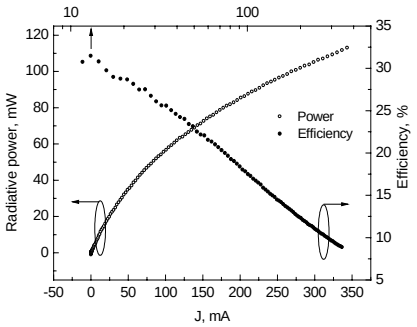
а) б)

Рис. 1. Спектры электролюминесценции светодиодов синего свечения при комнатной температуре: а) без барьерного слоя AlGaN; б) со слоем AlGaN.

Спектры электролюминесценции светодиодов были описаны в рамках теоретической модели, учитывающей произведение функции двумерной комбинированной плотности состояний, функции заполнения состояний и зависимость от температуры [1] (рис.2.а). Параметрами аппроксимации являются: E_g^* – эффективная ширина запрещенной зоны в активной области гетероструктуры, зависящая от уровней размерного квантования и других свойств множественных квантовых ям; E_0 – знаменатель в показателе экспоненциального хвоста спектра, характеризующий величину флуктуаций потенциала; $E_1 = mkT$ – показатель экспоненциального спада коротковолновой части спектра и ΔF – сумма квазиуровней Ферми для электронов и дырок. Анализ спектров СД при разных температурах и токах показал, что показатель E_1 пропорционален потребляемой электрической мощности. Обнаружена слабая зависимость показателя E_0 в зависимости от тока. Экспериментально наблюдаемые спектры имеют систематически большую полуширину, чем модельные спектры; это обусловлено ограничениями теоретической модели. В спектрах светодиодов, имеющих зеркальную поверхность со стороны *p*-области, наблюдалась интерференция, период которой определялся толщиной кристалла СД и дисперсией показателя преломления.



а)



б)

Рис. 2. а) аппроксимации спектра синего СД теоретической моделью; б) зависимость мощности и эффективности излучения СД от тока.

Зависимость мощности излучения от тока (рис.2.б) имеет примерно линейный характер при малых токах (J < 20 мА) и сублинейный при более высоких уровнях возбуждения. Выходная мощность светодиодов достигала 60-110 мВт при токе 350 мА. Зависимость эффективности излучения светодиода от тока (рис.2.б) имеет максимум в области токов $J \approx$ 2–20 мА (для светодиодов разных серий максимум эффективности достигал 12-30%) и спадает при более высоких токах (в 2–3 раза при токе 350 мА).

[1] В.Е.Кудряшов, С.С.Мамакин, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович, А.Н.Ковалев, Ф.И.Маняхин. ФТП, 35, N 7, с. 861-868., 14, 14a (2001).

SPECTRA ANALYSIS AND EFFICIENCY OF BLUE LIGHT-EMITTING DIODES BASED ON *p-n* InGaN/AlGaN/GaN HETEROSTRUCTURES

M.L.Badgutdinov*[1], *S.S.Shirokov*[1], *A.E.Yunovich*[1]
***M.G.Agapov*[2], *D.V.Davydov*[2], *D.A.Lavrinovich*[2], *F.M.Snegov*[2]**
[1] Moscow State Lomonosov University, Department of Physics; 119899 Moscow, Russia;
*e-mail: yunovich@phys.msu.ru
[2] Svetlana Optoelectronics JSC; 194156, St. Petersburg, Russia

Electroluminescence (EL) spectra and electrical properties of blue light-emitting diodes (LEDs) based InGaN/AlGaN/GaN p-n- heterostructures with 5-fold multiple quantum wells (MQW) are studied. Structures were grown by MOCVD technology under varied conditions and “flip-chip” mounted. Light was emitted through the sapphire substrate. EL spectra are approximated in a framework of a model taking into account the joint 2D-density of states, state-occupation functions and interference modulation caused by reflective surfaces at *p*-contact and sapphire. The efficiency of a LEDs exhibits a peak around 2–20 mA and reaches 12-30%. As the current was raised to 350 mA, the efficiency dramatically drops (up to 3 times) and emission power of LEDs varied in the range 60–110 mW.

ТЕМПЕРАТУРА НАГРЕВА АКТИВНОЙ ОБЛАСТИ МОЩНЫХ InGaN/GaN СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ ДИОДОВ, ИЗМЕРЕНИЕ ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫМИ МЕТОДАМИ

А. В. Данильчик, Е. В. Луценко, В. Н. Павловский, Н. В. Ржеуцкий, К. А. Осипов, Г. П. Яблонский***

Институт физики им. Б.И. Степанова НАН Беларуси,
Пр. Независимости 68, 220072 Минск, Беларусь, a.danilchyk@ifanbel.bas-net.by

Одной из проблем современных мощных светоизлучающих диодов на основе гетероструктур InGaN/GaN является уменьшение эффективности при увеличении температуры активного слоя. Таким образом, определение и уменьшение перегрева в этих структурах является актуальной задачей.

Для получения температуры перегрева активной области светодиодов использовался метод, основанный на сравнении изменения положения спектров электролюминесценции [1] (ЭЛ), при одинаковой величине импульсного и постоянного тока, с их температурным смещением. При импульсном возбуждении с большой скважностью импульсов, температуру активного слоя СД принимают постоянной и равной температуре окружающей среды. Зная смещение спектра при постоянном токе относительно положения спектра при импульсном токе и величины сдвига спектра при малом токе в зависимости от температуры, можно получить значения перегрева активной области в зависимости от величины постоянного тока.

В данной работе представлены результаты исследования перегревов активных областей для сверхярких светодиодов LXK2-PM14 (зеленый) и LXK2-PB14 (синий) производства фирмы Lumileds. Номинальный рабочий ток, заявленный производителем – 1000 мА. В качестве теплоотводов использовались алюминиевые радиаторы, как с обдувом, так и без.

Спектры электролюминесценции исследуемых светодиодов были искажены интерференцией собственного излучения на слоях гетероструктуры InGaN/GaN. На рисунках 1 и 2 показаны для примера спектры ЭЛ синего светодиода LXK2-PB14 в зависимости от температуры нагрева при малом постоянном токе, и в зависимости от тока инжекции при комнатной температуре соответственно. Из этих спектров, по сдвигу картины интерференции, можно измерить среднюю величину перегрева кристалла как целого.

На рисунке 3 показаны перегрев активной области светодиода LXK2-PB14 и перегрев всего кристалла в зависимости от тока инжекции, определенные по предлагаемой методике. Как видно из рисунка, перегрев активной области при паспортном режиме эксплуатации (I = 1000 мА, U = 3.53 В) составляет более 40^0C. При этом, перегрев всего кристалла при номинальном токе составляет величину 30^0C. На рисунке 4 показан перегрев активной области светодиода LXK2- PM14 в зависимости от тока инжекции. Перегрев активной области при I = 1000 мА и U = 4.27 В составляет 38^0C. Дальнейшее увеличение тока приводит к более значительному разогреву активной области и падению КПД [2] у обоих СД.

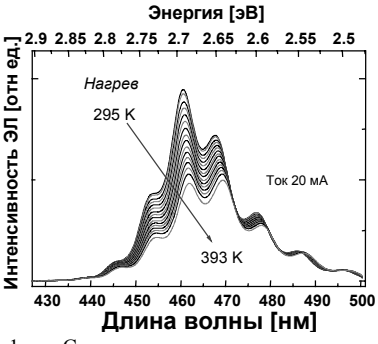


Рис.1. Спектры электролюминесценции светодиода LXK2-PB14 в зависимости от температуры нагрева при постоянном токе 20 мА.

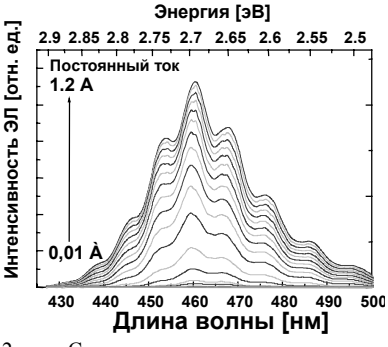


Рис.2. Спектры электролюминесценции светодиода LXK2-PB14 в зависимости от тока инжекции, при температуре 295 К.

На вставках рисунков 3 и 4 представлены для сравнения перегревы активных областей соответствующих СД при плохих условиях теплоотвода. Как видно из вставок, уже при токе в 600 мА оба светодиода испытывают перегрев активной области более 75^0C.

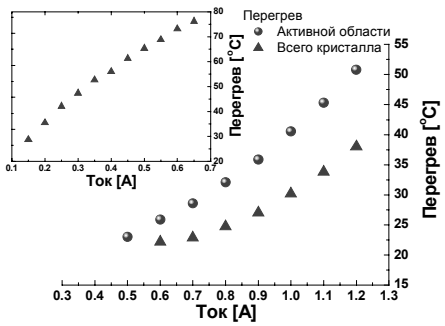


Рис.3. Величины перегрева активной области (1) светодиода LXK2-PB14 и всего кристалла (2). Вставка: перегрев активной области при плохом теплоотводе.

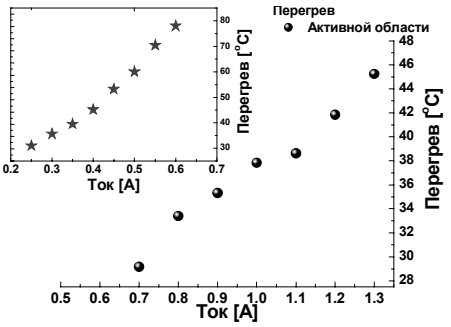


Рис.4. Величина перегрева активной области светодиода LXK2-PM14. Вставка: перегрев активной области при плохом теплоотводе.

Показано, что люминесцентными методами возможно определение, как температуры активной области, так и средней температуры всего светодиодного кристалла. Ухудшение теплоотвода приводит к значительному увеличение перегрева активной области и, как следствие, понижению КПД светодиодов.

1. E. V. Lutsenko, V. N. Pavlovskii, V. Z. Zubialevich, et al. // phys. stat. sol. (c), 2002, No. 1, 272–275
2. A.A. Efremov, N.I. Bochkareva, R.I. Gorbunov, et al // ISSN 1063-7826, Semiconductors, 2006, Vol. 40, No. 5, pp. 605–610

ACTIVE REGION TEMPERATURE MEASUREMENTS FOR THE POWERFUL InGaN/GaN BASED LIGHT EMITTING DIODES BY LUMINESCENCE METHODS

A. V. Danilchyk*, E. V. Lutsenko, V. N. Pavlovskii,N. V. Rzheutski , K. A. Osipau, G. P. Yablonskii.
Stepanov Institute of Physics, NAS of Belarus, Independence Ave. 68, 220072 Minsk, Belarus,
e-mail: a.danilchyk@ifanbel.bas-net.by

Method based on comparison of the electroluminescence (EL) spectrum peak shift with current enhancement with EL spectrum peak shift with temperature increase was used for light emitting diode (LED) active region temperature assessment. Two types of cooling conditions differing by heat rate removal were used. It was shown that the luminescent methods allow obtaining both the active region temperature as well as the average temperature of the whole light emitting crystal. Heat sink worsening caused significant overheating of the active region and as a result it caused the LED efficiency decrease.

ТЕПЛОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГОЛУБЫХ InGaN/GaN СВЕТОДИОДОВ

Ю.А. Бумай*, О.С. Васьков, Д.С. Доманевский
Белорусский национальный технический университет, 220013 Минск, Беларусь, bumai@tut.by

Тепловые характеристики, определяющие температуру перегрева активной области светодиодов (СИД) при протекании прямого тока чрезвычайно важны при выборе рабочих режимов и анализе причин деградации СИД. В настоящей работе определены основные параметры (температурный коэффициент напряжения, тепловое сопротивление и теплоемкость) голубых СИД с одиночными квантовыми ямами на основе гетероструктур InGaN/GaN фирмы Nichia (NSPB500s).

Температуры перегрева активной области СИД получены на основе сравнительного анализа стационарных и импульсных (исключающих нагрев) вольт - амперных характеристик (рис.1). Импульсные ВАХ измерены с использованием импульсов напряжения прямоугольной формы длительностью 1-10 мкс с частотой следования 1 кГц. В качестве параметра, зависящего от температуры, выбрано напряжение на СИД. Температурный коэффициент напряжения (ТКН) γ, представляющий изменение напряжения на СИД при изменении температуры на 1 К при фиксированном токе, получен на основе анализа импульсных ВАХ, измеренных с использованием термостата в температурном интервале 20 – 85 ^{o}C. Зависимость напряжения на СИД от температуры при фиксированном токе оказалась линейной, что позволило определить ТКН из ее наклона. Зависимость ТКН от тока изображена на рис.2. Отметим также, что в области малых и средних токов 6 10^{-2} - 10 мА ТКН практически не изменялся и находился в пределах 2.0±0.3 мВ/К. Уменьшение ТКН при I>10 мА связано с существенным влиянием на ВАХ в этой области токов последовательного сопротивления СИД (R≈9 Ом) и его уменьшением с температурой, характерным для полупроводниковых материалов. Такая зависимость существенно отличается от наблюдаемой ранее для зеленых InGaN/GaN СИД [1].

Температура перегрева СИД ΔT при работе в стационарном режиме была определена из разности напряжений ΔU при пропускании через него стационарного и импульсного тока (рис.1) и соответствующего ему значения ТКН (рис.2). Зависимость $\Delta T=\Delta U/\gamma$ от тока через СИД изображена на рис.3, от мощности – на рис.4. Зависимость температуры перегрева от мощности оказалась достаточно линейной, что позволило из ее наклона определить тепловое сопротивление $R_т$ светодиода, значение которого 400 К/Вт согласуется с данными [2].

Исследованы наиболее медленные процессы релаксации напряжения на СИД (на воздухе), связанные с нагревом и охлаждением при ступенчатом изменении тока в диапазоне 1 – 80 мА (длительность одной ступени до 100 с). Изменение напряжения со временем можно аппроксимировать экспоненциальной зависимостью с постоянной времени τ≈22 с, практически независящей от тока через СИД. Представляя СИД для тепловых процессов в виде эквивалентной интегрирующей RC цепочки (где в качестве R используется тепловое сопротивление $R_т$, а в качестве C – теплоемкость СИД $C_т$), постоянную времени для тепловых процессов τ можно выразить как $\tau=C_тR_т$, откуда легко оценить теплоемкость СИД ($C_т$≈55 мДж/К).

Таким образом, в работе определены тепловые характеристики голубых InGaN/GaN светодиодов (температурный коэффициент напряжения, тепловое сопротивление, теплоемкость). Рассчитана температура перегрева СИД при различных токах. Дано объяснение уменьшению ТКН при больших токах. Исследованы наиболее медленные процессы релаксации напряжения, связанные с нагревом СИД, и определена соответствующая постоянная времени. Установлено, что она слабо зависит от силы тока.

[1] Сукач Г.А., Смертенко П.С., Олексенко П.Ф., Nakamura S. ЖТФ, **71**, 76 (2001).
[2] Ефремов А.А., Бочкарева Н.И., Горбунов Р.И., Лавринович Д.А., Рабане Ю.Т., Тархин Д.В., Шретер Ю.Г. ФТП, **40**, 621 (2006).

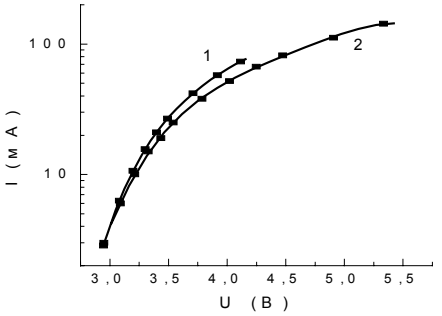


Рис.1. Стационарная (1) и импульсная (2) ВАХ светодиода при температуре окружающей среды 23 °С

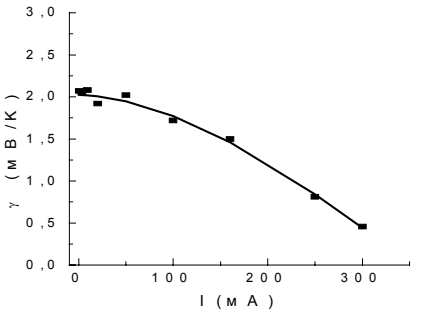


Рис.2. Зависимость температурного коэффициента напряжения СИД от тока (получена на основе анализа импульсных ВАХ)

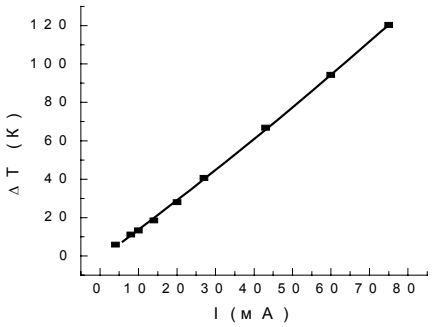


Рис.3. Зависимость температуры перегрева СИД от тока

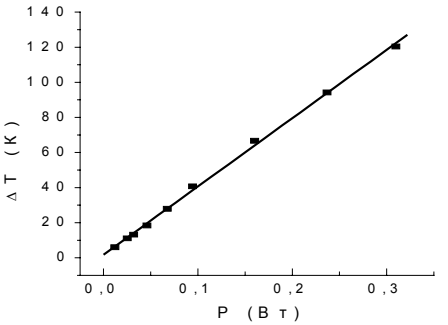


Рис.4. Зависимость температуры перегрева СИД от мощности

THERMAL PARAMETERS OF BLUE InGaN/GaN LIGHT-EMITTING DIODES

Y.A. Bumai*, O.S. Vaskov, D.S. Domanevskii
Belarussion National Technical University, 220013 Minsk, Belarus
bumai@tut.by

Heating of blue light-emitting InGaN/GaN diodes by direct current have been studied using comparative analysis of their stationary and pulse volt-ampere characteristics. Temperature coefficient of voltage (known as TSP parameter), thermal resistance and capacitance have determined. The decrease of TSP at high currents have been discussed. The long time relaxation of voltage due to diode heating by current jumps have been investigated. Relaxation time that was slightly dependent on current have been determined.

АНАЛИЗ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В СВЕТОДИОДНЫХ МОДУЛЯХ

Ю.В. Трофимов, С.Ю. Никитин, В.И. Цвирко*, В.К. Сивенков, С.И. Лишик, О.Я. Тихоненко
Институт электроники НАН Беларуси, Логойский тракт, 22, г. Минск, 220090, Республика Беларусь,
tsvirko@inel.bas-net.by

Для светодиодных источников освещения вопрос исследования тепловых процессов приобретает особую актуальность, поскольку выделяемое ими тепло оказывает воздействие на величину светового потока, цветность и деградацию оптического излучения со временем. Производители полупроводниковых светодиодов обычно указывают максимальный номинальный ток для значений температуры окружающей среды, ниже которых влияние тепловых процессов на деградацию гетероструктуры минимально. Поэтому для обеспечения предсказуемого срока службы светодиодных источников света необходимо контролировать нагрев гетероперехода светодиодов [1].

Температура гетероперехода определяется потребляемой светодиодом электрической мощностью и эффективностью отвода тепла в окружающую среду. Структура теплоотвода обуславливается элементами конструкции и технологическими особенностями сборки светодиодного источника света как законченного устройства. В частности, для эффективного отвода тепла имеют значение выбор типа печатной платы, дизайн токопроводящих дорожек, конструкция радиаторов и др. Таким образом, между гетеропереходом светодиода и окружающей средой неустранимо присутствует трехмерный интерфейс из разнородных по теплопроводности материалов.

Одним из простых методов определения температуры гетероперехода является анализ кинетики электрических параметров светодиода при существенном изменении величины подаваемой электрической мощности. Обычно для оценки величины нагрева гетероперехода используют линейную зависимость прямого падения напряжения от температуры полупроводникового кристалла при фиксированном значении тока [2, 3]. По аналогии с электротехникой структуру теплоотвода светодиодного устройства можно представить как цепочку из *N RC* элементов [4]. Тогда при включении светодиода зависимость температуры гетероперехода от времени представляется суммой из *N* экспонент:

$$T(t) = (1-\eta) P_{el} \sum_{i=1}^{N} R_{thi} \left(1 - \exp\left(-t/\left(R_{thi} C_{thi}\right)\right)\right), \quad (1)$$

где R_{thi} и C_{thi} –тепловые сопротивление и емкость *i*-го элемента, η – внутренняя квантовая эффективность светодиода, P_{el} – потребляемая электрическая мощность. Аналогичная зависимость применима к описанию охлаждения этой цепочки при условии наступления квазиравновесного нагрева системы. При охлаждении не должен происходить нагрев одних элементов за счет быстрого охлаждения других. При этом установление температурного равновесия (релаксация) не зависит от времени нагрева при его постоянной мощности.

Проводя экспоненциальную аппроксимацию экспериментальных зависимостей падения напряжения при постоянном токе, можно оценить температуры нагрева и тепловые сопротивления элементов светодиодного устройства, для идентификации которых необходимо избирательно изменять условия отвода тепла.

Нами были проанализированы релаксационные кривые охлаждения светодиодных модулей на основе светодиодов NFSW036B производства Nichia, припаянных на стеклотекстолитовую (FR4) и алюминиевую платы. Светодиодные модули находились в термостате при значениях температуры T_{amb} равных 20 и 50°C. Нагрев светодиодных модулей производился в течении 5 мин на номинальном токе 150 мА. Релаксация падения напряжения измерялась на токе 1 мА во временном диапазоне от 400мс до 5 мин (рис. 1).

В результате анализа релаксационных кривых были оценены нагрев чипа светодиода относительно окружающей среды и тепловые сопротивления конструкции светодиодных модулей (табл. 1).

Таблица 1

T_{amb}, °C	Светодиод на FR4 плате		Светодиод на Al плате	
	ΔT, °C	R_{th}, °C/Вт	ΔT, °C	R_{th}, °C/Вт
20	29,2	71,0	8,2	19,3
50	21,8	53,4	6,5	14,9

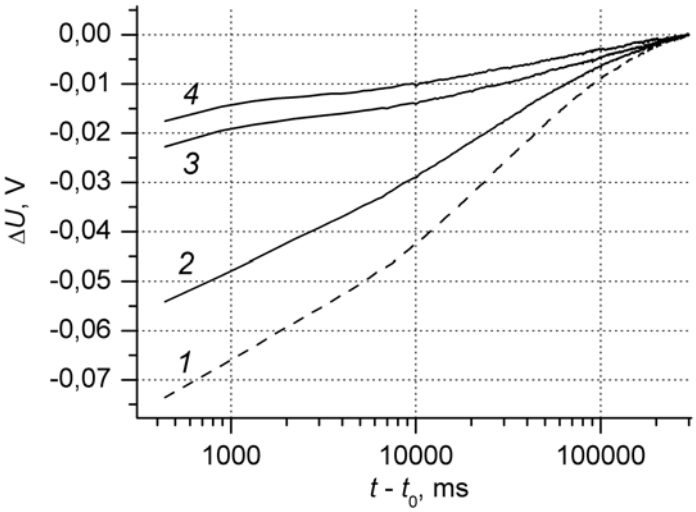


Рис. 1. Изменение напряжения во времени на светодиодах на FR4 плате (*1*, *2*) и алюминиевой плате (*3*, *4*) при значениях T_{amb}: *1*, *3* – 20 и *2*, *4* – 50°C

Анализ экспоненциального разложения экспериментальных релаксационных электрических характеристик светодиодов и светодиодных модулей позволяет быстро оценить эффективность теплоотвода и является удобным инструментом оценки качества сборки устройства в целом.

[1] J. Taylor. LEDs Magazine, **1**, 9 (2005).
[2] L. Jayasinghe, Y. Gu, N. Narendran. Proc. SPIE, **6337**, 63370V (2006).
[3] Y. Xi, J.-Q. Xi, Th. Gessmann, J.M. Shah, J.K. Kim, E.F. Schubert, A.J. Fisher, M.H. Crawford, K.H.A. Bogart, A.A. Allerman. Appl. Phys. Lett., **86**, 031907 (2005).
[4] G. Farkas, S. Haque, F. Wall, P. S. Martin, A. Poppe, Q. van Voorst Vader, Gy. Bognár. *The 20th IEEE SEMI-THERM Symposium* (San Jose, USA, 2004) p. 168.

THERMAL PROCESS ANALYSIS IN LED DEVICES

Yu.V. Trofimov, S.Yu. Nikitin, V.I. Tsvirko*, V.K. Sivenkov, S.I. Lishik, O.Ya.Tichonenko
Institute of electronics of NAS of Belarus, Lagoiski trakt, 22, Minsk, 220090, Belarus,
tsvirko@inel.bas-net.by

Analysis of LED electrical parameters kinetics under condition of power supply changing is a tool for LED junction temperature determination. The cooling relaxation dependencies of powerful LED mounted on laminate (FR4) and Al boards are considered. Evaluation of chip-ambient temperature under LED supplying of certain electrical power and thermal resistances of assembled LED devices are got. The methodic of LED thermal process evaluation on the base of relaxation electrical parameters analysis is offered.

СВЕТОДИОДНЫЕ ОСВЕТИТЕЛЬНЫЕ И СИГНАЛЬНЫЕ УСТРОЙСТВА ДЛЯ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ И СИСТЕМ БЕЗОПАСНОСТИ ДОРОЖНОГО ДВИЖЕНИЯ

Трофимов Ю.В.*, Поседько В.С., Лишик С.И., Цвирко В.И., Паутино А.А.
ГНУ «Институт электроники НАН Беларуси», 220090, Беларусь, Минск,
Логойский тракт, 22, e-mail: senso@inel.bas-net.by

В последние годы в связи с увеличением объема производства мощных и сверхмощных светодиодов при устойчивой тенденции повышения их световой эффективности успешно развиваются светодиодные системы освещения.

Согласно [1] в течение последних 30 лет величина светового потока, получаемого от одного светодиодного корпуса, удваивается за каждые 1,5 – 2 года. К 2007 г. уровень световой эффективности светодиодов достигнет 100 лм/Вт, а стоимость 1 лм снизится до 3 центов [2]. Эти факторы увеличивают спрос и стимулируют производство сверхярких светодиодов. Так, если в 2003 году объем мирового рынка производства сверхярких светодиодов составлял 2,6 млрд. USD, то уже к 2007 году ожидается рост до 5,4 млрд. USD, что существенно превышает прогнозные показатели двухлетней давности.

Благодаря высокой световой эффективности светодиодов в последние годы они стали широко использоваться в системах освещения, постепенно вытесняя традиционные источники света. Экономический эффект от замены обычных ламп освещения на светодиоды только в США может составить более 100 млрд. долларов в 2025 году, сберегая 120 ГВт электроэнергии ежегодно [3].

Вместе с тем, светодиодное освещение остается пока относительно дорогостоящим и находит применение в тех областях, где требуются высокая надежность и долговечность, а первоначальные затраты компенсируются реальной экономией за счет хорошо известных эксплуатационных характеристик светодиодной техники.

В первую очередь можно выделить системы обеспечения безопасности дорожного движения и транспортные системы. Так, например, реализация британской компанией Astucia пилотного проекта по оборудованию светодиодными разделительными маячками 100 км трассы в Южной Африке стоимостью несколько миллионов долларов позволила уменьшить ежегодное количество ДТП примерно в 9 раз.

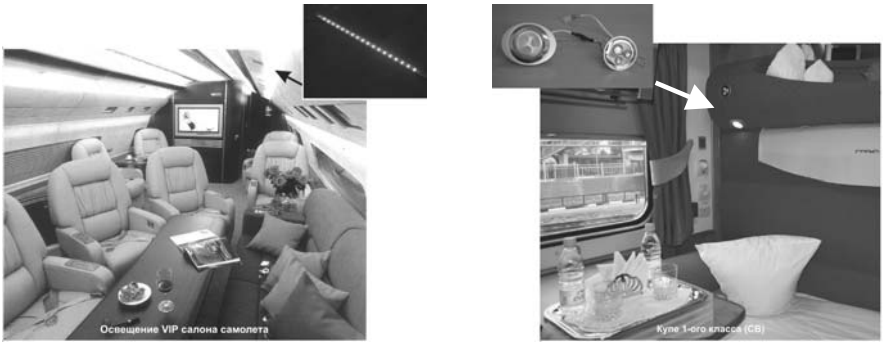
Для обеспечения безопасности дорожного движения Институтом электроники НАН Беларуси разработан и создан ряд светодиодных сигнальных и осветительных устройств: светодиодные дорожные знаки, оборудование для оснащения зон пешеходного перехода на автомагистралях, габаритные огни и сигнальные фонари для специализированной дорожной техники и др. (рис. 1).

Научно-технической основой реализации вышеуказанных устройств послужили исследования особенностей электрического питания и тепловых режимов эксплуатации полупроводниковых светодиодов малой мощности, а затем и мощных светодиодных излучателей (1 Вт и более) различных фирм производителей. В результате были разработаны специальные схемотехнические решения электрического питания и защиты полупроводниковых светодиодов от перенапряжения (от импульсов 80 и 600 В), что позволило создать светодиодные устройства с высокими эксплуатационными характеристиками [4].

Кроме того, Институтом электроники НАН Беларуси совместно с российскими компаниями НПП «КВАНД-АСХМ» и ООО НПП «ЦИРКОН-СЕРВИС», разработан и создан ряд светодиодных светильников и осветительных систем для салонов самолетов и пассажирских вагонов повышенной комфортности (рис. 2), включающий основное, дежурное, аварийное, декоративное, местное освещение, а также информационные табло.

1. Norbert Pfanner. LED's as innovative light sources. Light special 2004. P.4-6.
2. www.economist.com
3. Трофимов Ю.В. Светодиодная элементная база – некоторые особенности и проблемы применения в дисплейных технологиях. Электронные компоненты. 2002. №1. С.29-34.
4. Yu. Trofimov, V. Posedko, I. Mironenko, V. Sivenkov, S. Lishik, A. Smirnov. LED illumination systems and signs for transport vehicles // Proceedings of 13th International SID Symposium Advanced Display Technologies.– Minsk.–Belarus.–2004.–P.181-185.

Рис. 1. Светодиодные сигнальные и осветительные устройства для оснащения зон пешеходного перехода на автомагистралях (а) и специализированной дорожной техники (б)



а) б)

Рис. 2. Светодиодные светильники для салонов самолетов (а) и пассажирских вагонов повышенной комфортности (б)

LED LIGHTING AND SIGNALING DEVICES FOR TRANSPORTATION AND TRAFFIC SAFETY SYSTEMS

Trofimov Yu. V. *, Posedko V.S., Lishik S.I., Tsvirko V.I., Pautino A.A.
Institute Electronics of NAN Belarus, 220090, Belarus, Minsk,
Logoiskii trakt, 22, e-mail: senso@inel.bas-net.by

The trends of wide using high-power LEDs in lighting for transportation and signaling for traffic safety systems are demonstrated. Our developments in the area of signal devices for traffic safety systems such as pedestrian crossing LED traffic sign with linear illuminator, clearance lamps and signal lanterns for special road machine are given. Also displayed our results in the area of LED lighting for aircraft VIP saloons and train passenger coaches. These results are achieved thanks to our investigations of LED power supplying and thermal conditions of LED exploitation.

СВЕТОДИОДНЫЕ МОДУЛИ, ЛИНЕЙКА И ЛАМПЫ БЕЛОГО СВЕЧЕНИЯ.

Коган Л.М.**, Пузачев Г.В., Рассохин И.Т., Якубовский С.Д.
ООО «НПЦ ОЭП «ОПТЭЛ», 105187, г. Москва, Щербаковская ул., д. 53
E-mail: Levkogan @ mail.ru.

Разработаны и производятся светодиодные модули, линейка и лампы белого свечения для светотехнических устройств.
Модуль МСО-10Бл (рис. 1), содержащий 12 светодиодов типа У-345Бл-Э, соединенных последовательно-параллельно (входное напряжение U= 24±2В, прямой ток модуля $J_{пр}$≈700мА), предназначен для буферных фонарей локомотива. Модуль обеспечивает световой поток 500 лм и силу света J_v≈ 2500 кд при угле излучения $2\theta_{0,5} \approx 20$ град.
Модуль МСО-7Бл (рис. 2) для подсветки постоянных надписей. Содержит 40 светодиодов типа У-260Бл-2, соединенных последовательно-параллельно. Широкий угол излучения светодиодов ($2\theta_{0,5} \approx 100$ град) обеспечивает равномерную по яркости засветку надписи.
Линейка типа СЛН-Бл2 (рис. 3) предназначена для освещения графика движения на пульте машиниста локомотива. Содержит 6 светодиодов типа У-260Бл-1, соединенных последовательно-параллельно. Входное напряжение U = 12±1 В, прямой ток $J_{пр.}$=50±10 мА. Благодаря углу излучения $2\theta_{0,5} \approx 60$ град линейка обеспечивает равномерную засветку рабочей зоны. Световой поток линейки $\Phi_v \approx 24\pm3$ лм, сила света – 3 – 3,5 кд.
Светодиодные лампы (СДЛ) белого свечения, содержащие ламповый цоколь Е-14, используются со стандартным ламповым патроном. Конструкция СДЛ (рис. 4) содержит радиатор для теплоотвода. Входное напряжение – 12 В. СДЛ имеет два конструктивных исполнения: с направленным излучением с углом $2\theta_{0,5} \approx$ 60-110 град и с круговым излучением. Потребляемая электрическая мощность 2,4 Вт (тип СДЛ-1) и 3,6 Вт (тип СДЛ-2). Световой поток СДЛ-1 составляет 80-90 лм, СДЛ-2 – 110 - 120 лм. Световая отдача составляет 40-45 лм/Вт.
СДЛ могут быть выполнены и с другими цветами свечения.
Предоставленные светодиодные изделия белого свечения характеризуются цветовой температурой 4500 – 7000 К.

IGHT-EMITTING DIODE MODULES, RULER AND LAMPS OF THE WHITE LUMINESCENCE.

Kogan L.M., Puzachev G.V., Rassohin I.T., Jakubovskij S.D.
NPC OED “OPTEL”

Light-emitting diode modules, ruler and lamps are developed and are made white luminescence for lighting devices. Module MCO-10Бл It is intended for buffer lanterns of the locomotive, MCO-7Бл for under lighting constant inscriptions. Ruler СЛН-Бл2 is intended for Illumination of the train diagram on the board the locomotive. Light-emitting diode lamps СДЛ contain lamp socle E-14 and are used with a standard lamp patron. An entrance voltage - 12 V. СДЛ have two designs: with directed and circular radiation. Consumed electric capacity 2,4 and 3,6 W. Color temperature of the submitted light-emitting diode products-4500-7000 K . Light feedback --40-45 lm/ W.

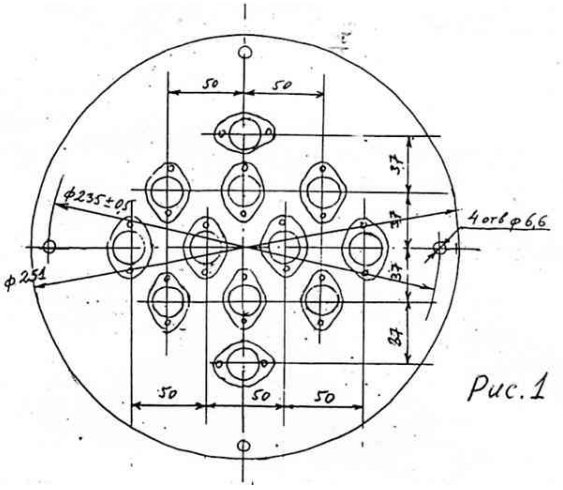


Рис. 1

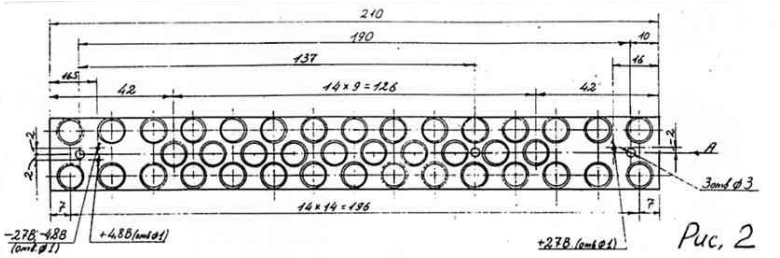


Рис. 2

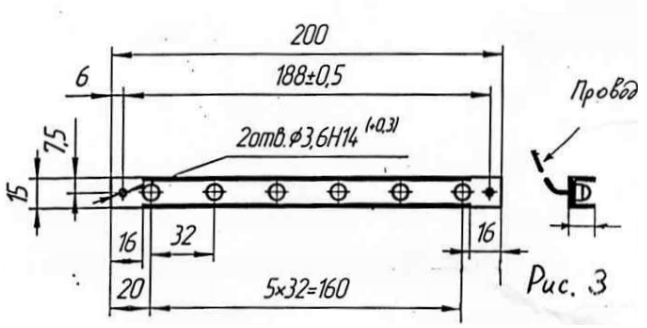


Рис. 3

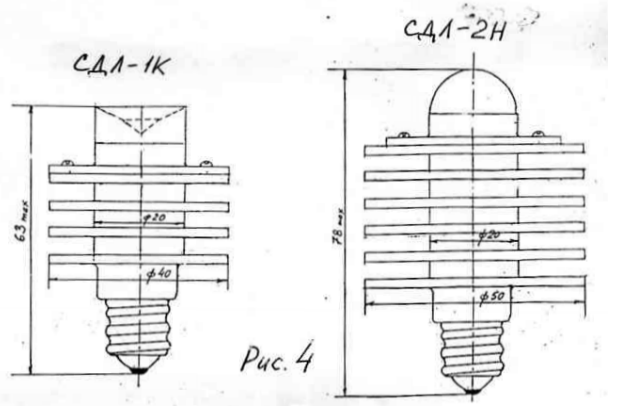


Рис. 4

О МЕТОДАХ И ПРОГРАММАХ РАСЧЁТОВ ОСВЕЩЁННОСТЕЙ РАБОЧИХ МЕСТ ОТ СВЕТОДИОДНЫХ МОДУЛЕЙ

Э.М. Гутцайт
Московский энергетический институт (Технический университет),
Красноказарменная ул., 13, Москва, 111250 (e-mail:edgut@migmail.ru)

Проанализированы различные варианты светодиодных модулей (СДМ) для местного освещения, в которых могут быть использованы светодиоды (СД) с различными осесимметричными оптическими системами (ОС). Расчеты распределений освещённостей от СДМ выполнены для СД с 6-ю типами кривых сил света (КСС), показанными на рис. 1. Среди примеров СД с широкими КСС рассмотрены два типа СД, которые имеют одинаковые угловые параметры ($2\theta_{0,5} = 100^0$), но отличаются тем, что у первого (кривая 1) осевая сила света (ОСС) составляет половину от максимального значения, а у второго (кривая 2) она является максимальной. В других примерах используются концентрированные КСС типа 3 ($2\theta_{0,5} = 70^0$), 4 ($2\theta_{0,5} = 25^0$), 5 ($2\theta_{0,5} = 15^0$)и 6 ($2\theta_{0,5} = 5^0$).

Предложена методика расчёта освещённости двумерной площадки при использовании результата одномерного решения распределения освещённости вдоль линии. В этой методике используются зависимости освещённостей от количества СД при различных расстояниях Δx между ними, представленные, например, на рис. 2 для СД типа 5.

На рис. 1 и 2 сила света I и освещённость E приведены в относительных единицах. Для перехода к абсолютным значениям при заданном световом потоке Φ использовалась формула [1]:

$$\Phi := \sum_{i=p}^{n} I_i \cdot \Delta\omega_i$$

где $\Delta\omega_i = 2\pi(\cos\theta_i - \cos\theta_{i+1})$, I_i – среднее значение силы света в зональном телесном угле, а значение p зависит от выбора начала координаты θ.

В табл.1. представлены результаты расчетов ОСС I_0 и Φ.

Таблица 1. Результаты расчетов Φ и I_0.

Тип ОС	$2\theta_{0,5}$, град	I_0, кд	Φ, лм	I_0, кд для 50 лм	I_0, кд для 1 лм
1	100^0	0,5	2	12,5	0,25
2	100^0	1	2,3	21,5	0,43
3	70^0	1	1,2	41,4	0,83
4	25^0	1	0,2	260	5,2
5	15^0	1	0,1	480	9,6
6	5^0	1	0,0095	-	105

Методика определения количества СД (N_x x N_y) и расстояния между ними (Δx и Δy) для обеспечения заданной освещенности ($E_{зад}$) при равномерном освещении площадки заданных поперечных размеров ($l_{зад}$ x $m_{зад}$) от СДМ, расположенного на определенном расстоянии ($h_{зад}$) от площадки, заключается в следующем. Вначале по заданному потоку Φ определяем значения ОСС I_0 и максимальной освещенности E_m от одного СД для $h_{зад}$ при условии выполнения закона обратного квадрата расстояния. Затем, определяем множитель $K = E_{зад}/E_m$, показывающий во сколько раз необходимо увеличить освещенность. После этого определяем освещённость в отн. ед. $E_{o.e.}=\sqrt{K}$ и по кривым рис. 2 находим минимальное количество СД N_0 и расстояние между ними Δx или Δy. Далее определяем размеры $l_0 = \Delta x\,(N_{0x} - 1)$ и $m_0 = \Delta y\,(N_{0y} - 1)$, показывающие насколько СДМ шире освещаемой площадки, а также количество СД в СДМ $N = N_x \times N_y$, где $N_x = N_{0x} + l_{зад}/\Delta x$ и $N_y = N_{0y} + m_{зад}/\Delta y$. Завершаем расчёт определением потребляемой электрической мощности $P_H = N \cdot Ф/H$, используя световую отдачу H = 100 лм/Вт [2].

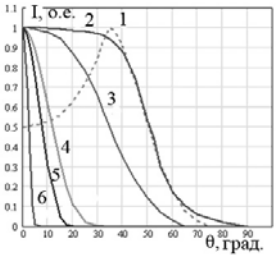


Рис. 1.

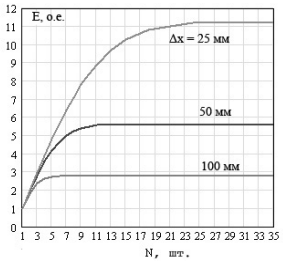


Рис. 2.

Расчёты и построения графиков распределения освещённостей производились в Маткаде и Матлабе. Программа в Матлабе, составленная Краснопольским А.Е., позволяла рассчитывать СДМ с повёрнутыми СД, КСС которых аппроксимировались сглаживающими сплайнами. Последнее при соответствующем выборе параметра сглаживания и большом количестве СД обеспечивало более высокую точность расчётов в сравнении с аппроксимациями КСС по аналитическим формулам. В связи с этим более подробно исследовано влияние поворотов СД [3] на уменьшение размеров СДМ. Отмечается целесообразность изменения токов СД для улучшения равномерности распределения освещённости при уменьшении размеров СДМ с разворачиваемыми наружу СД. Некоторые результаты расчетов освещённостей площадки с размерами 1 х 0,5 м^2 при h = 1 м и H = 100 лм/Вт представлены в табл. 2-4.

Таблица 2. Параметры СДМ из СД различных типов, обеспечивающие E = 400 лк

Тип СД	Φ_1, лм	I_{01}, кд	K, о.е.	$\Delta x = \Delta y$, мм	N	l_0, м	P_{100}, Вт
2	50	20	20	335	10x9=90	2	45
	10	4	100	147	22x18=396	2,1	39,6
5	10	96	4,15	157	9x7=63	0,45	6,3
	2	19	21	70	20x16=320	0,5	6,4
6	10	96	4,15	157	9x7=63	0,45	6,3
	2	19	21	70	20x16=320	0,5	6,4

Из полученных результатов следует, что размеры СДМ с концентрированными световыми потоками незначительно превышают размеры равномерно освещаемых площадок, а при поворотах СД размеры СДМ могут быть в несколько раз меньше освещённых участков. При узконаправленных потоках и энергопотребление может быть уменьшено на порядок.

Следует, однако, заметить, что при использовании СД с высококонцентрированными КСС можно получить комфортное освещение только рабочего места, а для освещения всего помещения необходимы дополнительные рассеивающие источники света по-разному, направленные и использующие отражения от стен и потолка.

Таблица 3. Результаты расчётов СДМ при поворотах СД типа 2.

Количество СД	22x18=396 шт.	
Углы, град.	0 (не повёрн.)	30^0 x 30^0
Интервалы, мм	147	94
Размеры СДМ, м	3,0 x 2,5	2,0 x 1,6
Неравномерность освещённости, %	1,5	1

Таблица 4. Результаты расчетов СДМ из 9 x 7 шт. СД типа 5.

Углы, град.	0	18^0 x 14^0	$31,5^0$ x $24,5^0$
Интервалы, мм	165	80	20
Размеры СДМ, м	1,3 x 1	0,64 x 0,48	0,16 x 0,12
Неравномерность освещенности, %	< 1	1,5	9

[1] Справочная книга по светотехнике / Под ред. Ю.Б. Айзенберга.- М.: Энергоатомиздат, 1983. 472
[2] Nichia, March 13, 2006 (Интернет).
[3] Гутцайт Э.М., Коган Л.М., Краснопольский А.Е., Милютин Д.В. Расчеты освещенностей от светодиодных модулей с повернутыми СИД. Тезисы докладов IV ВК «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы». Санкт-Петербург, 2005. с.146,147.

ABOUT METHODS AND PROGRAMS OF ILLUMINATION'S CALCULATIONS OF WORK-PLACES FROM LIGHT-EMITTING DIODE MODULES

E.M. Gutzeit
The Moscow power institute (Technical university)

Various variants of light-emitting diode modules for local illumination are analysed. The method of illumination's calculations of a two-dimensional surface is offered at use of result of the one-dimensional decision of illumination's distribution along a line. The comparative analysis of uniformity of illumination and consumption of electric energy is carried out at use of light-emitting diodes with different concentration of light's streams. Features of programs in Mathcad and Matlab are considered.

ОПТИЧЕСКИ НАКАЧИВАЕМЫЕ ЛАЗЕРЫ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ, ВЫРАЩЕННЫЕ НА КРЕМНИЕВЫХ ПОДЛОЖКАХ

Е. В. Луценко
Институт физики им. Б.И. Степанова НАН Беларуси, пр. Независимости 68, 220072 Минск, Беларусь, e-mail: lutsenko@dragon.bas-net.by

Исследованы лазерные, фото- и электро-люминесцентные свойства, кинетика наведенной динамической решетки и кинетика неравновесных носителей заряда в пороге генерации при двухимпульсной накачке с временной задержкой в пороге генерации гетероструктур с InGaN/GaN множественными квантовыми ямами (МКЯ), электролюминесцентных тестовых (ЭЛТ) гетероструктур с InGaN/GaN МКЯ, а также гетероструктур с верхними эпитаксиальными слоями GaN, выращенными на кремниевых подложках. Оценен материальный коэффициент усиления InGaN КЯ, составляющий величину 2000-4000 $см^{-1}$ при оптической накачке ~ 150-300 $кВт/см^2$. Показана возможность создания лазера, излучающего в зеленой области спектра, на основе InGaN/GaN МКЯ, выращенных на кремнии.

Минимальный порог генерации в эпитаксиальных слоях GaN, выращенных на кремниевых подложках, составляет величину порядка 300 $кВт/см^2$. При этом дальнее поле генерации состоит из двух симметричных, относительно плоскости гетероструктуры максимумов с углом раствора порядка 90 градусов. Такое дальнее поле излучения свидетельствует о генерации на модах высокого порядка, то есть волновод оптически накачиваемого лазера образован не градиентом коэффициента усиления, а изменением показателя преломления на границах гетероструктуры. Исследованиями кинетики наведенной динамической решетки показано, что время жизни неравновесных носителей заряда в эпитаксиальных слоях GaN, выращенных на кремниевых подложках, варьируется от 50 до 280 пс (что приближается к значениям для эпитаксиальных MOVPE слоев на сапфире), в зависимости от дизайна слоев, уменьшающих механические напряжения. Определены коэффициенты диффузии (1.2 – 4 $см^2/с$) и соответствующие диффузионные длины неравновесных носителей заряда в эпитаксиальных слоях GaN, выращенных на кремнии. На основе этих экспериментальных данных рассчитан профиль концентрации неравновесных носителей заряда и рассматриваются пороговые условия генерации эпитаксиальных слоев GaN.

Минимальный порог генерации в InGaN/GaN МКЯ, выращенных на кремнии ~ 25 $кВт/см^2$ при комнатной температуре. При этом максимальная импульсная мощность таких лазеров достигает 50 Вт, что создает достаточную плотность мощности для эффективной накачки лазеров на основе квантовых точек в соединениях A_2B_6, излучающих в зеленой области спектра. На основе численного решения волнового уравнения показано влияние на порядок поперечных мод генерации изменения толщины гетероструктуры и длины резонатора. При этом материальное усиление InGaN КЯ при плотности мощности возбуждения около 250 $кВт/см^2$ составляет величину порядка 3000 $см^{-1}$. Однако оптическое возбуждение этих InGaN/GaN МКЯ крайне неэффективно вследствие наличия покровного слоя GaN толщиной 50 нм. Порог генерации уменьшается почти в два раза при уменьшении энергии кванта возбуждающего излучения ниже зоны GaN (поглощается ~ 50% излучения).

Увеличение концентрации индия и ширины ям в InGaN/GaN МКЯ приводит к значительному уменьшению интенсивности ФЛ и ее сдвигу в длинноволновую область спектра. При концентрации индия 12,4% и ширине ям 5,3 нм излучение из ямы практически не видно на фоне желтой фотолюминесценции GaN при низких уровнях возбуждения. Резкое уменьшение интенсивности ФЛ связано не только с пространственным разделением носителей пьезополями, которое частично снимается при высоких уровнях возбуждения, но и, как показали рентгеновские исследования, релаксацией напряжений в InGaN КЯ (для 5,3 нм ямы с 12,4% индия релаксация напряжений - 7,5 %.), которая происходит, по-видимому, с образованием дислокаций, являющихся безызлучательными центрами рекомбинации.

Была получена генерация InGaN/GaN МКЯ ЭЛТ гетероструктур как при возбуждении излучением лазера с энергией квантов меньше ширины запрещенной зоны обкладочных слоев GaN ($h\nu<E_g^{GaN}$) – непосредственно в активную область InGaN/GaN МКЯ, так и в предварительно утонченный слой GaN:Mg излучением лазера с $h\nu>E_g^{GaN}$. Порог генерации при комнатной температуре составлял величину 700 $кВт/см^2$ и 190 $кВт/см^2$, соответственно. Эффективную плотность мощности возбуждения можно оценить как 150 $кВт/см^2$. Теоретически показано, что генерация развивается на модах высокого порядка и материальное оптическое усиление активных слоев InGaN составляет величину 2000-4000 $см^{-1}$ при данной накачке.

Исследовалось влияние концентрации индия на лазерные свойства InGaN/GaN МКЯ гетероструктур. Как видно из рисунка 1, с увеличением концентрации индия длина волны генерации возрастает с 440 до 465 нм, при этом порог генерации также увеличивается с 137 до 300 кВт/см^2 линейно с увеличением длины волны генерации. Экстраполяция данной зависимости дает порог генерации порядка 700-800 кВт/см^2 для длины волны 530 нм. Расчеты показали, что в пороге генерации материальное усиление этих гетероструктур для длины резонатора 600 мкм должно составлять величину порядка 1500 см$^{-1}$, а удаление поглощающей подложки приводит к изменению порядка генерационной моды и значительному уменьшению порога. Для уменьшения порога генерации подложка была удалена химическим путем. За счет этого удалось понизить порог генерации до 200 кВт/см^2 на длине волны 463 нм, а также получить генерацию на длине волны 475 нм с порогом 350 кВт/см^2 при комнатной температуре.

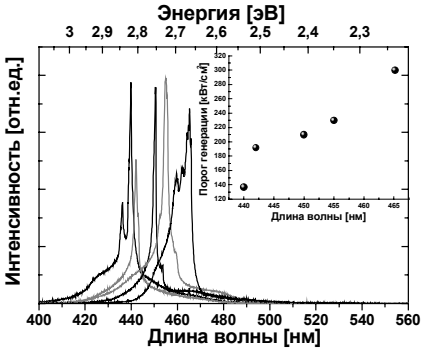


Рис. 1. Спектры генерации InGaN/GaN МКЯ выращенных на Si
Вставка: зависимость порога генерации от длины волны.

OPTICALLY PUMPED LASERS BASED ON NITRIDES GROWN SILICON SUBSTRATES

E. V. Lutsenko
Stepanov Institute of Physics, NAS of Belarus, Independence Ave. 68, 220072 Minsk, Belarus, e-mail: lutsenko@dragon.bas-net.by

Laser, photo- and electroluminescent properties, kinetics nonequilibrium charge carriers of InGaN/GaN MQW, electroluminescent test heterostructures as well as heterostructures with upper GaN epitaxial layers grown on silicon substrates have been investigated. Thresholds, spectral and mode composition of lasing have been determined, material gain values and lasing conditions have been evaluated theoretically. It has been supposed that a dislocation generation at strain relaxation in InGaN gives significant contribution to the reduction of the emission recombination efficiency of thick InGaN/GaN heterostructures with indium content >10%. The laser action has been obtained in the spectral region of 440-475 nm. A possibility of substantial reduction of the laser threshold for the account of silicon substrate removal has been demonstrated.

ЭЛЕКТРООТРАЖЕНИЕ В p-n- ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ НА ОСНОВЕ InGaN/GaN/AlGaN

Авакянц Л.П., Бадгутдинов М.Л., Боков П.Ю.*, Червяков А.В., Широков С.С., Юнович А.Э.
Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия, Ленинские горы 1 стр. 2, 119992
*e-mail: bokov@genphys.phys.msu.ru

Методом спектроскопии электроотражения исследованы светодиоды синего (Royal Blue), голубого (Blue), сине-зеленого (Cyan) и зеленого (Green) свечения марки "Luxeon" фирмы LumiLeds, на основе гетероструктур с квантовыми ямами InGaN/GaN/AlGaN [1]. Гетероструктуры были выращены методом металлоорганической эпитаксии на сапфировой подложке; активный слой с 4-мя квантовыми ямами InGaN/GaN был модулировано легирован донорами Si, аналогично структурам, описанным в [2]. Кристаллы площадью 0.4мм^2 монтировались p-областью к теплоотводу. Кристалл был покрыт прозрачной пластиковой сферической линзой.

Методика экспериментов по спектрам электроотражения в гетероструктурах InGaN/GaN/AlGaN была описана в [3] для структур без пластикового купола, разработанных в компании «Светлана – Оптоэлектроника». В настоящей работе светодиоды "Luxeon" освещались зондирующим излучением через сферическую линзу и сапфировую подложку. Модуляция коэффициента отражения осуществлялась приложением к контактам диода импульсов прямоугольной формы (меандр) с частотой повторения 370 Гц. С целью подавления сигнала электролюминесценции, модуляция осуществлялась в обратном смещении p-n-перехода. В ходе модуляции напряжение на p-n-переходе менялось от -8 до +1 В. Запись спектров электроотражения осуществлялась в диапазоне длин волн от 380 до 800 нм. Эксперимент проводился при комнатной температуре.

Спектры электроотражения приведены на рис. 1. Видно, что в спектрах наблюдаются низкополевая линия электроотражения (ER), связанная с сигналом от активной области светодиода, и полосы, обусловленные интерференцией в отдельных слоях гетероструктуры [3].

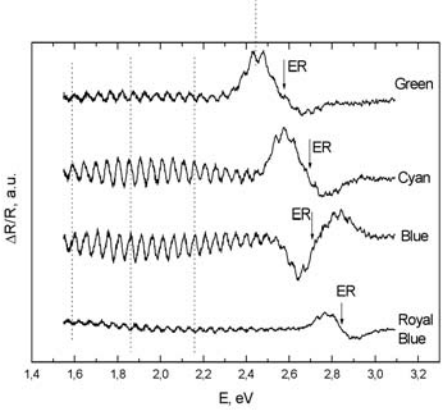


Рис. 1. Спектры электроотражения светодиодов. ER – низкополевая линия, обусловленная сигналом от активной области светодиода.

Полосы в ER спектрах электроотражения в области 2.45-2.85 эВ соответствуют краю полосы электролюминесценции светодиодов и связаны с изменением края оптического поглощения в множественных квантовых ямах $In_xGa_{1-x}N/GaN$ под действием электрического поля. Наблюдаемый эффект обусловлен эффектом Франца-Келдыша в двумерных структурах и позволяет определить эффективную ширину запрещенной зоны в активной области гетероструктуры - в квантовых ямах InGaN/AlGaN/GaN.

Положение и форма линии ER определялось аппроксимацией экспериментальных данных по методу наименьших квадратов в рамках модели Аспнеса [4] (Рис. 2). Положение линии для светодиодов Royal Blue - 2.83 эВ, Blue – 2.73 эВ, Cyan - 2.67 эВ и Green 2.55 эВ. Причины отличия на π фазового параметра в модуляционном спектре синего (Blue) светодиода пока не установлены.

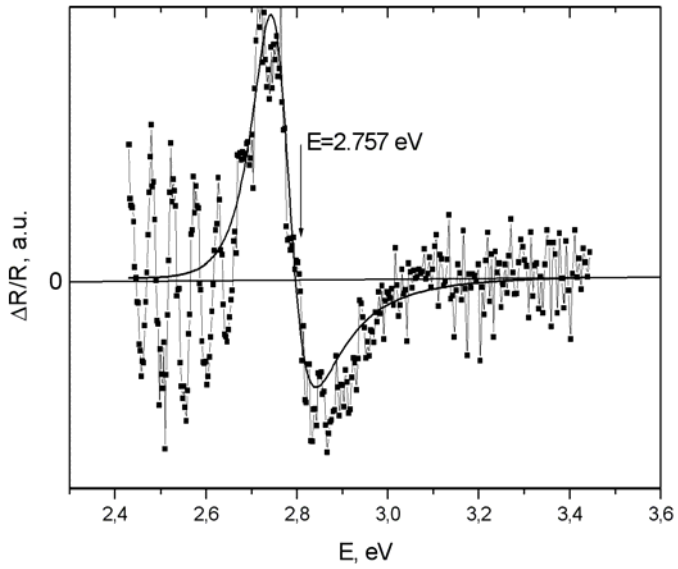


Рис. 2. Пример аппроксимации экспериментального спектра электроотражения формулой Аспнеса. Точки – экспериментальные данные, жирная линия – результат аппроксимации. Параметры аппроксимации E_i = 2.757 эВ, Г= 80 мэВ, А=0.778, ϕ=-5.414 [3].

Наблюдаемая в спектрах электроотражения периодическая модуляция в широкой спектральной области (от ИК до УФ, 1.6 - 3.2 эВ) обусловлена интерференцией света в n- и p-слоях гетероструктуры. Она может быть объяснена зависимостью эффективного показателя преломления в структурах от электрического поля в области пространственного заряда [3]. Периоды интерференционных полос каждого из исследуемых образцов в области энергий 2 эВ составляют (50±2) мэВ. Однако, положение максимумов и минимумов интерференции у разных образцов разное. Это, по-видимому, следует связывать с различием дисперсии показателей преломления слоев, в которых возникает интерференция, что может быть обусловлено различием состава тройных соединений AlGaN и InGaN в гетероструктуре. В спектрах возможно наблюдать два периода интерференции, обусловленных как многократным отражением между поверхностями кристалла (толщины ≈3 мкм), но и между активной областью и поверхностью кристалла со стороны p- области (толщины ≈0.2 мкм) [3].

Проведенные исследования показывают, что метод спектроскопии электроотражения эффективен для диагностики полупроводниковых светодиодов на основе гетероструктур с множественными квантовыми ямами типа InGaN/GaN/AlGaN. Он позволяет определять энергии межзонных переходов в активной области диода, оценивать толщины слоев гетероструктуры, получать информацию о дисперсии показателя преломления. Следует отметить, что настоящие результаты получены при исследовании готовых светодиодов с прозрачными сферическими линзами.

1. http://www.luxeonlight.com .
2. С.С. Мамакин, А.Э. Юнович, А.Б. Ваттана, Ф.И. Маняхин. ФТП, 2003, т.37, вып.9, с.1131-37.
3. Yunovich A.E., Avakyants L.P., Badgutdinov M.L., Bokov P.Yu., Chervyakov A.V., Shirokov S.S., Vasileva E.D., Feopentov A.V., Snegov F.M., Bauman D.A., Yavich B.S. Abstracts of MRS Fall meeting 2006, Boston, USA, 2006, Abstr. I.15.36.
4. D.E.Aspnes. Surf. Science. 1973, Vol. 37, p. 418.

ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУР С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ НА ОСНОВЕ InGaN/GaN В РАСТРОВОМ ЭЛЕКТРОННОМ МИКРОСКОПЕ В РЕЖИМЕ НАВЕДЕННОГО ТОКА

***Е.Б. Якимов*[1*], *Н.М. Шмидт*[2]**

[1]Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистыж материалов РАН 142432 Россия, г.Черноголовка, Институтская 6, yakimov@ipmt-hpm.ac.ru.

[2]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Россия, С.-Петербург.

Метод наведенного электронным пучком тока (НТ) является одним из основных методов растровой электронной микроскопии для исследования неоднородности распределения электрических свойств в полупроводниковых структурах и выявления электрически активных протяженных дефектов [1]. В пленках GaN этот метод позволяет исследовать рекомбинационные параметры одиночных проникающих дислокаций при их плотности, достигающей 10^9см$^{-2}$ [2,3]. В светодиодных структурах с квантовыми ямами (КЯ) в активной области захват неравновесных носителей заряда в КЯ с их последующей рекомбинацией или туннелированием в соседнюю яму может заметно влиять на величину НТ, что позволяет оценить вероятность указанных процессов [4,5]. В настоящей работе проведен анализ возможностей метода НТ для характеризации светоизлучающих структур с КЯ на основе InGaN/GaN.

Исследованные структуры были выращены методом MOCVD на сапфире с ориентацией (0001) и состояли из нижнего слоя n^+-GaN толщиной 3 мкм, легированного кремнием (N_d~ 5.10^{18}см$^{-3}$), на котором была выращена буферная сверхрешетка GaN/InGaN с низким (<10%) содержанием In. Затем выращивался активный слой, содержащий квантовые ямы (КЯ) (3 нм InGaN и 12 нм GaN) и верхний слой p^+-GaN толщиной порядка 0.1 мкм, легированный Mg до концентрации порядка 10^{20}см$^{-3}$. Для исследований методом НТ и измерения C-V характеристик вытравливались мезаструктуры диаметром 450 мкм. Исследования методом НТ проводились в нормальной геометрии (пучок перпендикулярен плоскости p-n перехода) в растровом электронном микроскопе JSM-840A (Jeol). C-V измерения проводились на частоте 1 Мгц.

Сравнение измеренной и рассчитанной зависимостей НТ от энергии пучка показали, что для структур с 3 КЯ они достаточно хорошо описываются зависимостью, рассчитанной для обычного p-n перехода, если в качестве подгоночных параметров варьируются глубина p-n перехода и значения диффузионных длин в p- и n-слоях (Рис. 1, кривая 1). Для структур с 5 КЯ эта зависимость имеет качественно такой же вид (Рис. 1, кривая 2), однако совпадение между экспериментальной и рассчитанной зависимостями удается достичь только, если умножить расчетные кривые на коэффициент **k** (**k** < 1). Такое пропорциональное уменьшение эффективности собирания можно объяснить тем, что рекомбинация неравновесных носителей заряда в КЯ зависит от их заполнения носителями заряда и вероятности туннелирования через барьеры из GaN между соседними ямами. Как показали измерения вольт-фарадных характеристик (Рис. 2), в структуре с 3 КЯ при нулевом напряжении они расположены глубоко внутри области объемного заряда (ОПЗ) в области сильного поля и не заполнены электронами. Отсутствие электронов в КЯ и повышение вероятности туннелирования между ямами из-за сильного электрического поля понижают вероятность рекомбинации в КЯ и рекомбинация неравновесных носителей заряда в основном происходит в квазинейтральной области. В структурах с 5 КЯ при нулевом напряжении самые глубокие ямы были расположены вблизи границы ОПЗ или даже вне ее, т.е. в слабом электрическом поле или в квазинейтральной области (Рис. 2). При этом вероятность туннелирования между ямами понижается, а концентрация электронов в ямах повышается и соответственно повышается вероятность рекомбинации неравновесных носителей заряда, захваченных в ямы, что и приводит к наблюдаемому понижению эффективности собирания.

Таким образом, такие измерения позволяют оценить вероятность туннелирования в активной области, по крайней мере, при нулевом приложенном напряжении. Было обнаружено, что вблизи структурных дефектов вероятность туннелирования может увеличиваться (Рис. 1, кривая 3), что проявляется в появлении светлого контраста в режиме НТ.

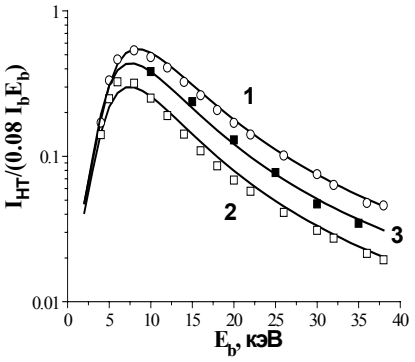


Рис.1. Экспериментальные (точки) и моделированные (линии) зависимости нормированного НТ для структур с 3 (1) и 5 (2,3) КЯ. 2 – усредненная зависимость, 3 – зависимость вблизи дефекта со светлым контрастом (3).

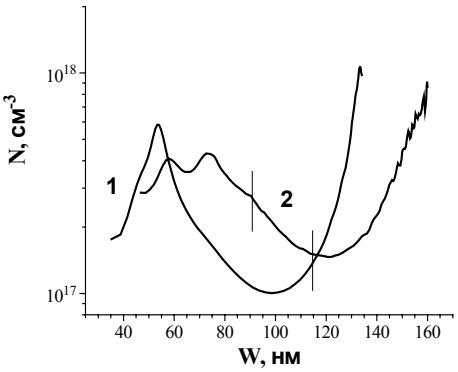


Рис. 2. Распределение концентрации носителей заряда, восстановленное из C-V характеристик для структур с 3 (1) и 5 КЯ (2). Вертикальными линиями показаны значения ширины ОПЗ W при нулевом напряжении

[1] Е. Б. Якимов. Зав. Лаб., **68**, 63 (2002).

[2] N. M. Shmidt, O. A. Soltanovich, A. S. Usikov, E. B. Yakimov, E. E. Zavarin. J. Phys.: Condens. Matter., **14**, 13285 (2002).

[3] Е. Е.Заварин, С. И. Зайцев, В. В. Сироткин, А. С. Усиков, Н. М. Шмидт, Е. Б. Якимов. Поверхность, № 3, 11 (2003).

[4] N. M. Shmidt, E .B. Yakimov. *Proc. of 13th Int. Conf."Nanostructures: Physics and Technology"*, (St. Petersburg, Ioffe Institute, 2005, p. 300).

[5] D. M. Bauman, N. M. Shmidt, P. S. Vergeles, E. B. Yakimov, B. S. Yavich. *Proc. of 14th Int. Conf."Nanostructures: Physics and Technology"*, (St. Petersburg, Ioffe Institute, 2006, p. 192).

CHARACTERIZATION OF LIGHT EMITTING STRUCTURES WITH InGaN/GaN QUANTUM WELLS IN THE EBIC MODE OF SCANNING ELECTRON MICROSCOPE

***E.B. Yakimov*[1], *N.M. Shmidt*[2]**

[1]Institute of Microelectronics Technology and High Purity Materials RAS, Institutskaya 6, Chernogolovka, 142432 Russia

[2]Ioffe Physico-Technical Institute RAS, St.-Petersburg, 194021, Russia

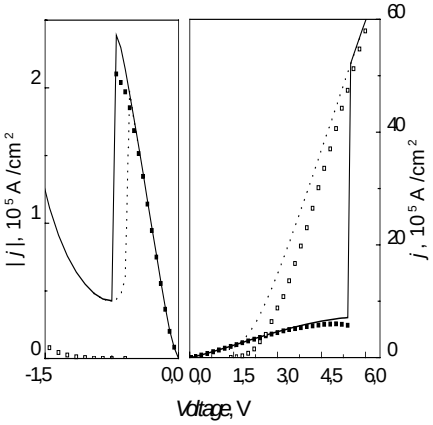
The possibilities of EBIC characterization of MQW based light emitting structures are discussed. This technique allows to estimate the p-n junction depth and diffusion length in n^+-GaN layer. Besides, it is shown that a study of collected current dependence on beam energy allows to estimate the tunneling efficiency through active layer. This efficiency depends on QW location inside the depletion region and on defect structure. It is shown that threading defects could enhance tunneling probability.

«ДВУРЕЗОНАНСНЫЙ» ГИСТЕРЕЗИС ТУННЕЛЬНОГО ТОКА В ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ *w-GaN/AlGaN(0001)*

А.Н.Разжувалов**, С.Н.Гриняев
Сибирский физико-технический институт при Томском госуниверситете, г.Томск
e-mail: shuvalov@phys.tsu.ru

В последние годы проявляется заметный интерес к использованию нитридных гетероструктур *w*-GaN/AlGaN(0001) в резонансно-туннельных диодах, обладающих высоким значением отношения пик/долина (~32 [1]) и выраженной петлей гистерезиса туннельного тока при комнатной температуре [2]. Эти свойства обусловлены влиянием неоднородного внутреннего поля на электронный потенциал и заряд в квантовой яме. Детальная интерпретация является предметом дискуссии, а предложенные теоретические модели [3,4] пока не дали исчерпывающего объяснения наблюдаемых характеристик.

В настоящей работе исследуются причины гистерезиса и асимметрии плотности туннельного тока (j) в двухбарьерных структурах $Al_{0.3}Ga_{0.7}N(2c_1)/GaN(6c_2)/Al_{0.3}Ga_{0.7}N(2c_1)$ (c_1, c_2 - постоянные решетки) на основе самосогласованного решения уравнений Шредингера и Пуассона с учетом спонтанной поляризации и пьезоэффекта [5].



Особенностями j являются участки отрицательной дифференциальной проводимости (ОДП), резкие скачки и петля гистерезиса. Величина j в основном связана с вкладом электронов, туннелирующих через резонансный уровень E_r, наиболее близко расположенный к уровню Ферми в эмиттере E_F. На рисунке приведены результаты точного (сплошные линии - прямые ветви *(p)*, на которых величина напряжения V непрерывно растет; пунктирные линии - обратные ветви *(o)*, V непрерывно уменьшается) и модельного, «однорезонансного» (сплошные квадраты - прямые ветви, пустые квадраты - обратные ветви) расчетов. На прямых ветвях с ростом $|V|$ резонансный уровень приближается к краю зоны проводимости в эмиттере E_m, но его движение тормозится за счет накопления заряда в яме. При $V>0$ внешнее и внутреннее поля в яме противоположны друг к другу, что приводит к большему заряду в яме и росту сопротивления структуры. Скачки j возникают при напряжениях $V_-^{(p)}$ = -0.7В, $V_+^{(p)}$ = 5.4В ($V_-^{(o)}$ = -0.6В, $V_+^{(o)}$ = 1.3В), когда резонансный уровень проваливается (появляется) под край (над краем) E_m. При $V>0$ после проваливания уровня электронный заряд и потенциальная энергия ямы W уменьшаются настолько, что второй резонанс оказывается вблизи E_F, вызывая резкий рост тока. При $V<0$ за счет увеличивающейся с ростом V асимметрии потенциала, заряд в яме и скачок потенциала после проваливания уровня меньше его расстояния до второго резонанса, поэтому туннельный ток не растет, а уменьшается, формируя типичную ОДП характеристику.

Из-за разной зависимости резонансных уровней и концентраций электронов в яме от напряжения изменение направления V после скачка $j(V)$ не восстанавливает первоначальный профиль W, в результате возникает гистерезис тока. Параметры петли гистерезиса связаны с характеристиками резонансов (временами жизни τ_r, коэффициентами прохождения P_r, темпом изменения резонансных уровней β относительно E_F).

Для выяснения отличия сопротивлений на ветвях тока использовано «однорезонансное» приближение [5] для туннельного тока, которое согласуется с точным расчетом, когда резонансный уровень близок к E_F. На таких участках $j(V)$ резонансные уровни изменяются почти линейно от напряжения с коэффициентами

$$\beta_+^{(p)} = 0.014 \text{ эВ} \cdot V^{-1},\ \beta_+^{(o)} = 0.024 \text{ эВ} \cdot V^{-1},$$
$$\beta_-^{(p)} = 0.150 \text{ эВ} \cdot V^{-1},$$

а «мощность» резонансных пиков

$$N = \Gamma P_r \ (\Gamma = \hbar/\tau_r \ \text{- ширина резонансного пика})$$

можно приближенно считать постоянной

$$(N_+^{(p)} = 0.007 \ эВ \,,\ N_+^{(o)} = 0.040 \ эВ \,,\ N_-^{(p)} = 0.002 \ эВ \,),$$

что позволяет записать сопротивление в виде

$$R = \frac{8\pi\hbar^3}{em^* S}\frac{1}{N\beta}\,,$$ где S – площадь гетерограницы.

В результате отношения сопротивлений на различных ветвях равно

$$\frac{R_+^{(p)}}{R_+^{(o)}} = \frac{N_+^{(o)}\beta_+^{(o)}}{N_+^{(p)}\beta_+^{(p)}} \approx 10\,,\ \frac{R_+^{(p)}}{R_-^{(p)}} = \frac{N_-^{(p)}\beta_-^{(p)}}{N_+^{(p)}\beta_+^{(p)}} \approx 3\,.$$

Следовательно, отличия «мощностей» резонансных пиков на прямой и обратной ветвях положительных напряжений (пик первого резонанса у́же пика второго резонанса за счет большего времени жизни τ_r) является основной причиной разницы сопротивлений $R_+^{(p)}$, $R_+^{(o)}$. Асимметрия туннельного тока при смене полярности напряжения обусловлена разницей темпов изменения резонансных уровней от напряжения.

Ширина петли гистерезиса связана с эффектом отрицательной обратной связи, который особенно выразителен, когда внутреннее и внешнее поля в яме противоположны. Высота петли определяется изменением электронного заряда в яме при переходе нижнего резонансного уровня из открытого канала в «темновую» область и наоборот. Резкий рост туннельного тока наблюдается, когда при таком переходе происходит смена резонанса. Установленная асимметрия петли гистерезиса позволяет объяснить кажущееся расхождение экспериментальных результатов [1,2].

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 06-02-16627-а.

1. A. Kikuchi and K.Kishino. Appl. Phys. Lett., 81, 1729 (2002).
2. A.E. Belyaev, C.T. Foxon, S.V.Novikov, O. Makarovsky. Appl. Phys. Lett., 83, 3626 (2003).
3. K.M. Indlekofer, E. Donà, J. Malindretos, M. Bertelli, M. Ko. Phys. Status Solidi B234, 769 (2002).
4. M. Hermann, E. Monroy, A. Helman, B. Baur, M. Albrecht, B. Daudin, O. Ambacher. Phys. Status Solidi C1, 2210 (2004).
5. С.Н. Гриняев, А.Н. Разжувалов. ФТП, 40 (6), 695 (2006).

“TWO-RESONANT” HYSTERESIS OF A TUNNEL CURRENT IN HETEROSTRUCTURE *w*-GaN/AlGaN (0001)

A.N.Razhuvalov, S.N.Griniaev
Siberian Physico-technical institute at University of Tomsk

On the basis of the self-consistent solution of Schrodinger and Poisson equations the phenomenon of a hysteresis of a tunnel current in two-barrier structures GaN/AlGaN (0001) is investigated. It is shown that the internal electric fields lead to a strong anisotropy, sharp jumps and wide hysteresis loop of a current due to big density of two-dimensional electrons in a quantum well and Stark effects. The hysteresis is connected with nonreversible change of electronic potential at the moment of disappearance (occurrence) of the lower resonant level relative to a conduction band of the emitter, when occupation of a level sharply falls (grows). The resistance of structure is bound with the characteristics of two resonances (lifetimes, transmission coefficients, change of resonant levels relative to Fermi level) and in 10 times more at that branch of a hysteresis curve, for which would be observed greater degenerative feedback in dependence of a resonant level on a voltage. The strong asymmetry of a hysteresis at change of polarity of a voltage allows to explain the apparent contradiction of results of experimental researches.

OPTICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF AlGaN/GaN HETEROSTRUCTURES GROWN ON SILICON AND SAPPHIRE SUBSTRATES BY MOVPE

***N. V. Rzheutski*[1*], *A. L. Gurskii*[1], *E. V. Lutsenko*[1], *V. N. Pavlovskii*[1], *G. P. Yablonskii*[1], *A. S. Shulenkov*[2], *A. I. Stognii*[2], *M. Heuken*[3], *B. Schineller*[3], *H. Kalisch*[4], *R. H. Jansen*[4]**

[1]Institute of Physics of National Acad. Sci. of Belarus, Independence ave. 68, 220072 Minsk, Belarus, e-mail: rzheutski@ifanbel.bas-net.by
[2]Minsk Research Institute of Radiomaterials, Minsk, Belarus
[3]AIXTRON AG, Kackertstr. 15-17, 52072 Aachen, Germany
[4]Institut für Theoretische Elektrotechnik, RWTH Aachen, Germany

GaN-based structures are widely used in high-power and high-frequency electronic devices. In this work, optical properties of AlGaN/GaN-based heterostructures (referred to as samples B, C, D and E) and GaN epilayers (referred to as samples A and F) grown on silicon (samples A, B, C and D) and sapphire (samples E and F) substrates by MOVPE were investigated. Excitonic resonance energies were determined to obtain information on the strain values in the GaN layers. The influence of substrate materials, interlayers and cap layers on the strain values in GaN was investigated. High electron mobility transistors (HEMTs) were prepared on AlGaN/GaN structures grown on silicon substrates and their electrical properties were studied.

GaN excitonic energies were defined from temperature-resolved photoluminescence (PL) spectra and from low-temperature reflection spectra. Figure 1 shows temperature-dependent PL spectra for sample F and low-temperature reflection spectra for samples F and D. Sample F represents the GaN epilayer grown on sapphire substrate whereas sample D is an AlGaN/GaN heterostructure grown on silicon. It can also be seen from Fig. 1 that reflection spectra of sample D are modified in comparison with reflection spectra of sample F. In this work, it was shown that both the stress in the GaN layer and the interference in the surface nonexcitonic layer are responsible for the modification of reflection spectra of AlGaN/GaN structures grown on silicon.

GaN exciton energies for the samples under investigation and their theoretical dependences on the strain values in GaN [1] are shown in Fig. 2. Solid, dashed and dotted lines in Fig. 2 correspond to dependences for A-, B- and C-excitons, respectively. It is clearly visible from Fig. 2 that the samples grown on silicon substrate (samples A, B, C and D) have tensile strain whereas the samples grown on sapphire (samples E and F) substrates are compressively strained. Sample C differs from sample A only by the presence of an AlGaN cap layer. Thus, it can be concluded that the AlGaN cap layer with a thickness of 25 nm decreases the tensile strain value in the GaN layers grown on Si (in our case, from 11.95 to 7.13 kbar).

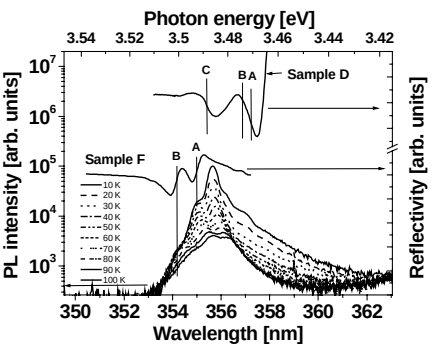


Fig.1. Temperature-dependent PL and reflection spectra at 10 K of GaN layer (sample F) and AlGaN/GaN structure (sample D).

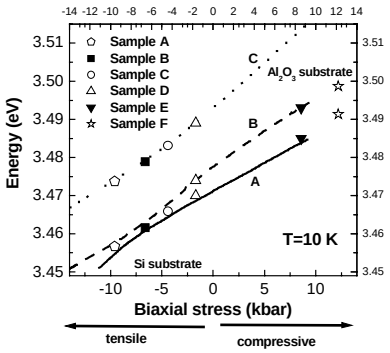


Fig.2. Excitonic recombination energies vs. layer stress in GaN [1] and transition energies of the discussed samples.

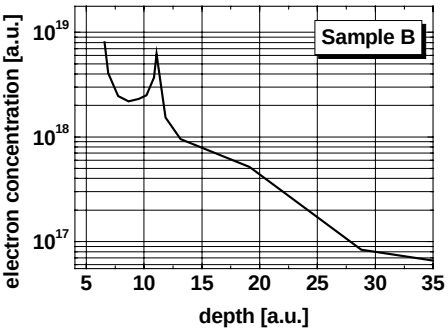


Fig. 3. Carrier concentration profile for sample B.

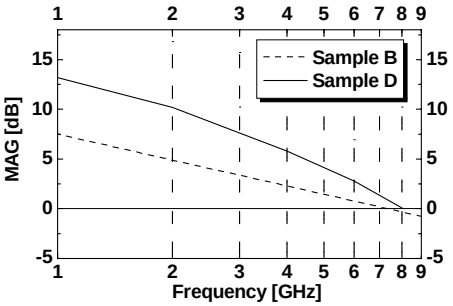


Fig. 4. Frequency responses of transistors

In order to investigate the electrical properties of the AlGaN/GaN structures grown on Si, HEMTs were formed on samples B and D. The carrier concentration profile (in arbitrary units) for sample B derived from C-V measurements is shown in Fig. 3. The frequency dependences of the maximum available gain (MAG) for both transistors are shown in Fig. 4. The maximum transconductance values for samples B and D are 190 and 270 mS/mm, correspondingly. The threshold voltage for both samples is about -3 V. The maximum drain current values for samples B and D are 400 and 440 mA/mm, respectively.

The possible causes of differences of the electrical properties of the transistors under investigation are discussed.

[1] B. Gil, O. Briot, Phys. Rev. B, **55,** 2532(1997).

В работе исследованы оптические свойства AlGaN/GaN гетероструктур и эпитаксиальных слоев GaN, выращенных на подложках сапфира и кремния. Величина напряжений в исследованных структурах определялась из низкотемпературных спектров оптического отражения и спектров фотолюминесценции при различных температурах. Показано, что AlGaN покровный слой, толщиной 25 нм, уменьшает величину растягивающих напряжений в слое GaN, выращенном на кремнии (в конкретном исследованном образце – с 11.95 до 7.13 кБар). Исследованы электрические свойства HEMT транзисторов, изготовленных из AlGaN/GaN структур, выращенных на кремнии, с различным уровнем напряжений.

(русский текст – ред. сборника)

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ СО СВЕТЛЫМ КОНТРАСТОМ В РЕЖИМЕ НАВЕДЕННОГО ТОКА В СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУРАХ InGaN/GaN.

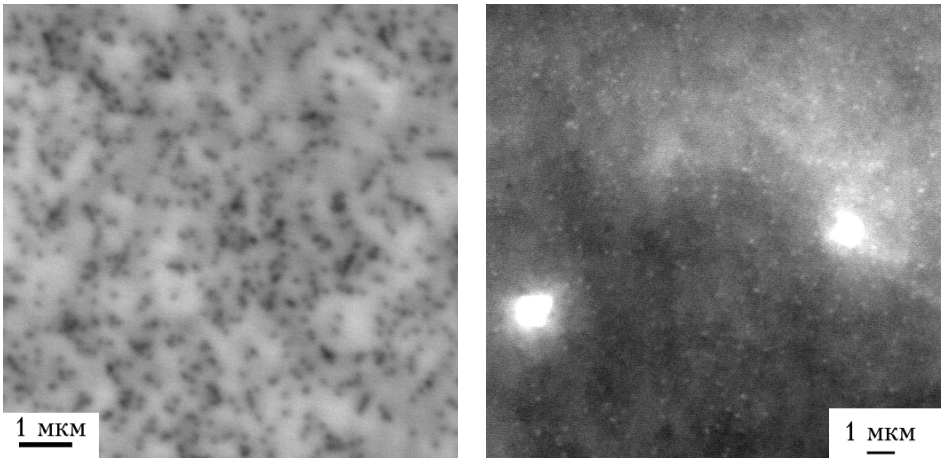
***П.С. Вергелес*[1], *Н.М. Шмидт*[2], *Е.Б. Якимов*[1]**

[1]Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН 142432 Россия, г.Черноголовка, Институтская 6

[2]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Россия С.-Петербург

Известно, что протяженные дефекты, проникающие в активный слой светоизлучающей структуры, влияют на туннелирование через барьеры и рекомбинацию носителей заряда. Однако механизмы влияния таких дефектов на рекомбинационные процессы полностью не изучены. Поэтому исследование свойств протяженных дефектов в светоизлучающих структурах представляет большой интерес. В настоящей работе представлены результаты исследований электрических свойств протяженных дефектов в режиме наведенного тока (НТ) в сканирующем электронном микроскопе (JSM-840A). Светоизлучающие структуры состояли из нижнего слоя n^+-GaN толщиной 3 мкм, легированного кремнием (N_d~5.10^{18}см$^{-3}$), на котором была выращена буферная сверхрешетка GaN/InGaN с низким (<10%) содержанием In. Затем выращивался активный слой, содержащий квантовые ямы (КЯ) (3 нм InGaN и 12 нм GaN) и верхний слой p^+-GaN толщиной порядка 0.1 мкм, легированного Mg до концентрации порядка 10^{20}см$^{-3}$. Выращивание проводилось методом MOCVD на сапфире с ориентацией (0001). Исследуемые образцы отличались количеством КЯ: были выращены структуры с 3 и 5 КЯ.

При исследованиях образцов методом НТ были обнаружены дефекты нескольких типов. В образцах с 3 КЯ были обнаружены дефекты, имеющие темный контраст (Рис.1а) размером около 0.1-0.2 мкм с плотностью порядка 10^9см$^{-2}$. Зависимость ширины изображения этих дефектов от энергии пучка E_b была похожа на соответствующую зависимость для проникающих дислокаций в эпитаксиальных пленках GaN, что позволяет связать обнаруженные дефекты с дислокациями. В образцах с 5 КЯ были обнаружены два типа дефектов, дающих светлый контраст в режиме НТ. Один тип дефектов давал светлый контраст в виде маленьких светлых точек. Второй тип дефектов имел значительно больший размер по сравнению с первым типом и связанный с ними контраст достигал 50% (Рис.1б). Плотность маленьких светлых дефектов составляла 10^8-10^9 см$^{-2}$, плотность больших светлых дефектов не превышала 10^5 см.



а ***б***

Рис.1. Изображения светоизлучающих структур на основе GaN в режиме НТ (***а*** изображение образца с 3 КЯ, ***б*** – с 5 КЯ)

Структурные дефекты в режиме НТ обычно дают темный контраст вследствие локального повышения скорости рекомбинации. Связанный с протяженными дефектами светлый контраст наблюдается достаточно редко, поэтому были проведены дополнительные исследования для выяснения его природы. Исследования зависимости НТ от энергии пучка E_b показали, что значения НТ и его зависимость от E_b для образца с малым количеством КЯ совпадают с зависимостью для эпитаксиальных пленок GaN. У образцов с 5 КЯ значения НТ были примерно в 2 раза меньше, чем у образца с 3 КЯ, но форма кривой практически не изменялась. Это можно объяснить тем, что в структурах с 3 КЯ ямы находятся в ОПЗ. Поэтому они опустошены и в ямах не происходит рекомбинация носителей заряда. А в образцах с 5 КЯ часть ям находится вне ОПЗ, они заполнены электронами и поэтому существенно влияют на рекомбинацию носителей заряда. Высокая величина контраста больших светлых дефектов позволила с достаточной точностью построить зависимость НТ от энергии пучка E_b для них. Выяснилось, что значения НТ вблизи таких дефектов лежат между значениями тока для образца с 5 КЯ далеко от дефекта и для образца с 3 КЯ, причем характер спада при больщих энергиях пучка не меняется. Это означает, что вблизи большого дефекта локально увеличивается вероятность туннелирования носителей заряда через барьер, т.е. появляются каналы повышенной проводимости.

Для больших светлых дефектов исследовалась также зависимость контраста от величины тока пучка (уровня возбуждения), который варьировался в пределах 10^{-10} – 10^{-8} А. Было обнаружено, что контраст этих дефектов падает при повышении уровня возбуждения, что можно объяснить понижением величины заряда дефекта при повышении уровня инжекции, что, в свою очередь, уменьшает его влияние на процессы туннелирования.

Таким образом, проведенные исследования позволили выявить каналы повышенной проводимости поперек активного слоя. Каналы с малым светлым контрастом могут быть связаны с проникающими дислокациями, а каналы с большим контрастом со скоплениями дислокаций или с микропайпами.

INVESTIGATION OF DEFECTS WITH BRIGHT EBIC CONTRAST IN LIGHT EMITTING STRUCTURES InGaN/GaN.

N.M. Shmidt[1], P.S. Vergeles[2],, E.B. Yakimov[2]

[1]Ioffe Physico-Technical Institute RAS, St.-Petersburg, 194021, Russia
[2]Institute of Microelectronics Technology and High Purity Materials RAS, Institutskaya 6, Chernogolovka, 142432 Russia

Threading defects essentially affect tunneling of charge carrier through the barriers and recombination processes in active layers of light emitting structures (LES) based on InGaN/GaN MQW. But the detail mechanisms of such influence have not completely understood yet. Therefore the investigations of threading defect electrical properties in such structures are very important. In the present work the anomalous bright contrast in the Electron Beam Induced Current mode associated with threading defects was observed. This contrast was explained by an enhanced carrier tunneling through the barriers near threading defects.

LIGHT-INDUCED DIFFRACTION KINETICS AND PHOTOLUMINESCENCE IN EPITAXIAL GaN GROWN ON SAPPHIRE SUBSTRATES

V. N. Pavlovskii [1]*, ***E. V. Lutsenko*** [1], ***A. V. Danilchyk*** [1], ***G. P. Yablonskii*** [1], ***T. Malinauskas*** [2], ***R. Aleksiejūnas*** [2], ***K. Jarašiūnas*** [2], ***H. Kalisch*** [3], ***R. H. Jansen*** [3], ***B. Schineller*** [4], ***M. Heuken*** [4]

[1] Stepanov Institute of Physics, NAS of Belarus, Independence Ave. 68, 220072 Minsk, Belarus, e-mail: v.pavlovskii@ifanbel.bas-net.by

[2] Institute of Materials Science and Applied Research, Vilnius University, Sauletekio al. 9-3, 10222 Vilnius, Lithuania

[3] Institut für Theoretische Elektrotechnik, RWTH Aachen, Kopernikusstr. 16, 52074 Aachen, Germany

[4] AIXTRON AG, Kackertstr. 15-17, 52072 Aachen, Germany

High-quality epitaxial GaN layers are required for the creation of III-nitride heterostructures based devices. The nonequilibrium charge carrier lifetime is an important material parameter influencing the performance of electronic and optoelectronic components. It may serve as a quality criterion for the epitaxial GaN layers. The light-induced transient grating technique is a nondestructive optical method to measure the carrier lifetimes τ_R and the carrier diffusion coefficients D. The photoluminescence (PL) integral intensity of various GaN samples allows comparing their quality as well. The aim of this work is to determine carrier lifetime, diffusion coefficient, intensities of band-edge and yellow photoluminescence integrated over time and over spectrum and to establish a correlation between these parameters of the epitaxial GaN layers.

The non-intentionally doped GaN epilayers with thicknesses from 1 to 3 μm have been grown by MOVPE on sapphire substrates in AIXTRON reactors at different growth conditions. The samples had different intensities of band-edge as well as of yellow photoluminescence. To ensure the transparency of the samples, the substrate backside was polished. All measurements were carried out at room temperature. The light-induced diffraction grating was created by two coherent pulses of the third harmonics emission (λ=355 nm) of a Nd:yttrium–aluminium–garnet laser with 25 ps duration synchronously falling on the sample, causing band-to-band absorption in GaN and forming an interference pattern with fringe spacing $\Lambda=\lambda/\cos\theta$, where θ is the angle between the incident beams. A delayed probe beam at longer wavelength, λ=1064 nm, for which the sample is transparent, monitored the electron-hole density as a function of time via the time-varying diffraction efficiency of the light-induced grating due to its recombination and diffusion blurring. The PL spectra were measured using a polychromator and CCD camera coupled with a computer under excitation by the emission of a N_2 laser (λ=337.1 nm, τ_p=8 ns, f=1000 Hz).

The grating disappears with time due to diffusion of carriers and their recombination, i. e. $1/\tau_G=1/\tau_R+1/\tau_D$, where τ_R is the carrier lifetime, $\tau_D=\Lambda^2/(4\pi^2 D)$ is the diffusion time of the grating erasure due to carrier transport in the direction perpendicular to the grating fringes and D is the bipolar diffusion coefficient. Carrier recombination and transport processes can be distinguished by measuring the grating decay time as a function of grating period. The period Λ value of the transient grating was changed in the range from 2.5 to 16.7 μm by varying the angle θ. The slope of the plot $1/\tau_G=f(4\pi^2/\Lambda^2)$ provided the value of D, while intersection with the ordinate axis gave the $1/\tau_R$ value. Then the bipolar diffusion length was determined as $L_D=(D\cdot\tau_R)^{1/2}$.

Figure 1 shows the grating diffraction efficiency as a function of probe pulse delay relative to the exciting pulses for two samples having the longest and the shortest grating decay time. A clear difference is seen between these samples. Dependences of the inverse grating decay time on $1/\Lambda^2$ are presented in figure 2 for four samples. The values of the carrier recombination times τ_R extracted from these dependences are equal to 330, 420, 530 and 680 ps and diffusion coefficients amount to the values of 1.5, 1.6, 1.7 and 1.8 cm^2/s, correspondingly. An increase of carrier recombination time is observed with band-edge PL intensity rise in figure 3. For the investigated samples, the dependence appears to be linear. The dependence of band-edge PL intensity on yellow PL intensity presented in figure 4 demonstrates an unusual simultaneous increase of both band-edge and yellow emissions which was observed in our previous work [1]. Such relationship of the yellow PL with other measured parameters can be due to different dislocation densities in the investigated samples causing reduction of the efficiency of the band-edge as well as of yellow PL.

[1] G. P. Yablonskii, E. V. Lutsenko, V. N. Pavlovskii, I. P. Marko, B. Schineller, M. Heuken, and K. Heime. Mater. Sci. and Eng., **B80**, 322 (2001).

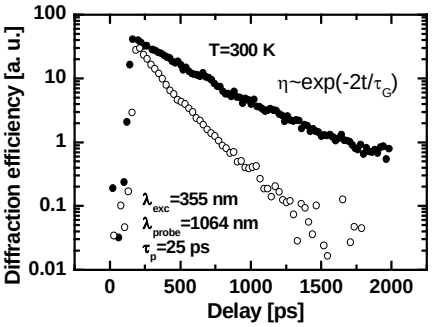


Fig. 1. Grating diffraction efficiency as a function of probe pulse delay.

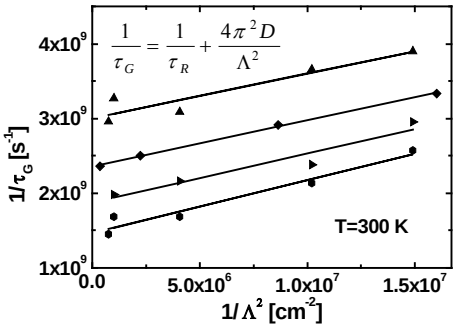


Fig. 2. Dependences of inverse grating decay time on $1/\Lambda^2$.

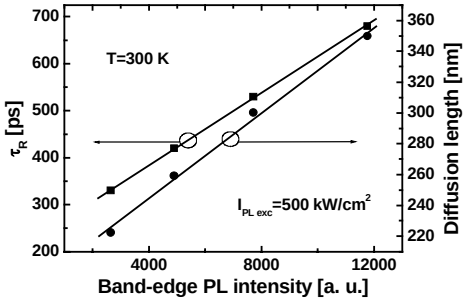


Fig. 3. Carrier lifetime and diffusion length versus band-edge PL intensity.

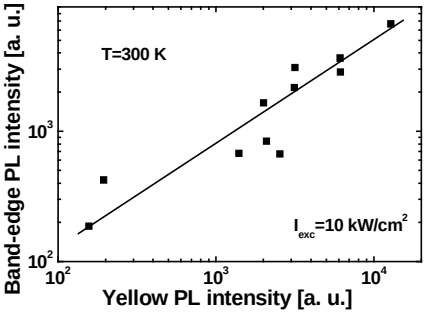


Fig. 4. Band-edge PL intensity versus yellow PL intensity for 11 samples.

Установлена корреляция между временами жизни носителей, длиной биполярной диффузии, измеренной методом «light-induced transient grating», а также интенсивностью краевой и «желтой» полос фотолюминесценции в специально не легированных эпитаксиальных слоях GaN на сапфире. Большие времена рекомбинации носителей и длины диффузии соответствуют большим интенсивностям краевой и «желтой» полос люминесценции. Данное соотношение «желтой» полосы люминесценции с остальными измеряемыми параметрами может быть связано с различной плотностью дислокаций в исследованных образцах, вызывающей падение эффективности как краевой, так и «желтой» люминесценции.

(русский текст – ред. сборника)

ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ GaN, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ ХЛОРИД-ГИДРИДНОЙ ЭПИТАКСИИ, МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИМИ И РЕНТГЕНОВСКИМИ МЕТОДАМИ

Л.И.Дьяконов, Ю.П.Козлова, А.В.Марков,М.В.Меженный, В.Ф.Павлов, Т.Г.Югова*
ФГПУ «Гиредмет», Москва, Б.Толмачевский, 5
E-mail: icpm@girmet.ru

Выращивание толстых (толщиной в несколько сотен мкм) эпитаксиальных слоев GaN представляет интерес с точки зрения возможности получения т.н. «квазиподложек» - пластин GaN, полученных отделением от исходной инородной подложки и подготовленных для последующего эпитаксиального наращивания. Для выращивания толстых слоев GaN была реализована «классическая» схема хлорид-гидридного процесса в потоке газа-носителя N_2 с использованием в качестве исходных реагентов NH_3, HCl и Ga. Процесс проводили в вертикальном кварцевом реакторе. В качестве подложек использовали пластины сапфира диаметром 2 дюйма с ориентацией поверхности (0001).

Исследования структуры слоев проводили методом избирательного химического травления с последующим анализом картин травления с помощью оптической и атомно-силовой микроскопии. Отработаны режимы селективного травления слоев GaN в расплавах KOH и KOH+NaOH. Выявлено хорошее совпадение данных по плотности дислокаций, полученных просвечивающей электронной микроскопией и селективным травлением.

Для определения совершенства структуры слоев GaN снимали также кривые дифракционного отражения (КДО) с симметричным отражением (0002) и кососимметричным отражением (1105) с излучением Cu $K_{\alpha 1}$. Дефектность слоя оценивали по величине полуширины КДО ($b_{h/2}$). Знак радиуса изгиба кристаллографических плоскостей (0001) подложки контролировали с использованием двулучевой схеме измерения радиуса кривизны в отражении (0006) от подложки Al_2O_3 (Mo $K_{\alpha 1}$ излучение).

На поверхности эпитаксиальных слоев GaN наблюдаются пирамиды роста различного типа, которые отличаются типом дефектов, находящихся в вершине пирамид: инверсионные домены, ямы роста, трещины, паразитные кристаллиты. Кроме этого на поверхности слоев GaN наблюдаются области мозаичной структуры и ямы роста. Проблема трещинообразования при выращивании толстых слоях GaN является весьма актуальной. Трещины в виде сетки с тройной симметрией образуются как в процессе роста слоев, так и в процессе охлаждения структуры и могут приводить к разрушению всей структуры. Использование вертикального реактора с подложкой, расположенной снизу под потоками реагентов, приводит к появлению в структурах большого количества паразитных кристаллитов. Более 90% всех кристаллитов имеют прямоугольную форму, что свидетельствует о том, что эти кристаллиты имеют кубическую структуру, и только менее 10% имеют гексагональную структуру.

С помощью селективного травления на поверхности слоев GaN выявляются крупные ямки (размером до 1 мкм) с плоским дном, которые образуются вокруг нанотрубок. В местах выхода на поверхность дислокаций винтового или смешанного типов выявляются ямки с острым дном размером 100-300 нм, имеющие четкую гексагональную огранку. На краевых дислокациях выявляются ямки размером 30-50 нм, видимые только с помощью атомно-силового микроскопа. Плотность дислокаций уменьшается от 10^{10} до $1{\cdot}10^7$ $см^{-2}$ с ростом толщины слоя от 1 до 400 мкм, при этом плотность краевых дислокаций спадает практически до нуля при толщине слоя более 5 мкм.

Показано, что полуширина кривых качания уменьшается с ростом толщины слоя от 1060″ до 210″ при увеличении толщины слоя от 1 до 300 мкм. Плотность винтовых дислокаций, рассчитанная по уширению кривых качания, коррелирует с плотностями дислокаций, определенными по ямкам травления при толщинах более 5 мкм. В более тонких слоях плотность винтовых дислокаций, определенных по кривым качания, значительно ниже плотности дислокаций, определенной по ямкам травления. Этот факт подтверждает наличие в этих структурах значительной плотности краевых дислокаций.

Измерение радиуса изгиба структур показало, что кривизна структуры меняется не монотонно. Структуры, толщина слоев в которых менее 2-3 мкм вогнута со стороны слоя, т.е. слой находится под действием растягивающих напряжений. При толщинах слоя больше 4-5 мкм структуры выпуклы со стороны слоя, т.е. слой находится под действием сжимающих напряжений. В интервале толщин 2-5 мкм структура практически полностью выпрямляется.

Работа выполнена при поддержке РФФИ: гранты 05-02-08015 и 06-02-16212.

STUDY OF HVPE GaN EPILAYERS STRUCTURE BY METALLOGRAPHIC AND X-RAY METHODS

L.I.Dyakonov, Yu.H.Kozlova, A.V.Markov, M.V.Mezhennyi, V,F.Pavlov, T.G.Yugova
Institute of Rare Metalls, Moscow
B.Tolmachevski,5

GaN epilayers grown by hydride vapor phase epitaxy in vertical reactor was studied using selective etching in molten KOH and KOH+NaOH eutectic and x-ray diffraction techniques.

The surface morphology defects were classified. The main types of defects revealed by chemical etching are nanopipes and dislocations (both edge and screw type). Effect of epilayer thickness on dislocation density on the epilayer surface was demonstrated. It was also showed that the width of half maximum of rocking curve and the radius of structure curvature depend on epilayer thickness.

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКООМНЫХ СЛОЕВ GaN(Fe), ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИИ

А.Я. Поляков [1*], ***Н.Б. Смирнов*** [1], ***А.В. Говорков*** [1], ***А.В. Марков*** [1], ***A.M. Dabiran*** [2], ***A.M. Wowchak*** [2], ***P.P. Chow*** [2]

1. Государственный научный центр РФ, ФГУП «Гиредмет», г.Москва, 119017, Б.Толмачевский пер., д.5, Россия (* e-mail:polyakov@girmet.ru)

2. SVTA, Inc, 7120, Executive Dr., Eden Prairie, MN 55344, USA

Получение изолирующих буферных слоев GaN принципиально важно для хорошей работы транзисторов AlGaN/GaN. Хотя несколькими группами была продемонстрирована возможность выращивания таких высокоомных слоев без специального легирования, диапазон технологических параметров, позволяющий решить поставленную задачу, обычно достаточно узкий и результат оказывается чувствительным к предыстории: числу и типу предыдущих процессов, смене источников и т.д. Более устойчивы процессы, в которых высокоомные слои получаются компенсацией преобладающего фона остаточных доноров примесями, создающими глубокие уровни: цинк железо, углерод. При этом встает проблема выбора оптимального уровня легирования и условий выращивания, чтобы предотвратить нежелательные паразитные эффекты, связанные с проникновением легирующей примеси в рабочую область прибора, а также с захватом неравновесных носителей заряда ловушками в буферном слое.

В данной работе изучены электрические свойства и спектры глубоких уровней в высокоомных буферных слоях, легированных железом и полученных методом молекулярно-пучковой эпитаксии. Использовались двухслойные структуры, в которых нижний слой толщиной около 0.7 мкм сильно легирован железом, а последующий слой толщиной около 1.5 мкм специально ничем не легирован. Показано, что слоевое сопротивление таких структур превышает 10^{10}-10^{11} Ом/квадрат, по-видимому, вследствие диффузии железа из нижней, легированной части плёнки. Номинально нелегированные области подобных буферных слоёв могут иметь проводимость n-типа, с уровнем Ферми вблизи E_c-0.5 эВ, или проводимость p-типа, с уровнем Ферми около E_v+0.6 эВ. Измерение спектров глубоких уровней показывает, что в первом случае преобладающими ловушками являются центры с энергией активации около 0.24 эВ, 0.29 эВ, 0.5-0.55 эВ, среди которых последние, по-видимому, связаны с железом. В плёнках с дырочной проводимостью преобладают глубокие ловушки с энергией активации около 0.6 эВ и около 1 эВ.

Изучены также электрические характеристики легированных кремнием тонких (0.5 мкм) пленок n-GaN, выращенных на подобных высокоомных буферных слоях, и изучено влияние температуры источника железа на концентрацию и подвижность электронов и спектры глубоких уровней в n-GaN.

Работа в «Гиредмет» выполнена при частичной поддержке фонда РФФИ (гранты 04-02-16510, 05-02-08015, 06-02-16212 и 07-02-00408) и фонда МНТЦ (грант 3029).

ELECTRICAL PROPERTIES OF SEMI-INSULATING GaN (Fe) LAYERS GROWN BY MOLECULAR BEAM EPITAXY

A.Y. Polyakov [1*], ***N.B. Smirnov*** [1], ***A.V. Govorkov*** [1], ***A.V. Markov*** [1], ***A.M. Dabiran*** [2], ***A.M. Wowchak*** [2], ***P.P. Chow*** [2]

1. Institute of Rare Metals “Giredmet”, Moscow, 119017, B. Tolmachevsky, 5, Russia (* e-mail:polyakov@girmet.ru)

2. SVTA, Inc, 7120, Executive Dr., Eden Prairie, MN 55344, USA

It is shown that semi-insulating buffer layers with the sheet resistivity exceeding 10^{10} Ω/□ can be grown by MBE using Fe doping. To avoid detrimental effects due to high Fe concentration in the active regions of AlGaN/GaN HEMTs the structures consist of two layers, one, lower, heavily doped with Fe and the other, upper, nominally undoped. We present the results on the temperature dependence of conductivity and on deep traps spectra in such buffer layers. Effects of Fe concentration in these buffers on electrical properties of lightly n-type doped GaN films prepared on them are analyzed.

ПРИМЕСИ И ДЕФЕКТЫ С ГЛУБОКИМИ УРОВНЯМИ В НИТРИДАХ ЭЛЕМЕНТОВ III ГРУППЫ И В ПРИБОРНЫХ СТРУКТУРАХ НА ИХ ОСНОВЕ

А.Я. Поляков**, *Н.Б. Смирнов, А.В. Говорков, М.Г. Мильвидский
Государственный научный центр РФ, ФГУП «Гиредмет», г.Москва, 119017,
Б.Толмачевский пер., д.5, Россия (* e-mail:polyakov@girmet.ru)

В докладе обобщены результаты оригинальных исследований природы глубоких центров, наблюдаемых в структурах на основе GaN и в приборах на их основе. Обсуждаются проблемы, связанные с влиянием дислокаций на формирование спектров глубоких уровней в широкозонных нитридах. На основании сопоставления спектров электронных и дырочных ловушек в нитриде галлия с плотностью дислокаций, различающейся на многие порядки величины, выявлены центры, которые могут быть связаны с дислокациями. Это электронные ловушки с энергией активации 0.6 эВ и 1-1.2 эВ, широкая полоса дырочных ловушек, простирающаяся от ~0.2 эВ до ~0.8 эВ от края валентной зоны, и дырочные ловушки с уровнем ~0.9 эВ от валентной зоны. Показано, что дислокации играют роль центров безызлучательной рекомбинации и увеличивают токи утечки в приборах. Кроме того, дислокации, при их большой плотности, могут являться центрами компенсации в нелегированных и в слаболегированных областях приборных композиций.
Значительное внимание уделено рассмотрению центров, играющих важную роль в формировании свойств полевых транзисторов на базе гетеропереходов AlGaN/GaN. Это дефекты и примеси, обеспечивающие компенсацию проводимости и высокое удельное сопротивление буферных слоёв в таких приборах, а также центры, наличие которых приводит к явлениям, объединяемым общим термином «коллапс» ВАХ. При анализе механизмов компенсации в полуизолирующем нитриде галлия оценен вероятный вклад различных собственных структурных дефектов с глубокими уровнями и факторы, которые могут способствовать образованию таких дефектов. В дополнение обсуждаются возможности компенсации с участием примесей, создающих глубокие центры. При рассмотрении явлений, ответственных за коллапс ВАХ, приведены полученные нами данные о ловушках, присутствующих в барьерных слоях AlGaN и способных оказывать влияние на протекание тока либо посредством захвата горячих электронов из канала транзистора либо в результате туннельного захвата электронов из затвора. Обсуждаются возможности пассивации подобных дефектов с помощью нанесения диэлектрических слоёв Sc_2O_3, MgScO, а также связанные с этим вопросы о спектре интерфейсных состояний в МДП-структурах, формируемых с использованием подобных покрытий.
В заключение рассмотрены некоторые особенности радиационного дефектообразования в GaN. Обсуждается влияние типа и энергии облучающих частиц на спектр радиационных дефектов, приведены данные о влиянии структурного совершенства пленок на радиационную стойкость материала.
Работа в институте «Гиредмет» выполнялась при частичной поддержке фондов РФФИ (гранты 04-02-16510, 05-02-08015) и МНТЦ (грант 3029).

DEEP LEVEL IMPURITIES AND DEFECTS IN GROUP III-NITRIDES AND IN NITRIDE-BASED DEVICES

A.Y. Polyakov**, *N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, M.G. Milvidskii
Institute of Rare Metals "Giredmet" Moscow, 119017, B. Tolmachevsky, 5, Russia
(* e-mail:polyakov@girmet.ru)

This talk is a review of the studies performed at "Giredmet" on deep level impurities and defects in GaN and related materials and devices. Specifically, we address the issues of dislocations-related deep centers in GaN, of defects in AlGaN/GaN heterojunctions as pertinent to obtaining the high resistivity of buffer layers in microwave HEMT structures and to current collapse phenomena in these devices. Recent results on radiation defects formation in III-nitrides are also surveyed.

РАДИАЦИОННОЕ ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В НИТРИДЕ ГАЛЛИЯ: ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОВЕРШЕНСТВА ИСХОДНЫХ КРИСТАЛЛОВ

А.Я. Поляков [1*], ***Н.Б. Смирнов*** [1], ***А.В. Говорков*** [1], ***А.В. Марков*** [1], ***Т.Г. Югова*** [1], ***Н.Г. Колин*** [2], ***Д.И. Меркурисов*** [2], ***В.М. Бойко*** [2], ***In-Hwan Lee*** [3], ***S.J. Pearton*** [4], ***В.Т. Бублик*** [5], ***К.Д. Щербачев*** [5], ***М.И. Воронова*** [5]

1. Государственный научный центр РФ, ФГУП «Гиредмет», г.Москва, 119017, Б.Толмачевский пер., д.5, Россия (* e-mail:polyakov@girmet.ru)
2. Филиал ФГУП «НИФХИ им. Л.Я. Карпова», г. Обнинск 249033, Калужская обл., Киевское шоссе, Россия
3. School of Advanced Materials Engineering and Research Center for Advanced Materials Development, Engineering College, Chonbuk National University, Chonju 561-756, Korea
4. Department of Materials Science and Engineering, University of Florida, Gainesville, FL 32611 USA
5. Московский Институт Стали и Сплавов, Москва, Ленинский пр. , д.4, Россия

Нитрид галлия – один из важнейших полупроводниковых материалов, широко используемый в светоизлучающих устройствах и фотодетекторах на УФ/видимую области спектра, а также в мощных транзисторах, работающих при высоких частотах и при температурах до 500^{o}C. Для всех таких приложений радиационная стойкость приборов является важным фактором. Поэтому исследование воздействия радиации на характеристики нитрида галлия представляет большой научный и практический интерес.

В данной работе сравниваются эффекты облучения быстрыми нейтронами на электрические характеристики и спектры глубоких уровней в пленках нитрида галлия, выращенных с помощью стандартной МОС-гидридной эпитаксии, с соответствующими свойствами пленок, полученных с использованием техники селективного латерального заращивания (т.н. ELOG технология). Показано, что в обоих типах образцов при облучении наблюдается уменьшение концентрации электронов, причем скорость удаления для обычного материала примерно в 5 раз выше, чем для образцов ELOG (5 см$^{-1}$ по сравнению с 1 см$^{-1}$). После облучения большими флюенсами нейтронов оба типа пленок становятся высокоомными полуизоляторами с электронным типом проводимости и уровнем Ферми, закрепленным около E_c-1 эВ, но несколько более глубоко в ELOG материале, чем в стандартных образцах (E_c – 0.95 эВ в первом случае по сравнению с E_c-0.8 эВ во втором). В спектрах глубоких уровней преобладающими эффектами является введение электронных ловушек с уровнем E_c-0.8 эВ в стандартном материале и дополнительно к ним ловушек с уровнем E_c-1.0 эВ в ELOG образцах. Кроме того, в обоих типах пленок вводятся дырочно-подобные ловушки, с которыми тесно связаны замороженная фотоёмкость и фотопроводимость. Скорости введения всех обнаруженных радиационных дефектов в стандартных плёнках в несколько раз ниже, чем в ELOG образцах, но в том и в другом случае эти скорости введения глубоких центров гораздо меньше скорости удаления электронов. После облучения большими дозами нейтронов наблюдается также заметное возрастание параметра решетки, более ярко выраженное в обычном материале и свидетельствующее о преобладании радиационных дефектов междоузельного типа. Помимо этого обнаружено и возрастание плотности дислокаций в малодислокационных областях ELOG пленок, но не в высокодислокационных областях и не в стандартных пленках с высокой плотностью дислокаций.

Наблюдаемые явления объясняются преобладающим образованием при нейтронном облучении разупорядоченных областей (РО) с уровнем Ферми в ядре РО, закрепленным вблизи радиационных дефектов, предположительно связанных с междоузельными атомами галлия и азота. Причины, приводящие к повышенной радиационной стойкости слоёв ELOG с более низкой, чем в обычных слоях плотностью дислокаций, нуждаются в дальнейшем изучении. Однако сам факт большей радиационной устойчивости ELOG плёнок представляется важным с точки зрения выбора оптимальных материалов для изготовления радиационно-стойких приборов.

Работа в институте «Гиредмет» выполнялась при частичной поддержке фондов РФФИ (грант 04-02-16510, 05-02-08015, 06-02-16212) и МНТЦ (грант 3029).

RADIATION DEFECTS FORMATION IN GALLIUM NITRIDE: EFFECTS OF CRYSTALLINE PERFECTION

***A.Y. Polyakov*[1*], *N.B. Smirnov*[1], *A.V. Govorkov*[1], *A.V. Markov*[1], *T.G. Yugova*[1], *N.G. Kolin*[2], *D.I. Merkurisov*[2], *V.M. Boiko*[2], *I-H. Lee*[3], *S.J. Pearton*[4], *V.T. Bublik*[5], *K.D. Sherbatchev*[5], *M.I. Voronova*[5]**

1.Institute of Rare Metals, Moscow, 119017, B. Tolmachevsky, 5, Russia (E-mail:polyakov@girmet.ru)

2.Obninsk Branch of Federal State Unitary Enterprise, Karpov Institute of Physical Chemistry, 249033 Obninsk, Kaluga region, Kiev Avenue, Russia

3.School of Advanced Materials Engineering and Research Center for Advanced Materials Development, Engineering College, Chonbuk National University, Chonju 561-756, Korea

4.Department of Materials Science and Engineering, University of Florida, Gainesville, FL 32611 USA

5.Department of Semiconductor Science and Engineering, Moscow Institute of Steel and Alloys (Technical University), Moscow, 119017, Leninsky Ave, 4, Russia

Fast neutron radiation effects are compared for standard MOCVD grown n-GaN films with dislocation density~10^8 cm^{-2} and for low dislocation density (~5×10^6 cm^{-2}) ELOG layers. It is shown that the main radiation defects responsible for the carrier removal in both cases are disordered regions with the Fermi level in the core of the region pinned near E_c-1 eV. Lattice parameter measurements suggest that the dominant defects in disordered regions are of interstitial type. The carrier removal rate and the introduction rate of deep centers are found to be much lower for the low dislocation density ELOG material compared to the standard MOCVD samples.

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $In_xGa_{1-x}N$

Т.А. Комиссарова*[1], Н.Н. Матросов[1], Л.И. Рябова[1], Д.Р. Хохлов[1], В.Н. Жмерик[2], С.В. Иванов[2]

1. МГУ им. М.В. Ломоносова, 119992, Москва, Россия,
e-mail: komissarova@mig.phys.msu.ru
2. ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021, Санкт-Петербург, Россия

В настоящее время пленки нитрида индия демонстрируют электронную проводимость с достаточно большими концентрациями носителей заряда (n) практически независимо от метода получения. В широком диапазоне температур значение n остается практически постоянным [1,2]. Это соответствует сильно вырожденному полупроводнику. В то же время, в нитриде галлия концентрация и подвижность носителей заряда μ зависят от температуры. Это позволяет получить информацию об энергетическом спектре и механизмах рассеяния в данном материале. Таким образом, появляется возможность изучить электронные свойства InN, исследуя твердые растворы InGaN, двигаясь от GaN к InN.

В настоящей работе были исследованы эпитаксиальные пленки $In_xGa_{1-x}N$, выращенные методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) на сапфире c-Al_2O_3 с буферным слоем GaN (МПЭ). Кроме того, были исследованы пленки GaN (МПЭ) и $In_{0.14}Ga_{0.86}N$ (МПЭ), выращенные на сапфире с предварительно осажденным методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений (МОГФЭ) буферным слоем GaN. Эти структуры использовалась для определения влияния промежуточного слоя на электрофизические параметры исследуемых пленок. Среднее содержание индия x в твердом растворе $In_xGa_{1-x}N$ варьировалось от 0 до 1. Толщина пленок изменялась в пределах (60-1070) нм.

Для проведения электрофизических измерений к поверхности пленок квадратной формы припаивались индиевые контакты. Измерения температурных зависимостей сопротивления и коэффициента Холла проводились в интервале температур (300-77) К, в магнитном поле 500 Э в геометрии Van der Pauw.

Обнаружено, что температурные зависимости сопротивления и коэффициента Холла имеют активационный участок в области высоких температур при $x \leq 0.4$. Энергия активации E_A, которая определялась из соотношения $n \propto exp(-E_A/kT)$, линейно зависит от x. При дальнейшем увеличении концентрации индия в твердом растворе сопротивление и коэффициент Холла практически перестают зависеть от температуры.

Подвижность носителей заряда в пленках, выращенных на подложке GaN(МОГФЭ)/Al_2O_3, существенно выше подвижности носителей в образцах, выращенных на сапфире. Это может свидетельствовать об уменьшении количества дефектов в пленках GaN и InGaN при использовании промежуточного (буферного) слоя нитрида галлия, выращенного методом МОГФЭ.

Температурная зависимость подвижности всех исследованных образцов может быть аппроксимирована зависимостью $\mu \propto T^p$.

Обнаружено, что основной механизм рассеяния носителей зависит от температуры, от используемой подложки, от среднего содержания индия в твердом растворе (Табл.1).

Таблица.1.

Подложка	x	P	
		(77-200) K	**(200-300) K**
GaN(МОГФЭ)/Al_2O_3	0	3/2	-1/2
	0.14	3/2	0
		(77-150) K	**(150-300) K**
Al_2O_3	0	1/2	-1/2
	>0.25	0	0

При высоких температурах в пленках GaN основным механизмом рассеяния является рассеяние на оптических и акустических фононах. При понижении температуры в случае структур, выращенных на подложке GaN(МОГФЭ)/Al_2O_3, преобладающим становится рассеяние на заряженной примеси. Если в качестве подложки используется сапфир, то в области температур (77-150) К в пленке GaN показатель степени p в формуле для подвижности равен 1/2, что, видимо, соответствует смешанному механизму рассеяния на заряженной и нейтральной примеси, а в пленках $In_xGa_{1-x}N$ при различных x основным механизмом является рассеяние на нейтральной

примеси. При высоких температурах в твердых растворах $In_xGa_{1-x}N$, независимо от используемой подложки, преобладает рассеяние на нейтральной примеси.

Таким образом, при $x \leq 0.4$ сопротивление и коэффициент Холла $In_xGa_{1-x}N$ имеют активационные участки, причем энергия активации линейно зависит от x. При $x \sim 0.5$ сопротивление и коэффициент Холла практически перестают зависеть от температуры. Основной механизм рассеяния зависит от температуры, плотности дефектов, задаваемой, по-видимому, наличием или отсутствием промежуточного слоя GaN(МОГФЭ), а также от содержания индия в твердом растворе $In_xGa_{1-x}N$.

[1] C.H. Swartz, R.P. Tompkins, N.C. Giles. Jour. Cryst. Growth, **269**, 29 (2004).
[2] S.P. Fu, Y.F. Chen. Appl. Phys. Lett., **85**(9), 1523 (2004).

ELECTROPHYSICAL PROPERTIES OF SOLID SOLUTIONS $In_xGa_{1-x}N$

T.A. Komissarova*[1], N.N. Matrosov[1], L.I. Ryabova[1], D.R. Khokhlov[1], V.N. Jmerik[2], S.V. Ivanov[2]
1. Moscow State University, 119992 Moscow, Russia
e-mail: komissarova@mig.phys.msu.ru
2. Ioffe Physico-Technical Institute Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia.

We have investigated $In_xGa_{1-x}N$ solid solutions grown by molecular-beam epitaxy (MBE) on sapphire c-Al_2O_3 with a GaN(MBE) buffer layer. Besides we have investigated GaN film and $In_{0.14}Ga_{0.86}N$ film growing on GaN(MOCVD)/Al_2O_3 template. We have measured temperature dependence of the Hall coefficient and resistivity within the (300-77) K temperature range in magnetic field 500 Oe in the Van der Pauw geometry. It has been found that the temperature dependence of the Hall coefficient and resistivity has an activation region at $x \leq 0.4$, with the activation energy depending linearly on x. At $x \sim 0.5$ activation part disappears. The main scattering mechanisms in the InGaN films depend on temperature, defect density determined by the GaN underlying layers and the In content x.

ДИНАМИКА РЕШЕТКИ И РАМАНОВСКИЕ СПЕКТРЫ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ InGaN

А.Н. Смирнов [1*], ***В.Ю. Давыдов*** [1], ***И.Н. Гончарук*** [1], ***М.А. Яговкина*** [1],
Е.Е. Заварин [1], ***М.А. Синицин*** [1], ***М.Б. Смирнов*** [2]
[1] Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021, Санкт-Петербург, Россия
[2] Институт физики им. В.А.Фока, СПбГУ, 198504, Санкт-Петербург, Россия
[*]e-mail: alex.smirnov@mail.ioffe.ru

Введение. Твердые растворы типа $A_xB_{1-x}N$ (A, B=Al, Ga, In) привлекают к себе значительное внимание как перспективный материал для создания оптоэлектронных устройств. Ранее было продемонстрировано, что рамановская спектроскопия является эффективных методом количественной диагностики этих соединений [1]. Результаты расчетов динамики решетки нитридных твердых растворов в рамках модели изосмещения случайных элементов (REI) наиболее полно представлены в работе [2]. Однако эта модель включает в себя процедуру усреднения разупорядоченных конфигураций и поэтому не позволяет делать интерпретацию спектральных особенностей на микроскопическом уровне. Целью нашей работы было проведение экспериментальных и теоретических исследований динамики решетки InGaN направленных на создание количественного микроскопического метода характеризации структур на их основе.

Образцы. Твердые растворы $In_xGa_{1-x}N$ в диапазоне состава $0.35<x<0.95$ были выращены методом PA MBE [3], а слои с составом $0.05<x<0.30$ – методом MOCVD на подложке $(0001)Al_2O_3$. Толщина слоев составляла 0.2-0.5 мкм. Все твердые растворы были нелегированными с концентрацией свободных электронов от $1\cdot10^{18}$ до $5\cdot10^{19}$ см$^{-3}$. Состав $In_xGa_{1-x}N$ определялся на основе данных обратного резерфордовского рассеяния дейтронов и рентгеновской дифракции.

Модель. Наши расчеты проводились в рамках модели жестких ионов и поляризуемых связей [4] для бесконечной периодической решетки, элементарная ячейка которой представляла собой суперячейку, состоящую из 3×3×2 элементарных ячеек гексагональной решетки чистых нитридных кристаллов. Суперячейка содержала 36 катионных позиций, которые случайным образом заселялись атомами Ga и In в соответствии с составом *x*. Для каждого значения *x*, выбирая катионные позиции, занятые разными атомами, мы стремились придерживаться условия однородности раствора, которое можно сформулировать следующим образом: доли разных координационных полиэдров аниона (в нашем случае тетраэдров NGa_4, NGa_3In, NGa_2In_2, $NGaIn_3$ и NIn_4) должны соответствовать их концентрации в бесконечной решетке со случайным заселением катионных позиций.

Результаты. На рисунке 1(a) представлены модельные рамановские спектры, рассчитанные для фонона симметрии $A_1(TO)$. Видно, что при $0.6<x<1$ в спектрах отчетливо наблюдается линия, связанная с колебаниями подрешетки InN. При уменьшении содержания In эта линия монотонно сдвигается в высокочастотном направлении, а ее интенсивность уменьшается. При некотором значении *x* в спектре появляется высокочастотная линия, которая связана с колебаниями $A_1(TO)$ GaN-типа. При дальнейшем уменьшении содержания In интенсивность этой линии увеличивается, а ее частота становится близкой к ее значению в GaN. Таким образом, можно сделать вывод о двухмодовом характере поведения фононной моды симметрии $A_1(TO)$. Кроме этого, расчеты показывают, что при низком содержании In в спектрах должны появляться дополнительные линии, которые показаны на рисунке 1(a) стрелками. Чтобы прояснить природу этих линий был выполнен расчет собственных векторов атомных колебаний. Анализ полученной картины атомных смещений показал, что дополнительные линии связаны с колебаниями, локализованными в тетраэдрах типа $NInGa_3$. Аналогичное поведение наблюдается для мод симметрии $E_2(high)$ и $E_1(TO)$. Модельные спектры, рассчитанные для фононов симметрии $A_1(LO)$ и $E_1(LO)$, показаны на рисунках 1(b) и 1(c). В спектрах наблюдается одиночная линия, которая при уменьшении содержания In монотонно сдвигается от положения в InN до положения в GaN. Такая картина характерна для одномодового поведения фононов в твердых растворах. Полная картина поведения высокочастотных оптических фононных мод в $In_xGa_{1-x}N$ от состава *x* представлена на рисунке 2.

Изучение экспериментальных поляризованных рамановских спектров $In_xGa_{1-x}N$ при низком содержании In ($0<x<0.2$) выявило полное согласие с правилами отбора для кристаллов, обладающих гексагональной симметрией. В этом диапазоне составов нам удалось зарегистрировать все оптические фононы, разрешенные правилами отбора. На слоях $In_xGa_{1-x}N$ с составом $0.5<x<1$ и концентрацией свободных носителей ~$1\text{-}5\cdot10^{18}$ см$^{-3}$ в геометрии эксперимента, когда падающий и рассеянный свет распространяются вдоль гексагональной оси, согласно правилам отбора можно получить информацию только о фононах $E_2(high)$ и $A_1(LO)$. Для того чтобы получить информацию о фононе симметрии $A_1(TO)$, который распространяется перпендикулярно гексагональной оси, нами

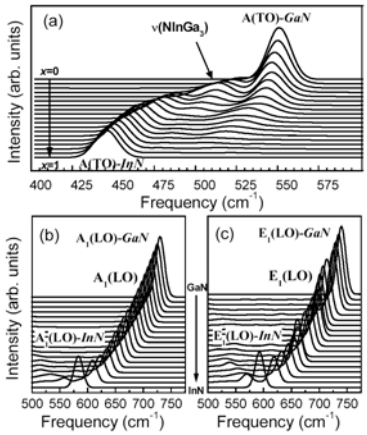


Рис.1. Рассчитанные рамановские спектры твердых растворов $In_xGa_{1-x}N$ для оптических фононов (a) $A_1(TO)$, (b) $A_1(LO)$, и (c) $E_1(LO)$.

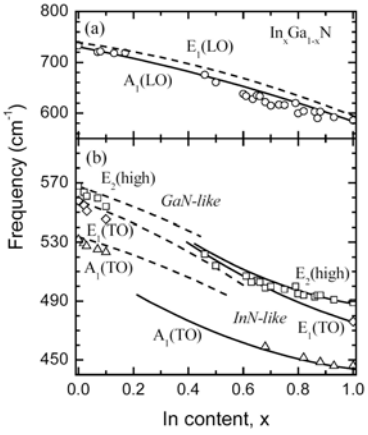


Рис.2. Частоты оптических фононов твердых растворов $In_xGa_{1-x}N$ в зависимости от состава *x*: линии – расчет, значки – эксперимент.

были проведены исследования слоев InGaN с высокой концентрацией свободных электронов (~$5\cdot10^{19}$ $см^{-3}$). В этом случае в рамановских спектрах наблюдается нижняя плазмон-$A_1(LO)$ фононная мода, а ее положение при такой концентрации носителей близко к положению фонона $A_1(TO)$. Таким образом, нам удалось проследить поведение фононов $E_2(high)$, $A_1(TO)$ и $A_1(LO)$ в широком диапазоне составов *x* (см. рис.2). Полученные данные для фононов $E_2(high)$, $A_1(TO)$ и $A_1(LO)$ хорошо согласуются с результатами расчетов. Следует отметить, что одномодовый характер поведения LO фононов является благоприятным фактором для количественной оценки состава InGaN по данным раман-спектроскопии. В то же время нам не удалось обнаружить в экспериментальных спектрах проявления дополнительных линий связанных с колебаниями, локализованными в тетраэдрах типа $NInGa_3$. Можно предположить, что это связано с их низкой интенсивностью. Для подтверждения существования локализованных колебаний требуется проведение дополнительных экспериментов.

Заключение. Экспериментальные и теоретические исследования твердых растворов $In_xGa_{1-x}N$ выявили одномодовый характер поведения для LO фононов и двухмодовый для TO фононов. Выявленные композиционные зависимости оптических фононов могут быть использованы для оценки состава $In_xGa_{1-x}N$ методом рамановской спектроскопии.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант 06-02-17240) и программ РАН “Квантовые наноструктуры” и “Новые материалы и структуры”.

[1] V.Yu. Davydov, I.N. Goncharuk, A.N. Smirnov *et al.*, Phys.Rev.B, **65**, 125203 (2002).
[2] H. Grille, Ch. Schnittler, and F. Bechstedt, Phys. Rev. B, **61**, 6091 (2000).
[3] H. Lu, W.J. Schaff, J. Hwang, H. Wu, G. Koley, and L.E. Eastman, Appl. Phys. Lett., **79**, 1489 (2001).
[4] V.Yu. Davydov, Yu.E. Kitaev, I.N. Goncharuk, A.N. Smirnov *et al*,. Phys.Rev.B, **58**, 12899 (2002).

LATTICE DYNAMICS AND RAMAN SPECTRA OF InGaN ALLOYS

A.N. Smirnov [1], ***V.Yu. Davydov*** [1], ***I.N. Goncharuk*** [1], ***M.A. Yagovkina*** [1], ***E.E. Zavarin*** [1], ***M.A. Sinitsyn*** [1], ***and M.B. Smirnov*** [2]
[1] A.F.Ioffe Physico-Technical Institute, 194021, St.Petersburg, Russia
[2] Fock Institute of Physics, SPb State University, 198504, St.Petersburg, Russia

Composition effect on the Raman spectra of InGaN alloys is theoretically studied with a rigid-ion model within a finite super-cell and a random-element isodisplacement approximations. Complex structure arising from the vibrations localized on different structural clusters is predicted for $A_1(TO)$ and $E_1(TO)$ Raman spectra. It was demonstrated that the results of the combined experimental and theoretical studies of the lattice dynamics of $In_xGa_{1-x}N$ alloys can be used for quantitative characterization of these materials by using the Raman spectroscopy technique.

НАКОПЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В МПЭ СЛОЯХ GaN ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ ЭРБИЯ

Н.А. Соболев**, *В.И. Сахаров, И.Т. Серенков
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия
*E-mail: nick@sobolev.ioffe.rssi.ru

Основное достоинство светоизлучающих структур на основе легированных эрбием слоев широкозонных полупроводников заключается в узкой линии люминесценции, независимости длины волны излучения от температуры и отсутствии эффекта температурного гашения интенсивности люминесценции. Поэтому обусловленная переходами ионов Er^{3+} из первого возбужденного состояния $^4I_{13/2}$ в основное состояние $^4I_{15/2}$ внутрицентровая люминесценция на длине волны 1.54 мкм, соответствующей окну прозрачности волоконно-оптических линий связи, интенсивно исследовалась в легированных эрбием слоях GaN [1-3]. Одним из способов легирования эрбием является метод ионной имплантации. Однако оказалось, что интенсивность люминесценции в имплантированных структурах не достаточно высокая. Это может быть обусловлено структурными дефектами, образующимися в процессе ионной имплантации и последующих отжигов. Систематических исследований таких дефектов не проводилось. Цель настоящей работы заключалась в исследовании дефектной структуры эпитаксиальных слоев GaN, имплантированных ионами Er.

Слои GaN толщиной 3 мкм были выращены методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (MOCVD) на модифицированной установке Epiquip VP-50 RP с горизонтальным кварцевым реактором и графитовым держателем, имеющим индукционный нагрев. Более подробно условия роста описаны в [3]. Ионы эрбия с энергией l МэВ и дозами (1-3)x10^{15} $см^{-2}$ имплантировались при комнатной температуре. Спектры обратного рассеяния протонов с энергией 230 кэВ измерялись в режимах каналирования, когда направление пучка совпадало с низкоиндексным направлением (100), и случайном, когда направление пучка составляло с низкоиндексным направлением угол не менее 7º. По данным каналирующего и случайного спектров проводился расчет распределения концентрации точечных дефектов по глубине выращенного слоя на основании метода, предложенного в [4].

На рис. 1 для эпитаксиального слоя GaN, имплантированного ионами Er с дозой 1x10^{15} $см^{-2}$, приведены спектры обратного рассеяния протонов, измеренные в случайном и каналирующем режимах. На рис. 2 построен профиль концентрации точечных дефектов в этом же образце, нормированной на концентрацию атомов в решетке GaN. Максимум дефектов наблюдается в области проецированного пробега ионов эрбия R_p ~ 150 нм. Наименьший уровень радиационных нарушений наблюдается на глубине ~ 30 нм. Увеличение дозы имплантации до 3x10^{15} $см^{-2}$ не изменяет концентрацию в максимуме, но сопровождается увеличением минимума нормированной концентрации точечных дефектов от 0.15 до 0.32.

В монокристаллическом Si накопление дефектов происходит совершенно иным путем. Максимум нарушений находится вблизи R_p и с ростом дозы растет до возникновения аморфного слоя. При дальнейшем увеличении дозы имплантации аморфный слой расширяется к поверхности.

Схожий характер накопления радиационных нарушений в слоях GaN наблюдался при имплантации при комнатной температуре более тяжелых ионов ^{198}Au с энергией 300 кэВ [5]. При дозе 6x10^{14} $см^{-2}$ формируются узкий аморфный слой около поверхности, в области R_p – слой с фиксированным уровнем дефектов (причем, уровень каналированного сигнала меньше уровня неориентированного сигнала) и между ними слой с меньшим уровнем нарушений. Увеличение дозы имплантации ионов Au до 1x10^{15} $см^{-2}$ практически не изменяет уровень нарушений в области R_p и приводит к росту нарушений в промежуточном слое. Анализ этих образцов методом просвечивающей электронной микроскопии подтвердил наличие аморфного поверхностного слоя и выявил в области максимальных объемных нарушений (вблизи R_p) образование больших планарных дефектов, которые не наблюдаются в переходном слое между поверхностью и R_p. Постоянство уровня радиационных нарушений в области R_p для доз 6x10^{14} - 1x10^{15} $см^{-2}$ авторы [5] объясняют эффективным динамическим отжигом радиационных дефектов в GaN. Эффект динамического отжига ранее наблюдался в монокристаллическом Si при высокотемпературной имплантации различных ионов [6]. Микроскопическая структура и механизм образования планарных дефектов как при имплантации Au в монокристаллический GaN [5], так и имплантации Er в эпитаксиальные слои GaN не поняты до настоящего времени и требуют дополнительного исследования. С

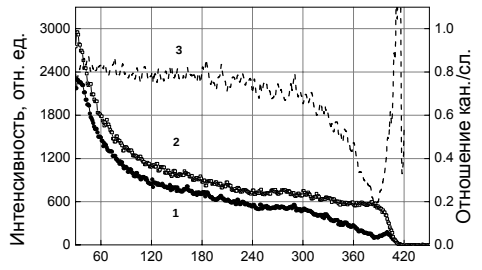


Рис. 1. Спектры обратного рассеяния протонов, измеренные в (1) каналирующем и (2) случайном режимах, и отношение амплитуд каналирующего и случайного сигналов (3) для дозы $1x10^{15}$ см$^{-2}$.

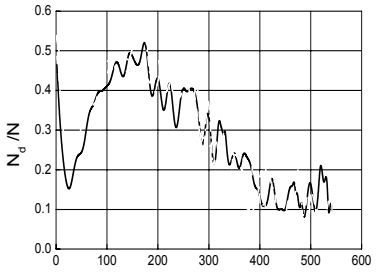


Рис. 2. Нормированный профиль концентрации точечных дефектов для того же образца.

энергетической точки зрения более выгодно образование таких планарных дефектов, чем образование аморфной фазы.

После имплантации на поверхности полупроводников мы наблюдали отдельные сферические выделения металлического Ga. Также необходимо учитывать, что в отличие от традиционных полупроводников, таких как Si, Ge и GaAs, III-нитриды априори имеют более сложную дефектную структуру до имплантации (наличие блочной структуры, огромной, на уровне ~ 10^9 см$^{-2}$, плотности дислокаций и т.д.).

Таким образом, установлены основные закономерности формирования дефектной структуры при имплантации ионов Er в эпитаксиальные слои GaN. Аморфизации имплантируемого слоя в исследованном диапазоне доз имплантации не происходит, что обусловлено более эффективным отжигом радиационных дефектов в GaN по сравнению с традиционными полупроводниками.

Авторы выражают благодарность В.В. Лундину и Н.М. Шмидт за предоставленные образцы, а Е.О. Паршину за проведение имплантации. Работа выполнена при частичной поддержке Регионального центра коллективного пользования "Материаловедение и диагностика в передовых технологиях".

1. J.T. Torvik, C.H. Qiu, R.J. Feuerstein, J.I. Pankove, F. Namavar. J. Appl. Phys., **81**, 6343 (1997).
2. S. Kim, S.J. Rhee, D.A. Turnbull, X. Li, J.J. Coleman, S.G. Bishop. Appl. Phys. Lett., **71**, 2662 (1997).
3. Н.А. Соболев, А.М. Емельянов, В.В. Лундин, В.И. Сахаров, И.Т. Серенков, А.С. Усиков. ФТП, **33**, 694 (1999).
4. L.C. Feldman, J.W. Mayer, S.T. Picraux. Materials Analysis by Ion Channeling. Academic Press, NY, 1982, 300p., Chapter 5, pp. 124-127.
5. S.O. Kucheyev, J.S. Williams, C. Jagadish, J. Zou, G. Li. Phys. Rev. B, **62**, 7510 (2000).
6. A. Brown, J.S. Williams. J. Appl. Phys., **81**, 7681 (1997).

ACCUMULATION OF STRUCTURAL DEFECTS IN MBE GaN LAYERS DURING ERBIUM ION IMPLANTATION

N.A. Sobolev**, V.I. Sakharov, I.T. Serenkov
Ioffe Physico-Technical Institute of Russian Academy of Sciences,
194021 Saint-Petersburg, Russia
*E-mail: nick@sobolev.ioffe.rssi.ru

Defect formation in epitaxial GaN layers implanted by Er ions with an energy of 1 MeV and doses of $(1\text{-}3)x10^{15}$ cm^{-2} has been studied by the 230 keV proton back scattering. A maximum relative concentration of displaced lattice atoms is equal to ~ 50 %, is observed in an area of the Er ion projected range and saturates at $1x10^{15}$ cm^{-2} dose. The lowest implantation damage is observed at a depth of ~ 30 nm and increases with an increasing dose.

СЕНСИБИЛИЗАЦИЯ ИЗЛУЧЕНИЯ И МЕХАНИЗМЫ МИГРАЦИИ ЭЛЕКТРОННЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ В КВАНТОВЫХ ЯМАХ InGaN/GaN, ЛЕГИРОВАННЫХ Eu.

В.В. Криволапчук, М.М. Мездрогина, В.В. Лундин
ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, vlad.krivol@mail.ioffe.ru

Существенной особенностью III-нитридов и структур на их основе является наличие встроенных пьезоэлектрических полей, которые влияют на характеристики спектров излучения, поглощения и динамику носителей заряда InGaN/GaN. Вклад встроенных пьезоэлектрических полей и разнообразных неоднородностей учитывается при описании богатых своим разнообразием спектров излучения структур с набором квантовых ям (MQW) в III-нитридах (и в частности в системе InGaN/GaN). Важным является то, что встроенное электрическое поле может влиять на транспорт неравновесных носителей в таких структурах. Действительно, в ряде работ приводятся данные, свидетельствующие об увеличении диффузии неравновесных носителей в латеральной плоскости в результате существования в структурах вертикальных (направление роста – z) пьезоэлектрических полей. Интенсивность фотолюминесценции определяется способностью носителей перемещаться по кристаллу и в результате дойти до центров как излучательной, так и безызлучательной рекомбинации. В этой связи при интерпретации спектров люминесценции структур с квантовыми ямами InGaN/GaN (MQW) необходимо учитывать особенности транспорта неравновесных носителей в латеральной плоскости.

Встроенные электрические поля в совокупности с пространственно неоднородным распределением локализованных состояний, на которых связываются носители, влияют на вид пространственно неоднородной функции распределения в направлении z, определяющей особенности формирования линии люминесценции. Наличие флуктуаций потенциала для неравновесных носителей (пространственной неоднородности) в направлении x, y может приводить к формированию пространственно неоднородной функции распределения электронных возбуждений в латеральной плоскости – F(E,x,y,z). Поэтому, при рассмотрении процессов формирования линий излучения необходимо принимать во внимание процессы миграции энергии (возбуждения), при этом миграция возбуждения возможна как без переноса заряда, так и с переносом заряда. Не рассматривая особенности различных механизмов миграции возбуждения, предполагаем, что в результате существования того или иного механизма переноса происходит перераспределение возбуждения между излучающими состояниями (свидетельством этому является изменение формы линии люминесценции в случае приложения электрического поля в плоскости слоев - ($E_{x,y}$)).

Изучающие состояния принадлежат, в том числе, различным пространственным областям (кластерам- σ), в которых ориентация вектора дипольного момента $\mathbf{p}_\sigma$ в общем случае различна, поэтому процесс переноса возбуждения зависит от ориентационного фактора $|\chi|^2=[3(\mathbf{pe})(\mathbf{p'e}) - \mathbf{pp'}]^2$. Здесь **p**-вектор дипольного момента, а вектор **e** имеет компоненты $e_x=\sin\theta\cos\varphi$, $e_y=\sin\theta\sin\varphi$, $e_z=\cos\theta$. Вследствие этого миграция возбуждения оказывает влияние на эволюцию величины степени линейной поляризации люминесценции P_{lin}. С целью определения роли миграции возбуждения в формировании спектра излучения измерялась величина линейной поляризации, которая определялась из выражения $P_{lin}=(I_x - I_y)/(I_x + I_y)$, где I_x и I_y компоненты интенсивности люминесценции с электрическим вектором, направленным вдоль x и y соответственно (направление наблюдения вдоль направления z). В результате было обнаружено, что излучение, возникающее в квантовых ямах, обладает линейной поляризацией, что обусловлено миграцией электронных возбуждений в структуре. Различная величина степени линейной поляризации P_{lin} люминесценции для разных образцов и разных уровнях возбуждения - ($\sim W_{ex}$), свидетельствует о различной вероятности тех или иных механизмов миграции возбуждения. Вероятность миграции возбуждения, приводящей к заселению излучающих состояний, зависит от количества свободных неравновесных носителей заряда (N_{ne}) и их способности перемещаться в кристалле. Вследствие этого эволюция величины P_{lin} спектров люминесценции зависит от $N_{ne}(\sim W_{ex})$, температуры (U_{ph}/k_BT) и расстояния между неоднородностями ($R_0=N_\sigma/см^{-2}$). Поскольку U_{ph} и $R_0(=N_\sigma/см^{-2})$ в разных образцах отличаются, то зависимость P_{lin} от W_{ex} и T отражает особенности миграции возбуждения в каждом образце. Различное температурное поведение P_{lin} можно объяснить тем, что при низкой температуре увеличивается локализация носителей, принимающих участие в формировании линии излучения. Зависимость величины P_{lin} от тока накачки свидетельствует о заметном вкладе эффектов протекания, характерных при наличии флуктуаций состава твердого раствора InGaN, в формирование линии излучения структур с квантовыми ямами InGaN/GaN. В случае, как фотолюминесценции, так и электролюминесценции зависимость P_{lin} от W_{ex} в целом эволюция величины P_{lin} одинакова (P_{lin} вначале увеличивается, а

затем уменьшается с увеличением интенсивности возбуждения), но наибольшее значение P_{lin}, после которого начинается деполяризация, находится при различных значениях W_{ex}. Разные значения W_{ex}, с которых начинается деполяризация излучения (рис.1), обусловлены (что наиболее вероятно) различным значением уровня протекания в этих образцах. Поскольку деполяризация люминесценции происходит вследствие усреднения распределения возбужденных состояний, относящихся к различным неоднородностям, то в образцах с меньшим количеством неоднородностей среднее расстояние R_0 между ними ($R_0=N_\sigma$ см$^{-2}$) больше, и вследствие этого вероятность миграции меньше, а величина P_{lin} больше, чем в образцах с большим количеством неоднородностей (меньшим R_0). Другими словами, различная величина P_{lin} при одинаковой интенсивности возбуждения W_{ex} отражает, известный для растворов, эффект концентрационной деполяризации, возникающий в результате миграции энергии.

Таким образом, форма и интенсивность линии люминесценции в различных образцах с квантовыми ямами обусловлена особенностями пространственно-энергетического распределения излучающих локализованных состояний разных типов и процессами миграции возбуждения, влияющими на заселение (высвобождение) локализованных излучающих состояний свободными носителями в каждом конкретном образце. В таком случае можно полагать, что при дополнительном легировании структур с квантовыми ямами элементами, обладающими необходимым спектром возбужденных состояний и большой силой осциллятора в нужной спектральной области, станет возможным вследствие эффекта сенсибилизации увеличить эффективность излучения таких структур. В качестве элемента для дополнительного легирования, удовлетворяющего нужным критериям, нами был выбран европий (Eu). При легировании структур Eu результате реализации эффекта сенсибилизации удалось значительно увеличить (≈ в 7 раз) интегральную интенсивность фотолюминесценции – рис.2.

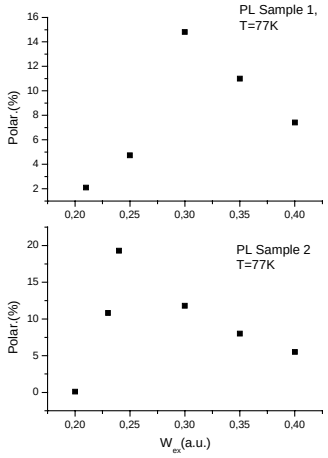


Рис.1 Зависимость величины линейной поляризации линии фотолюминесценции квантовых ям от интенсивности возбуждения для двух образцов.

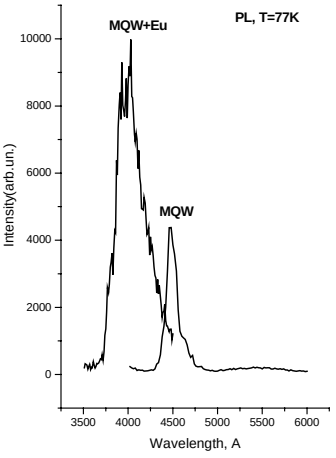


Рис.2 Изменение спектра излучения квантовых ям (MQW) после легирования Европием (MQW+Eu).

A SENSITIZATION OF EMISSION AND MIGRATIONS MECHANISM OF THE EXCITATIONS ELECTRONS IN THE QUANTUM WELLS InGaN/GaN DOPED WITH Eu

V.V. Krivolapchuk, M.M. Mezdrogina, W.V. Lundin
Ioffe Physicotechnical Institute, Sankt-Petersburg, Russia, vlad.krivol@ mail. ioffe.ru

The various forms photoluminescence lines in the structures with quantum well depend on the space-energy distribution radiative localized states of the different types. The populations (release) of the localized radiative states determine processes of the excitations migration in the each concrete structure with quantum wells. Doping with Eu of the quantum well structures results in the sensitization of radiative emission in it due to variations characteristics the distributions function radiative states. It was shown that the effect the sensitization of emission connects with In concentration in the structures with quantum wells.

ВИДИМОЕ И ДЛИННОВОЛНОВОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ В КРИСТАЛЛАХ GaN, ЛЕГИРОВАННЫХ Eu И ДОПОЛНИТЕЛЬНО ВВЕДЕННОЙ ПРИМЕСЬЮ Zn.

***М.М. Мездрогина*[1], *В.В. Криволапчук*[1], *В.Н.Петров*[1], *Ю.В. Кожанова*[2], *Э.Ю. Даниловский*[2], *Р.В. Кузьмин*[2]**

1. ФТИ им А.Ф.Иоффе РАН, г.Санкт-Петербург, margaret.m@mail.ioffe.ru
2. С-ПбГТУ, г.Санкт-Петербург

Целью данной работы является исследование влияния механизмов миграции возбуждения и захвата носителей на сенсибилизацию излучения и реконструкцию морфологии поверхности кристаллов GaN, легированных РЗИ, (на примере Eu) и дополнительно введенной мелкой примесью (GaN<Eu, Eu+Zn>). Поскольку возбуждение внутрицентровых f- f переходов РЗИ при поглощении оптической накачки в области узких собственных полос поглощения приводит к неэффективному использованию накачки, процесс сенсибилизации люминесценции и механизмы релаксации возбуждения РЗИ, являющихся одновременно инструментом и объектом исследований, является весьма актуальным. Сенсибилизация излучения РЗИ возможна тогда, когда доноры энергии имеют метастабильные энергетические уровни, расположенные выше самого нижнего возбужденного уровня (для Eu - $^5D_0$).

Актуальность исследований заключается также в определении возможности получения лазерного эффекта на длинах волн, соответствующих внутрицентровым f-f переходам Eu в широкозонных кристаллах GaN. Создание светоизлучающих приборов, работающих при комнатной температуре, является одной из важнейших задач современной оптоэлектроники.

Основными результатами, полученными в данной работе, являются:

1) Легирование многозарядной примесью Eu кристаллов p-GaN<Mg>(MOCVD) приводит к резкому увеличению интенсивности излучения в области спектра λ=3800-4200 А сопоставимой с величиной интенсивности ФЛ в квантово-размерных структурах с квантовыми ямами на основе InGaN/GaN – рис.1.

2) На основании измерения время-разрешенных спектров ФЛ кристаллов p- GaN показано, что введение ко-допанта приводит к уменьшению концентрации и пространственно- однородному распределению примеси.

3) На основании данных Мессбауэровской спектроскопии обнаружено в легированных кристаллах, что введенная примесь может быть в двух зарядовых состояниях- Eu^{2+} Eu^{3+}, что подтверждается данными по оптической спектроскопии - наличием линий излучения, характерных для данных состояний.

4) Обнаружено наличие интенсивного излучения в трех различных областях спектра коротко волновой, зеленой и в ИК (622 nm) в кристаллах n-GaN легированных, Zn+Eu.

5) Дополнительное введение ко-допанта приводит к существенной модификации морфологии поверхности, появлению регулярно расположенных пирамид - рис.2.

6) Интенсивность излучения внутрицентровых f-f переходов Eu в кристаллах GaN определяется концентрацией дефектов в исходной полупроводниковой матрице и при температуре 300 К больше, чем при 77 К.

7) Интенсивность излучения на длине волны 622nm, соответствующей излучению внутрицентровых f-f переходов иона Eu в кристаллах p-GaN, легированных Eu+ Zn, больше, чем p-GaN, легированных только Eu, что свидетельствует о том, что дополнительно введенная примесь (ко-допант), образуя комплексы увеличивает сечение захвата носителей заряда.

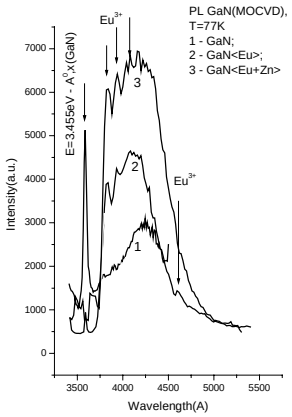


Рис.1. Эволюция спектров фотолюминесценции при легировании GaN
Eu - 2; Eu+Zn – 3

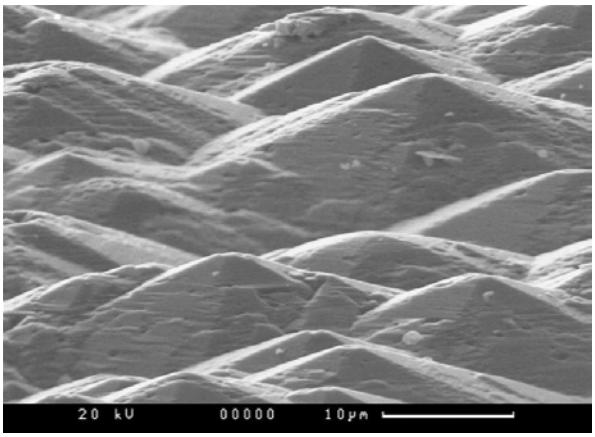


Рис.2. Вид морфологии поверхности GaN после легирования Eu и Zn.

VISIBLE AND INFRARED LUMINESCENCE IN WURTZITE CRYSTALS GaN WITH ADDITIONALLY INTRODUCED Zn AND Eu DOPANTS.

***M.M. Mezdrogina*[1], *V.V. Krivolapchuk*[1], *V.N. Petrov*[1], *Ju.V. Kozhanova*[2] ,**
***S.N. Rodin, E.Ju. Danilovsky*[2], *R.V. Kuzmin*[2]**
1.Ioffe Physicotechnical Institute, S- Petersburg, Russia, margaret.m@mail.ioffe.ru
2. S-Pb State Techn. University, .S-Petersburg, Russia

GaN crystals doped with RE ions are the perspective materials for light- emitting devices for various spectral regions. Among RE ions Eu attracts the attention of the investigators as spectroscopic marks of structure because it has the known luminescence properties in the various surrounding. In this work were investigated GaN crystals with various concentrations and types defects, with various types of conductivity. Eu and co-dopant - Zn, observed the sensitization of emission in investigated crystals GaN doped. This effect was more visible in the crystals with p- type of conductivity. In n, p- GaN doped by Eu + Zn were observed the lines of luminescence in visible(λ= 360-440nm) and infrared (λ=622nm). The lines of emission λ= 622nm which corresponds of the f-f transitions were observed in p- GaN doped by Eu+ Zn and its intensity were more stronger under T=300K than under T=77K.

ВЛИЯНИЕ МИГРАЦИИ ВОЗБУЖДЕНИЯ И ЗАХВАТА НОСИТЕЛЕЙ НА ОСОБЕННОСТИ ИЗЛУЧЕНИЯ В ВЮРЦИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ GaN, ЛЕГИРОВАННЫХ Eu, Er.

М.М. Мездрогина*[*], *В.В. Криволапчук, Ю.В. Кожанова*[2], *В.Н. Петров, С.Н. Родин, А.Е. Черенков
1. ФТИ им А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Политехническая 26 , margaret.m@mail.ioffe.ru
2. С-ПГТУ Санкт-Петербург, Политехническая 21, Россия

Кристаллы нитрида галлия (GaN), легированные редкоземельными ионами (РЗИ- Eu, Sm, Er, Tm- GaN <РЗИ>) являются перспективным материалом для создания светоизлучающих приборов. Легированию Eu, Er полупроводниковой матрицы GaN посвящено наибольшее число работ, поскольку Eu широко используемый люминофор, а Er имеет линию излучения λ=1,54 мкм, совпадающую с минимумом потерь оптического волокна. Кроме того, в настоящее время лазерный эффект на длине волны λ=620 nm наблюдался в структурах на основе слоя GaN, легированного Eu, на подложке c-Si [1]. Er, Eu [2] являются примесями замещения, тип связи при легировании меняется – от ковалентной к ионной с образованием комплексов Er-N, Eu-N.

Целью работы являлось определение влияния пространственной корреляции между состояниями редкоземельного иона (РЗИ) и дефектами исходной матрицы GaN на интенсивность излучения внутрицентровых f-f переходов РЗИ, на изменение морфологии поверхности. Интенсивность излучения внутрицентровых f-f переходов Eu, Er определяется локальным окружением иона, транспортом энергии от полупроводниковой матрицы к иону, заселенностью уровней. Поэтому варьировались концентрация и тип дефектов исходной матрицы, вводилась дополнительная легирующая Zn (d- примесь) - ко-допант. Использовались кристаллы, полученные двумя различными методами, имеющие как n- так и p- тип проводимости. РЗИ были введены с помощью метода диффузии.Зарядовое состояние определялось с помощью Мессбауэровской спектроскопии.

Легирование Eu, Er кристаллов GaN, полученных методом HVPE с n-типом проводимости, как правило, приводит к появлению интенсивной полосы излучения λ=3700-3800 А, - Д-АР (E=3,26 eV). Введение ко-допанта Zn привело к существенному увеличению интенсивности излучения в данных кристаллах по сравнению с величиной интенсивности излучения при легировании только Eu и к появлению новых линий излучения, что характерно для эффекта сенсибилизации излучения. В длинно волновой области спектра имеются линии излучения с λ= 5900А, 6175А, что соответствует внутрицентровым f-f переходам Eu^{3+} (центры C_{3v} с компенсацией O^{2-}). Показано что в исследуемых кристаллах GaN<Eu+Zn> зарядовое состояние иона 3+, ион Eu^{3+} находится в окружении кислорода. Определение энергетического положения примесного уровня, связанного с наличием иона Eu^{3+} было выполнено с помощью дополнительной подсветки на разных длинах волн. Интенсивность излучения при подсветке уменьшается с увеличением мощности подсветки Морфология поверхности после легирования Eu + Zn приводит к образованию микро и нано кластеров, имеющих форму пирамид, .размеры пирамид разные, но соотношение высот пирамид к размерам основания остается практически одинаковым. Излучение 0,537 мкм , 0,552 мкм, 1,54 мкм, характерное для внутрицентровых f-f переходов Er наблюдается в кристаллах n-GaN при введении дополнительной примеси - Eu, Eu+ Zn., т.е. при изменении локального окружения иона.

Для кристаллов GaN с p-типом (GaN< Mg>) проводимости после легирования Eu, Er наблюдается интенсивная синяя полоса излучения - полоса В Из вида спектров ФЛ следует, что полоса (В) является сложной композицией, вклад в формирование которой дают неоднородно уширенные линии внутрицентрового излучения Eu, Er и донорно-акцепторная рекомбинация. Введение ко-допанта Zn в кристаллы GaN<Mg+Eu> приводит к существенному увеличению интегральной интенсивности (в 11 раз по сравнению с исходным спектром) основной полосы излучения (В) - имеются пики с λ=(4030, 4070)А. Все эти пики соответствуют оптическим внутри центровым f-f переходам Eu^{3+}.вследствие. изменения локального окружения, образования комплексов с увеличенным сечением захвата В случае Er наблюдается уменьшение интенсивности излучения при введении Zn. Передача энергии, ответственная за механизм возбуждения Eu, Er в матрице GaN, обусловлена транспортом энергии локализованным состояниям (наличием примесных уровней) хвоста зоны проводимости, в которых могут иметь место совпадения энергий локализованных состояний и резонансных уровней поглощения РЗИ.

Ранее было показано, что во время- разрешенных спектрах происходит уменьшение неоднородной ширины линий излучения БКФЛ вследствие ограничений на транспорт носителей. Форма полосы по сравнению с не задержанным спектром практически не изменяется, что указывает на отсутствие каких-либо ограничений на транспорт неравновесных носителей. Величина FWHM GaN < Mg+ Eu> меняется немонотонно при изменении времени задержки - резко падает при малом времени

задержки, а затем возрастает. Можно предположить, что в данном случае, имеются кластеры, определяющие транспорт носителей заряда.
Введение дополнительной примеси Zn приводит к тому, что величина FWHM остается постоянной вне зависимости от изменения времени задержки, что отличается от случая легирования данного кристалла только Eu, Er, но подобно зависимости изменения данной величины при варьировании времени задержки кристаллов GaN<РЗИ>, полученных методом MOCVD, и свидетельствует о однородном пространственном распределении примеси [2].
Вне зависимости от изменения времени задержки при легировании дополнительной примесью- Zn во время-разрешенных спектрах наблюдаются изменения в положении линий излучения – незначительный сдвиг ее в коротковолновую область интенсивности излучения в области излучения экситона, связанного на нейтральном акцепторе- (A^0,x).Приведенные выше экспериментальные данные свидетельствуют о том, что легирование Eu, Er кристаллов GaN (отличающихся по параметру $N_d - N_a$) как с использование ко-допанта (Zn), так и без него, приводит к различным проявлениям изменений в спектрах излучения этих кристаллов. Это означает Eu, Er и Zn (и содержащие их комплексы) создают локализованные состояния, расположенные в запрещенной зоне, различающиеся по энергетическому положению.

ВЫВОДЫ.

1)Эффект сенсибилизации излучения наиболее отчетливо наблюдается в вюрцитных кристаллах GaN с p- типом проводимости при легировании Eu, Er, но особенно интенсивно наблюдается в кристаллах при легировании Eu и Zn.
2)Энергетическое положение примесного уровня легирующих компонентов - РЗИ+Zn определяется типом проводимости исходной полупроводниковой матрицы и концентрацией дефектов в исходной полупроводниковой матрице..
3) В кристаллах GaN с n- типом проводимости, последовательно легированных Eu+ Zn+ Er, наблюдается интенсивное излучение в трех различных областях спектра: λ= (360-400)nm, λ=(530-560) nm, а также в ИК области спектра λ= (1,54 –1,56) μm, что соответствует внутри центровому f-f переходу Er.
4)Интенсивность внутрицентровых f-f переходов, характерных для Er^{3+} увеличивается с увеличением температуры от 77 до 300 К при легировании кристаллов с p-типом проводимости.
5)Показано, что имеется корреляция между изменениями величины FWHM во время разрешенных спектрах, типом морфологии поверхности, высотой микронеоднородностей по данным AFSM в кристаллах p- GaN<Er, Er+ Zn>.

1. J.H. Park, A.J. Stecl, Journ. Appl. Phys., **95**, 056108, (2005)
2. В.В. Криволапчук, М.М. Мездрогина, ФТТ, т.**46**, вып.12, 2014, (2004)

THE EFFECT THE MIGRATIONS EXCITATION AND THE CAPTURE OF THE CARRIERS ON THE PHOTOLUMINESCENCE SPECTRA IN WURTZITE CRYSTALS GaN DOPED WITH Eu, Er.

M.M. Mezdrogina[1], V.V. Krivolapchuk[1], Ju.V. Kozhanova[2], V.N. Petrov[1], S.N.Rodin[1], A.E. Cherenkov[1].
1. Ioffe Physiko-Technical Institute, S- Petersburg, Russia, margaret.m@mail.ioffe.ru
2. S-Pb Techn.Univers. S-Petersburg, Russia

Crystals GaN with various types of conductivity were doped with Eu, Er (GaN<Eu, Er>) by diffusion method. It was shown that the effect of dopants on the photoluminescence spectrum depends on the conductivity type of the initial GaN crystals. Sensitization of emission was observed in the wurtzite p-GaN crystals doped with Eu, Er.
The effect of co-dopant Zn was essentional for increasing of the emission in the visible spectral regions in p-GaN doped by Eu (p-GaN<Eu>), in the case Er (p-GaN<Er>) was observed another situation: decreasing of the luminescence in the same regions. In n- type GaN crystals subsequently doped with Eu, Zn, Er the emission was observed in the visible (λ=360-440 nm) and IR (λ=1,54 μm) spectral regions.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ВЫСОКОСОСТАВНЫХ InGaN НАНОВКЛЮЧЕНИЙ В МАТРИЦЕ AlGaN .

В.С. Сизов, А. Ф. Цацульников, В. В. Лундин.
Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Россия, Санкт-Петербург,
Политехническа ул. д. 26, 194021, Vsizov@mail.ru

В настоящее время наблюдается стремительный рост в развитии технологии светоизлучающих приборов видимого диапазона. За последнее десятилетие достигнут большой успех в создании эффективных светоизлучающих приборов на основе нитридов элементов третьей группы. Совершенствование технологии направлено как на поиск оптимальных технологических режимов, так и на разработку более совершенного дизайна структур для конкретных типов задач. Известно, что использование нановключений InGaN, имеющих тенденцию к фазовому распаду, приводит к образованию локальных неоднородностей содержания по индию, являющихся квантовыми точками (КТ)[1]. КТ играют роль локализующих центров, и ограничивают транспорт носителей к центрам безизлучательной рекомбинации. Поэтому, несмотря на большую плотность дефектов и дислокаций, отвечающих за безизлучательную рекомбинацию, в структурах на основе нитридов третей группы удаётся создать эффективные светоизлучающие приборы[2]. Поскольку эффективность приборов напрямую связана с глубиной локализации носителей на уровнях КТ, формирование локальных неоднородностей большого состава по индию желательна. Однако в некоторых случаях это может либо приводить к образованию дополнительных дефектов связанных с чересчур большим составом по индию, в случае структур длинноволнового диапазона, либо попросту невозможно, в силу малости среднего состава по индию в слое, например у структур излучающих в ультрафиолетовом диапазоне. В случае ультрафиолетовых структур в работе[3] нами было предложено использовать более широкозонную чем GaN матрицу AlGaN, которая благодаря большей энергии разрыва зон InGaN и матрицы позволяет увеличить глубину локализации на уровнях КТ относительно матрицы. Также представляет интерес влияние матрицы AlGaN в структурах с более высоким содержанием индия в активной области. Данная работа посвящена исследованию влияния матрицы AlGaN на свойства нановключений InGaN при высоких концентрациях In.

В работе исследовались образцы, выращенные методом газо-фазной эпитаксии на установке с планетарным типом реактора Aixtron 2000 HT. После осаждения буферного слоя выращивались пять нанослоёв InGaN разделённых или GaN или AlGaN барьерами. Образцы исследовались методом фотолюминесценции (ФЛ), а также были получены фотографии TEM для обеих структур.

На рисунке 1 представлены фотографии TEM ((а) GaN матрица, (б)AlGaN матрица). На фотографиях видно, что в обоих случаях наблюдаются локальные области, обогащённые индием являющиеся квантовыми точками (КТ). В обоих случаях размер КТ составляет 5-8 нм.

Измерения ФЛ (рис. 2) показали, что у структуры с AlGaN матрицей положение максимума линии люминесценции оказалась более длинноволновое, чем у структуры с GaN матрицей, также интенсивность люминесценции у структуры с AlGaN оказалась меньше. Увеличение длинны волны излучения может быть связано или с образованием более неоднородных по составу индия локальных центров, или с увеличением среднего состава индия в слое.

Для обеих структур были измерены спектры ФЛ при различной температуре. Зависимости интенсивности ФЛ от температуры, построенные в Арениусах (рис. 3), позволяют оценить энергию активации, отражающую степень ухода носителей к безизлучательным центрам. Оказалось, что энергия активации у структуры с AlGaN матрицей и у структуры с матрицей GaN оказалась практически одинаковой 7-8 мэВ. Это позволяет предполагать о том, что локализация на уровнях КТ относительно безизлучательных центров у структуры с матрицей AlGaN не изменяется, несмотря на увеличение энергии разрыва зон, которая в данном диапазоне концентраций индия оказывает очень слабое влияние.

Также для обеих структур были получены спектры ФЛ при различной энергии возбуждающих фотонов рис. 4. Измерения показали, что в структуре с матрицей AlGaN изменение положения максимума ФЛ меняться с уменьшением энергии возбуждающего фотона слабо, в то время как у структуры с матрицей GaN весьма сильно. Такой эффект свидетельствует о том, что у структуры с матрицей GaN локализация носителей относительно непрерывного спектра лучше чем у структуры с матрицей AlGaN, поскольку зависимость положения максимума ФЛ от энергии возбуждающего фотона свидетельствует о большом отношении времён захвата/рекомбинации которое тем больше чем больше локализация носителей. Это подтверждает предположение о то, что использование матрицы, AlGaN не увеличивает глубину локализации на КТ.

Таким образом, показано, что использование AlGaN матрицы в структурах с нановключениями InGaN большого состава по индию приводит к подавлению испарения индия при выращивании активной области и увеличению среднего состава. Увеличение среднего состава при использовании матрицы AlGaN приводит к формированию КТ с большей энергией локализации, не оказывая, однако, существенного влияния на активационные механизмы.

[1] F.Scholtz, et al., 7-th European Workshop 'EW MOVPE', Berlin, June 8-11, 1997, G0
[2] T. Mukai, M. Yamada, S. Nakamura, Jpn. J. Appl Phys. **38,** 3976 (1999)
[3] ВНКСФ-12 Сизов. В. , Цацульников А. Ф. «Нановлючения InGaN в матрице AlGaN», (2006)

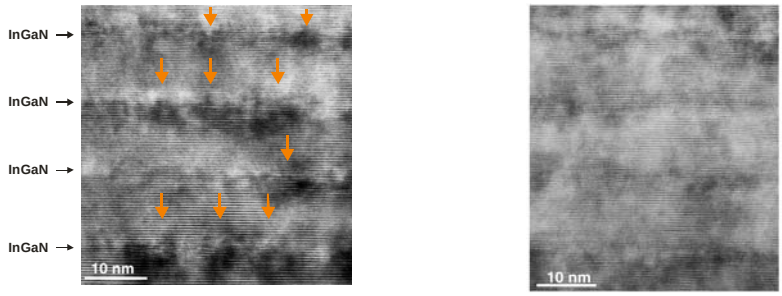


Рис. 1. ТЕМ Изображения (a) InGaN матрице GaN (b) в матрице AlGaN

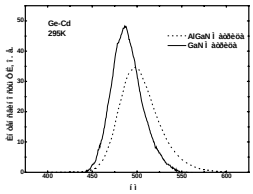


Рис. 2. Спектры ФЛ при комнатной температуре.

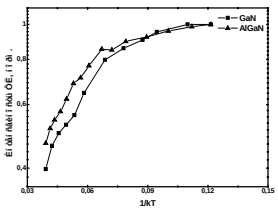


Рис.3 Нормированные зависимости, построенные в Аррениусе.

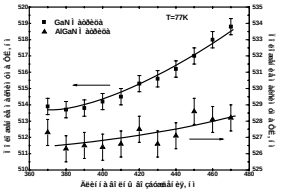


Рис. 4. Зависимость максимума ФЛ от длинны волны возбуждения.

STUDY OF HIGH-INDIUM-CONTENT InGaN NANOINSERTIONS IN AlGaN MATRIX

V.S.Sizov, A.F.Tsatsulnikov, W.V.Lundin
A.F.Ioffe Physico-Technical institute of the RAS

InGaN layers in a GaN and AlGaN matrices were investigated. TEM investigations revealed formation of local In-rich areas (quantum dots) in the InGaN layers. Long wavelength shift of the emission for the structures with InGaN layers overgrown by wide band gap AlGaN layers was revealed. However, investigations of the dependences of PL versus temperature and excitation energy shown that carrier localization in the InGaN QDs in GaN matrix is higher in compare with case of AlGaN matrix.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ СПЕКТРОВ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК InGaN

С.О. Усов*, А.Ф. Цацульников, В.В. Лундин, А.В. Сахаров, Е.Е. Заварин, Е.М. Аракчеева, Н.Н. Леденцов

Физико-Технический институт им А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: S.Usov@mail.ioffe.ru

Исследование оптических свойств квантоворазмерных гетероструктур, содержащих твердые растворы InGaN, имеет важное значение для современной полупроводниковой оптоэлектроники. Наиболее интересной особенностью структур, содержащих ультратонкие слои InGaN, является наличие обогащенных индием областей, образующихся в результате фазового распада твердого раствора. Излучение, обусловленное наличием таких областей, связано с рекомбинацией экситонов, локализованных в минимумах флуктуаций потенциала, образующих хвосты плотности состояний вблизи краев зон проводимости и валентной зоны.

Образцы, исследованные в данной работе, были выращены на сапфировых подложках методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений (MOCVD) на установке AIX2000HT. Образец A получен с использованием субмонослойного режима роста [1] и состоит из 5 слоев InGaN, разделенных AlGaN барьерами толщиной 3 нм 9 нм, соответственно. Образцы B и C были получены без использования субмонослойного режима со структурой аналогичной образцу A, но с другими условиями роста слоев InGaN. Образцы D и G представляют собой светодиодные структуры, выращенные на подложках сапфира, причем образец D содержит в активной области 5 слоев InGaN (толщиной 2 нм), разделенных барьерам GaN толщиной 8 нм, а образец G - один слой InGaN с барьерами GaN. Из анализа HRTEM изображений поперечного сечения InGaN внедрений в матрицу AlGaN было установлено, что форма обогащенной индием области близка к эллипсоидальной с диаметром эквивалентной по объему сферы около 3 - 5 нм.

Для описания поведения температурных зависимостей максимума фотолюминесценции (ФЛ) была использована хорошо зарекомендовавшая себя модель, предложенная Елисеевым [2], в которой плотность состояний описывается функцией Гаусса. Температурная зависимость пика ФЛ в этой модели описывается выражением $E_{PL}(T)=E(T)-\sigma^2/(kT)$ (1), где E(T) - температурное изменение ширины запрещенной зоны, σ^2/kT - сдвиг максимума ФЛ от температуры, равный сдвигу Стокса [2, 3]. На рис. 1 представлена экспериментальная температурная зависимость пика ФЛ образца C (кривая 1), которая хорошо описывается в рамках модели Елисеева (кривая 2). В области низких температур, фотолюминесценция обусловлена рекомбинацией локализованных экситонов, а при температуре большей, чем температура делокализации экситона T_{del} (около 150K), поведение максимума ФЛ определяется не только экситонами, локализованными в хвостах плотности состояний, но и температурным уменьшением ширины запрещенной зоны. В области высоких температур (>150K) поведение зависимости максимума ФЛ от температуры для образца C аналогично поведению температурной зависимости ширины запрещенной зоны GaN (рис.1, кр. 3).

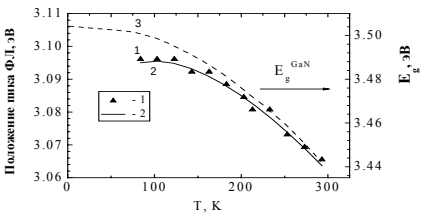


Рис.1. Экспериментальные (1) и рассчитанные (2) в соответствии с моделью Елисеева температурные зависимости положений максимума ФЛ для образца C. Изменение ширины запрещенной зоны GaN с температурой (3).

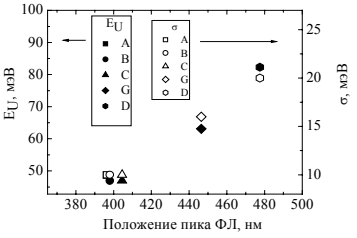


Рис.2. Зависимость дисперсии энергии локализации экситонов σ и энергии Урбаха E_U от длины волны излучения в исследуемых образцах.

Экспериментальные спектры ФЛ исследованных образцов имеют несимметричную форму, причем низкоэнергетическая сторона спектра связана с локализованными состояниями экситонов, распределение которых по энергии описывается экспоненциальной функцией: $\rho(E) \sim \exp(E/E_U)$ (2), где E_U – характерная энергия Урбаха, определяющая типичную среднюю энергию локализации экситонов в модели урбаховских хвостов плотности состояний [4]. Зависимости параметров σ и энергии Урбаха E_U от длины волны излучения в исследуемых образцах приведены на рис. 2. Значение σ изменяется в интервале от 10 до 20 meV при изменении положения максимума ФЛ от 392 до 480 нм в исследуемых образцах, что может быть связано с увеличением флуктуаций потенциала и степени фазового распада твердого раствора в слоях InGaN.

В результате проведенных исследований показано, что параметры σ, характеризующие дисперсию энергии локализации экситонов, и энергия Урбаха, характеризующая хвосты плотности состояний, заметно различаются для образцов, излучающих в ультрафиолетовой, синей и зеленой части спектра, и практически линейно зависят от длины волны пика ФЛ. Следует отметить, что поведение температурной зависимости положения пика ФЛ при $T > T_{del}$, может быть описано зависимостью, аналогичной температурному поведению ширины запрещенной зоны, но поскольку $E_U > kT$, это означает, что локализованные экситоны определяют температурное поведение максимума ФЛ исследуемых структур вплоть до комнатной температуры.

Работа поддержана РФФИ и программой президиума РАН "Квантоворазмерные наноструктуры".

1. D.S. Sizov, V.S. Sizov, G. E. Onushkin, V.V. Lundin, E.E. Zavarin, A.F. Tsatsul'nikov, N.N. Ledentsov, 13th Int. Symp. "Nanostructures: Physics and Technology", St-Petersburg, 294–295, June 20-25, 2005
3. P.G. Eliseev, Journal of Appl. Phys. **93**, No 9, 5404–5415 (2003)
4. R.W. Martin, P.G. Middleton, K.P. O'Donnell, W. Van der Stricht, Appl. Phys. Lett., **74**, 263-265 (1999)
5. M. Oueslati, M. Zouaghi, M.E. Pistol, L. Samuelso et al., Phys. Rev. B **32**, N 12, 8220 - 8227 (1985)

INVESTIGATIONS OF THE PHOTOLUMINESCENCE SPECTRA TEMPERATURE DEPENDENCES FROM InGaN QUANTUM DOTS

S.O. Usov, A.F. Tsatsulnikov, W.V. Lundin, A.V. Sakharov, E.E. Zavarin, E.M. Arakcheeva, N.N. Ledentsov
Ioffe Physico-Technical Institute, Russian Academy of Sciences, 194021, St. Petersburg, Russia

The samples, containing ultrathin InGaN insertions in AlGaN and GaN matrices, grown on sapphire substrates by the MOCVD method were investigated by the photoluminescence method. The temperature dependences of the photoluminescence peak position in the temperature range from 80 K to 300 K are shown to be satisfactorily described by the model suggested by Eliseev. The exciton localization energy dispersion parameter is found to depend on emission wavelength, which explained by increasing of potential fluctuations and rate of phase decomposition of solid solution in InGaN layers. The Urbah energy was obtained from analysis of the PL shape, using density of states tail model. The Eliseev's parameters σ and Urbah energy are shown to significantly differ for samples, emitting in the spectral range from ultraviolet to green, and linearly depend on PL wavelength.

ГИБРИДНЫЕ II-O/III-N СВЕТОДИОДЫ: СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И АНАЛИЗ ФИЗИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМОВ РАБОТЫ

К. А. Булашевич [1,2], И. Ю. Евстратов [1], С. Ю. Карпов [1*]

[1] ООО «Софт-Импакт», а/я 83, пр. Энгельса 27, 194156 С.-Петербург, e-mail: karpov@softimpact.ru
[2] ФТИ им. Иоффе РАН, ул. Политехническая 26, 194021 С.-Петербург, e-mail: kirill@softimpact.ru

ZnO и тройные соединения MgZnO, CdZnO и BeZnO привлекли внимание благодаря своей прямозонности, ширине запрещенной зоны от ~2 эВ до более, чем ~5 эВ в зависимости от состава материала и большой энергии связи экситонов (~60 мэВ для ZnO и ~110 мэВ для ZnO/MgZnO квантовых ям). Эти свойства благоприятны для разработки эффективных инжекционных излучателей видимой и ультрафиолетовой областей спектра, базирующихся на экситонной люминесценции. Однако отсутствие надежного и стабильного легирования оксидов II группы примесями *p*-типа является в настоящее время основным препятствием для создания такого рода приборов. Одним из путей решения этой проблемы является использование гибридных структур, содержащих наряду с оксидами II группы *n*-типа полупроводниковые материалы, хорошо легируемые примесями *p*-типа.

ZnO и GaN имеют рассогласование постоянных решетки ~1.9% , т. е. меньше, чем между GaN и AlN (Рис.1) [1]. Поэтому нитриды III группы, учитывая возможность получения в них концентрации дырок ~10^{17}-10^{18} $см^{-3}$, представляют собой естественный выбор для создания гибридных светодиодов. Особенностью структур ZnO/GaN является то, что они образуют гетеропереход II рода. Это, в сочетании с поляризационным зарядом на гетерогранице, образованным, в первую очередь, за счет различия в спонтанной электрической поляризации материалов, во многом определяет специфику работы гибридных II-O/III-N светодиодов. Для создания электронного ограничения в ZnO активной области светодиодов подходят широкозонные MgZnO и BeZnO (Рис.2), а для получения излучения в видимом спектральном диапазоне могут быть использованы соединения CdZnO. К настоящему времени возможность эпитаксиального выращивания $Mg_xZn_{1-x}O/ZnO$ в диапазоне составов $0 \le x \le 0.4$ и $Cd_yZn_{1-y}O/ZnO$ в диапазоне составов $0 \le y \le 1.0$ без распада на фазы тройных соединений продемонстрирована в ряде исследовательских центрах мира.

Анализ работы гомоэпитаксиальных *p*-*i*-*n* ZnO светодиодов из [2] показал, что наряду с невысокой концентрацией неравновесных носителей вблизи *p*-*n* перехода для таких светодиодов характерна сильная утечка электронов в *p*-области, обусловленная различием подвижностей электронов и дырок. Утечка электронов является основным механизмом потерь носителей, проводя к чрезвычайно низкой эффективности гомоэпитаксиальных светодиодов. Аналогичный характер потерь предсказывается также для гибридных *n*-ZnO/*p*-SiC светодиодов, предложенных в [3]. За счет дисбаланса электронного и дырочного токов излучательная рекомбинация носителей в таких структурах происходит в основном в *p*-SiC, а поскольку этот материал является непрямозонным, эффективность излучения света в нем оказывается весьма малой.

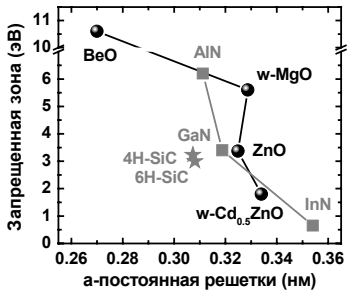


Рис. 1 Ширина запрещенной зоны вюрцитных полупроводников в зависимости от *a*-постоянной решетки.

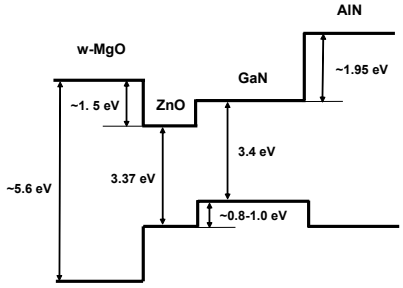


Рис. 2 Разрывы зон между некоторыми оксидами II группы вюрцитной модификации и нитридами III группы.

В *n*-ZnO/*p*-GaN и *n*-ZnO/*p*-$Al_{0.12}Ga_{0.88}N$ односторонних гетероструктурах из работ [4] и [5], формируется специфическое ограничение неравновесных носителей вблизи *p*-*n* перехода, обусловленное наличием гетероперехода II рода и поляризационным зарядом на ZnO/III-N. В результате электроны и дырки захватываются локальными потенциальными ямами, образованными, в *n*-ZnO и *p*-III-N слоях по обе стороны от интерфейса (Рис.3). Такая локализация может привести к эффективной туннельной излучательной рекомбинации захваченных носителей, несмотря на малый интеграл

перекрытия их волновых функций. Рассчитанные для туннельного излучения спектры гораздо лучше согласуются в с экспериментальными, чем предсказанные для излучения в объеме ZnO (Рис.4) [6]. Если действительно спектр излучения гибридного *n*-ZnO/*p*-$Al_{0.12}Ga_{0.88}N$ светодиода определяется доминирующим вкладом туннельной рекомбинации, это является свидетельством высокого качества ZnO/AlGaN интерфейса и малого вклад интерфейсных состояний в безизлучательную рекомбинацию носителей.

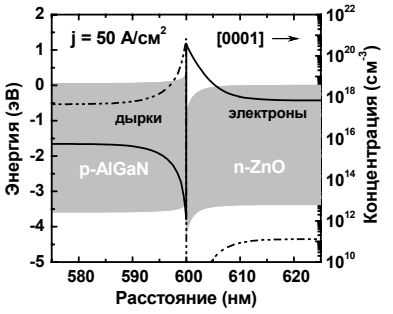


Рис. 3 Зонная диаграмма и распределение концентраций электронов и дырок в односторонней *n*-ZnO/*p*-AlGaN гетероструктуре из [5].

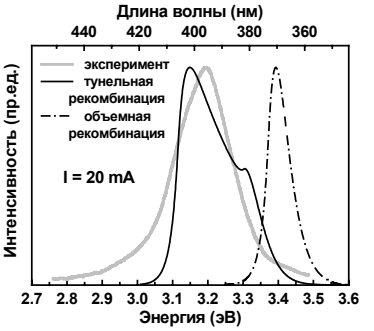


Рис. 4 Теоретические спектры туннельной и объемной излучательной рекомбинации в сравнении с экспериментальным.

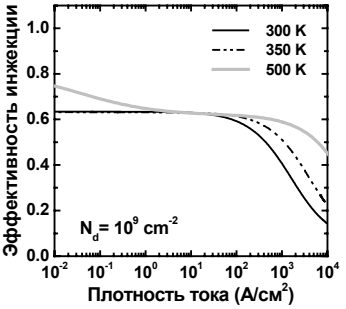


Рис. 5 Эффективность инжекции односторонней *n*-ZnO/*p*-AlGaN структуры из [5] при различных температурах.

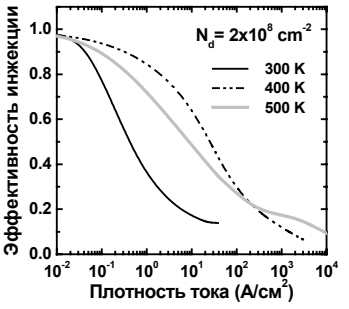


Рис. 6 Эффективность инжекции двухсторонней *n*-MgZnO/*n*-ZnO/*p*-AlGaN структуры из [8] при различных температурах.

Несмотря на лучшее электронное ограничение в односторонних светодиодных структурах по сравнению с гомоэпитаксиальными, оно все еще не достаточно, чтобы полностью подавить утечку электронов в *p*-области. Поэтому утечка, наряду с безизлучательной рекомбинацией носителей на проникающих дислокациях, является основным каналом потерь электронов и дырок, приводящим к низкой эффективности инжекции носителей (Рис.5). Утечка электронов может быть частично подавлена в двухсторонней *n*-$Mg_{0.1}Zn_{0.9}O$/*n*-ZnO/*p*-$Al_{0.16}Ga_{0.84}N$ гетероструктуре из [7,8], где свет излучается, в основном, в *n*-ZnO активной области (Рис.6). Однако подавление утечки происходит только при сравнительно низких плотностях тока. При больших плотностях тока утечка вновь становится значительной, что связано с недостаточно высоким содержанием MgO в MgZnO ограничительном слое и, соответственно, малым разрывом зоны проводимости на MgZnO/ZnO гетерогранице.

Чтобы лучше понять влияние электронного ограничения на характеристики светодиодов, мы рассмотрели прототип двухсторонней *n*-$Mg_{0.1}Zn_{0.9}O$/*n*-$Cd_{0.07}Zn_{0.93}O$/*p*-$Al_{0.16}Ga_{0.84}N$ гетероструктуры. Расчет зонной диаграммы и распределения концентраций носителей в такой структуре (Рис.7) показал, что электроны и дырки хорошо удерживаются в CdZnO активной области, излучая свет широкого спектра с максимумом при 410 нм. Эффективность инжекции носителей в такой структуре при 300 К близка к единице вплоть до плотностей тока ~10 А/см^2. Такое улучшение электронного ограничения связано, в первую очередь, с большим разрывом зон на границах активной области и ограничивающих слоев. При повышенной рабочей температуре светодиода эффективность инжекции становится равной единице уже во всем практически интересном диапазоне изменения плотности тока (Рис.8). Это связано со своеобразным механизмом усиления электронного ограничения, харак-

терным для гибридных гетероструктур. Распределение электрического потенциала в таких структурах определяется как поляризационными зарядами, индуцированными на внутренних интерфейсах, так и ионизованными донорами и акцепторами в областях пространственного заряда. В свою очередь, заряд ионизованных примесей существенно зависит от температуры за счет расширения областей пространственного заряда при ее повышении. Поэтому при достаточно высоких рабочих температурах прибора в областях пространственного заряда образуются дополнительные потенциальные барьеры, обеспечивающие лучшее электронное ограничение неравновесных носителей. Именно этим объясняются температурные изменения эффективности инжекции носителей в гибридных структурах, показанные на Рис.5,6 и 8.

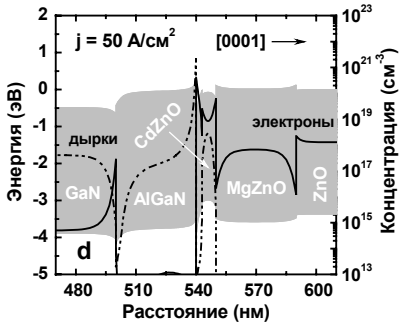


Рис. 7 Зонная диаграмма и распределение концентраций электронов и дырок в двухсторонней *n*-MgZnO/*n*-CdZnO/*p*-AlGaN гетероструктуре.

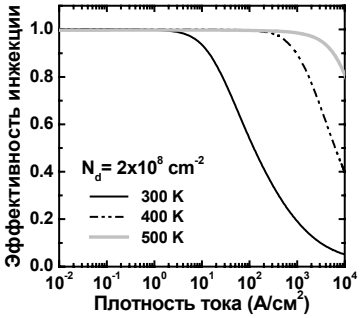


Рис. 8 Эффективность инжекции двухсторонней *n*-MgZnO/*n*-CdZnO/*p*-AlGaN структуры при различных температурах.

Одним из наиболее важных параметров, характеризующих совершенство светодиодной гетероструктуры, является внутренняя квантовая эффективность (ВКЭ) излучательной рекомбинации, учитывающая не только эффективность инжекции носителей, но и конкуренцию излучательного и безизлучательного каналов их рекомбинации. Внутренние эффективности гомоэпитаксиального *p*-*i*-*n* ZnO светодиода и различных гибридных структур сравнивается на Рис.9 при типичных для этих приборов плотности проникающих дислокаций. Как видно из рисунка и из приведенного выше анализа, ключевым фактором, определяющим ВКЭ, является электронное ограничение носителей в активной области, которое существенно улучшается при переходе от односторонних структур к двухсторонним. Наибольшую ВКЭ обнаруживает двухсторонняя *n*-MgZnO/*n*-CdZnO/*p*-AlGaN гетероструктура, в которой она достигает ~80% , значения характерного для синих InGaN/AlGaN светодиодов. Последнее обстоятельство свидетельствует о перспективности использования гибридных структур для создания излучателей света видимого и ультрафиолетового диапазонов спектра. Интересно, что высокая внутренняя эффективность может быть получена и при повышенных плотностях тока, ~400 А/см^2 (Рис.10), что обусловлено хорошим электронным ограничением носителей внутри активного слоя в случае оптимизированной конструкции гетероструктуры.

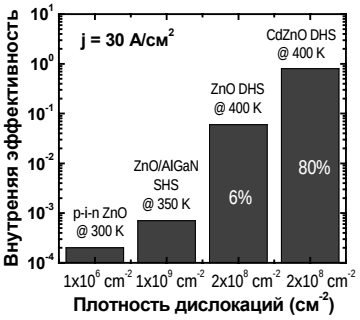


Рис. 9 Сравнение внутренней квантовой эффективности светодиодных гетероструктур разной конструкции.

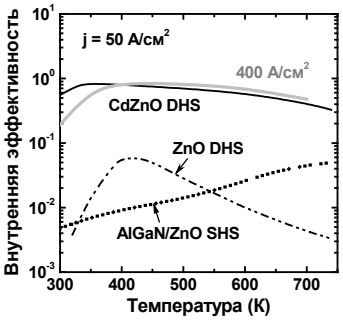


Рис. 10 Температурная зависимость внутренней квантовой эффективности светодиодных структур разной конструкции.

Необычным является поведение внутренней квантовой эффективности гибридных светодиодов с температурой. Расчеты показывают, что максимум эффективности достигается не при комнатной, а при повышенной температуре (Рис.10). Это связано с обсуждаемым выше механизмом дополнительного электронного ограничения, формируемого за счет перераспределения электрического потенциала в светодиодной структуре. Кроме того, при повышении температуры уменьшается последовательное сопротивление диодов за счет более эффективной активации легирующих примесей. Тем самым, у гибридных светодиодов ожидается улучшение основных характеристик при повышении рабочей температуры.

На сегодняшний день гибридные II-O/III-N гетероструктуры рассматриваются как некоторый промежуточный шаг на пути создания оксидных светодиодов и лазеров, решающий проблему *p*-легирования ZnO и многокомпонентных оксидов II группы. Тем не менее, приведенный анализ показывает, что гибридные светодиоды могут иметь и самостоятельное значение при условии достижения эффективности, достаточно высокой для практических применений. Такая высокая эффективность предсказывается теоретически для ряда двухсторонних гетероструктур. Особый интерес вызывает возможность высокотемпературной работы гибридных светодиодов, что требуется рядом приложений.

Не исчерпаны до конца технологические подходы и возможности зонной инженерии гибридных гетероструктур. Новые пути оптимизации приборов открываются при условии разработки технологии выращивания нитридов III группы на ZnO или многокомпонентных соединениях MgZnO и CdZnO, в частности, связанные с использованием низкодислокационных ZnO подложек. На начальной стадии находятся исследования гетероструктур, содержащих BeZnO. Кроме того, представляется важным освоить управление полярностью гибридных структур, поскольку от нее зависит специфическое распределения зарядов на интерфейсах, в значительной мере определяющее характеристики светодиодов.

[1] A. Osinsky and S. Karpov, "ZnO-Based Light Emitters", In: *Zinc Oxide. Bulk, Thin Films and Nanostructures*, Eds. C. Jagadish and S.J.Pearton, Elsevier, Ch.15, 525 (2006).

[2] A. Tsukazaki, M. Kubota, A. Ohtomo, T. Onuma, K. Ohtani, H. Ohno, S.F. Chichibu, and M. Kawasaki, Jpn. J. Appl. Phys. **44**, L643 (2005).

[3] C. Yuen, S.F. Yu, S.P. Lau, Rusli, and T. P. Chen, Appl. Phys. Lett. **86**, 241111 (2005).

[4] Ya.I. Alivov, J.E. Van Nostrand, D.C. Look, M.V. Chukichev, and B.M. Ataev, Appl. Phys. Lett. **83**, 2943 (2003).

[5] Ya.I. Alivov, E.V. Kalinina, A.E. Cherenkov, D.C. Look, B. M. Ataev, A.K. Omaev, M.V. Chukichev, and D.M. Bagnall, Appl. Phys. Lett. **83**, 4719 (2003).

[6] K.A. Bulashevich, I.Yu. Evstratov, V.N. Nabokov, and S.Yu. Karpov, Appl. Phys. Lett. **87**, 243502 (2005).

[7] A. Osinsky, J.W. Dong, M.Z. Kauser, B. Hertog, A.M. Dabiran, P.P. Chow, S.J. Pearton, O. Lopatiuk, and L. Chernyak, Appl. Phys. Lett. **85**, 4272 (2004).

[8] J.W. Dong, A. Osinsky, B. Hertog, A.M. Dabiran, P.P. Chow, Y.W. Heo, D.P. Norton, and S.J. Pearton, J. Electron. Mat. **34**, 416 (2005).

HYBRID II-O/III-N LIGHT-EMITTING DIODES: STATE OF THE ART AND ANALYSIS OF OPERATION

K. A. Bulashevich [1,2], I. Yu. Evstratov [1], and S. Yu. Karpov [1*]

[1] Soft-Impact, Ltd. P.O.Box 83, 27 Engels av., 194156 St.Petersburg, e-mail: karpov@softimpact.ru

[2] Ioffe PTI RAS, 26 Polytekhnicheskaya str., 194021 St.Petersburg, e-mail: kirill@softimpact.ru

Using simulations, we review the state of the art and physical mechanisms underlying operation of hybrid II-O/III-N light-emitting diodes. A type-II band alignment at the ZnO/III-N heterojunction and a polarization charge induced at the interface largely affect the band diagrams of the devices and eventually specific features of their operation. The review focuses on the most important issue, carrier confinement in hybrid LEDs, which controls their efficiency. Both single and double heterostructures are considered and some ways to improve the device performance are discussed. A high efficiency of hybrid light-emitting diodes is predicted for high-temperature operation conditions.

МОДЕЛИ ПРОВОДИМОСТИ, ЭФФЕКТА УСИЛЕНИЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИТРИДА АЛЮМИНИЯ В КАРБИДЕ КРЕМНИЯ – $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$

***Алтухов В.И.*[1], *Билалов Б.А.*[2], *Казаров Б.А.*[1*], *Сафаралиев Г.К.*[2]**

1. Пятигорский государственный технологический университет, г.Пятигорск. E-mail: kazarovbeniamin@mail.ru
2. Дагестанский государственный технический университет, г.Махачкала.

Для объяснения эффекта гигантского увеличения (на два порядка) диэлектрической проницаемости (ДП), наблюдаемого на малых частотах в твердых растворах на основе карбида кремния $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ (ТР-SiC), предложена модель в виде базовой матрицы со структурой SiC ($2{,}4 \le \varepsilon_g(x) \le 3{,}3эВ$), содержащей изолированные нановключения с объемной концентрацией η. С использованием подхода Д.К. Максвелла-Гарнетта для ДП $\varepsilon(\omega)$ в случае сфероидов с фактором деполяризации A_C ($0 < A_C(\xi) < 2$, $\xi = c/a$ - аспектное отношение для сфероида с полуосями $a = b \neq c$), получено следующее выражение [1,2]:

$$\varepsilon = \varepsilon_m + \frac{\eta \varepsilon_m}{(1-\eta)A_c + \varepsilon_m/(\varepsilon_i - \varepsilon_m)} \qquad (1)$$

При отсутствии или небольшой величине диэлектрических потерь формула (1) предсказывает экспериментально наблюдающийся рост ДП с увеличением концентрации включений η. В случае вытянутых металлических эллипсоидов параметр деполяризации A_k ($k = a, b, c$), принимает значения $0 < A_c < 2$ и $0 < A_a < 1$. При этом материал эллипсоида может быть как оптически более плотным (при $A_k<1$), так и оптически менее плотным ($A_k>1$), чем материал окружающей среды. ДП включений ε_i и матрицы ε_m в общем случае являются комплексными величинами. Получена также формула для тангенса угла диэлектрических потерь.

Результаты расчетов ДП по формуле (1) и проводимости сопоставляются с данными экспериментов на рисунках 1 и 2. Для ТР-SiC можно допустить, что при достаточно больших х происходит формирование примесных полос (зон проводимости) из «глубоких» (O: E_v=0,90÷0,95; V: 0,7÷0,97эВ) и «мелких» (N: 0,081÷0,142; Al:0,10÷0,27эВ) разрешенных состояний примесей и их комплексов (нановключений). При этом ТР-SiC ведут себя как полуметаллы с псевдощелью ($\varepsilon_C - \varepsilon_F$)<<2,7 эВ, где ε_C и ε_F – критическая энергия («край подвижности») для перехода изолятор-металл по Мотту и энергия Ферми соответственно. При этом для проводимости $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ получаем:

$$\ln(\sigma/\sigma_0) \approx (\varepsilon_a/T)^{1/4} \qquad (2)$$

т.е. при низких температурах в твердых растворах нитридах алюминия на основе карбида кремния может иметь место электронный переход Мотта.

Такая зависимость подтверждается данными экспериментов при T<400 ^{0}K. Рассчитанные зависимости lnσ(T) как функции от 1/T и $1/T^{1/4}$ сопоставляются с данными экспериментов и подтверждают обоснованность сделанного выше предположения.

В спектрах фотолюминесценции эпитаксиальных слоев (ФЛЭС) ТР-SiC обнаружен спектральный сдвиг полос (hν=2,80эВ и hν=3,26эВ для х=0,18) при возрастании х. Длинноволновые полосы в спектрах ЭС гетероструктур n-SiC/p-$(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ возникают за счет инжекции дырок из ТР-SiC в подложку SiC, а коротковолновые полосы обусловлены излучением ЭС $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ вблизи гетерограницы. С понижением температуры от 300 до 77 К интенсивность длинноволновой полосы увеличивается в 2 раза, а коротковолновой – в 4 раза. Монокристаллические пленки $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ выращивались методом сублимационной эпитаксии из газовой фазы. Они устойчивы к различным внешним воздействиям и перспективны для разработки элементов микроэлектроники, работающих в экстремальных условиях.

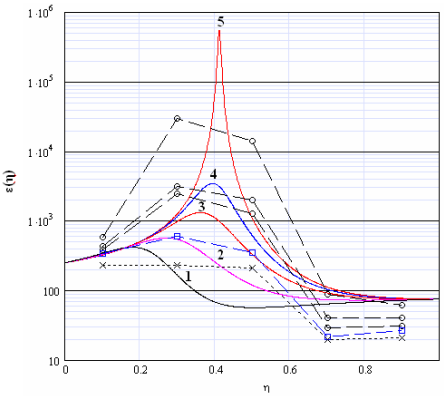


Рисунок 1 - Диэлектрическая проницаемость $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ как функция η для различных значений частоты ($\Gamma_m = \gamma_m/\omega$ и Γ_i=0) электрического поля: 1– Γ_m=100, 2–200, 3–420, 4–750, 5–10^4; A_c=1.70; $\varepsilon_m^{'}$=250, $\varepsilon_i^{'}$=75,. Сплошные линии – расчет; точки – эксперимент при значениях частоты: ω=1МГцб 10, 0.5 и 0.1 кГц

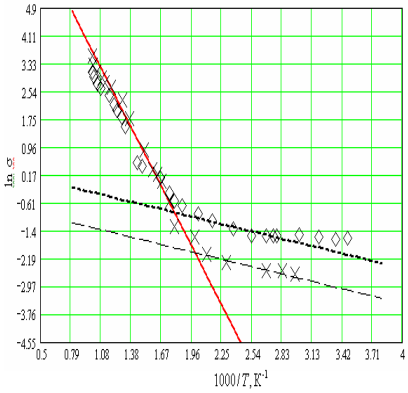


Рисунок 2 – Температурная зависимость удельной электропроводимости $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$:
а)++ - x=0,033; ◇◇- x = 0,042;
б) сплошная: $\Delta E_1 \approx 0.987$эВ, $\sigma_{01}=10.9*10^3$ Ом$^{-1}$см$^{-1}$ и пунктирные:
$\Delta E_2 \approx 0.123$эВ, $\sigma_{02}=2.7$ Ом$^{-1}$см$^{-1}$ (вверху),
$\sigma_{03}=0.7$ Ом$^{-1}$см$^{-1}$ (внизу) линии - теория

Список литературы:

[1] Сафаралиев Г.К., Алтухов В.И., Билалов Б.А., Казаров Б.А. // Материалы VIII межд. конф. «Опто-, наноэлектроника, нанотехнологии и микросистемы» - Ульяновск, (2006).

[2] В. И. Алтухов. Основы теории кинетических свойств кристаллов с дефектами и фазовыми переходами. - Ставрополь: СевКавГТУ, - 188 с. (2003).

MODELS OF CONDUCTIVITY, EFFECT OF REINFORCEMENT THE DIELECTRIC PERMEABILITY AND OPTICAL CHARACTERISTICS NITRID ALUMINUM IN CARBIDE OF SILICON $(SIC)_{1-X}(ALN)_X$

In this article theoretically develop models of the conductivity (the dielectric permeability and optical characteristics) for nitrid aluminum in carbide of cilicon $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РОСТА МОНОКРИСТАЛЛОВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ КАРБИДА КРЕМНИЯ С НИТРИДОМ АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ СУБЛИМАЦИИ.

Б.А. Билалов*, ***Г.Д. Кардашова, М.А. Гитикчиев, Я.А. Алимагомедов.***
Дагестанский государственный технический университет, Россия, г.Махачкала, пр-т И.Шамиля, 70. e-mail: bil-bilal@yandex.ru

Нитриды алюминия и галлия (AIN, GaN), карбид кремния (SiC) являются перспективными материалами для формирования оптоэлектронных приборов, работающих в коротковолновой области электромагнитного спектра, а также нового поколения быстродействующих электронных устройств, силовой электроники, сохраняющих стабильность рабочих характеристик при эксплуатации в экстремальных условиях. Несмотря на интенсивные исследования уровень технологического освоения и понимания свойств этих материалов недостаточен. Широкому применению AIN, GaN в твердотельной электронике в виде тонких эпитаксиальных слоев и структур препятствует отсутствие собственного подложечного материала необходимых размеров, заданного и гомогенного состава для последующего применения к нему разработанного арсенала гомоэпитаксиальных технологий. Эта проблема существенно упростилась бы при разработке физико-технологического базиса синтеза объемных монокристаллов твердых растворов (ТР) на основе SiC, AIN. Сочетание свойств исходных материалов в ТР, близость параметров кристаллических решеток обусловливает их использование в качестве подложек, на которых можно формировать гетероструктуры с резкими границами раздела и минимальным содержанием дефектов несоответствия. В настоящее время монокристаллические подложки SiC используются в качестве основы для последующего выращивания на них эпитаксиальных слоев AIN и GaN. SiC и AlN имеют кристаллохимическую совместимость (≈1%) и образуют непрерывный ряд ТР $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ [1].

В работе приведены результаты исследований процесса выращивания объемных кристаллов ТР методом сублимационной эпитаксии в экспериментальной установке с резистивным нагревателем. Для оптимизации продолжительного процесса сублимационного роста, объяснения эволюции формы кристалла и процесса сублимации источника, анализа воздействия различных факторов, таких как конструкция тигля и теплоизоляции, рабочая температура, давление в объеме камеры на скорость роста фронта кристаллизации и качества кристалла предложена физическая модель. Для устранения радиального градиента на фронте кристаллизации, по рассчитанным значениям распределения температуры, была разработана конструкция тигля, устраняющая передачу теплового потока на боковую поверхность держателя подложки.

Кристаллы ТР были выращены в температурном интервале 2170– 2420 К в атмосфере смеси аргона с азотом. В качестве подложки применяли полированные пластины монокристаллического SiC, полученные методом Лели, а источника паров - смесь порошков SiC и AlN, формированная в виде таблеток заданного в весовом соотношении состава, спеченных при температуре 2170 К в атмосфере азота. Предростовую подготовку поверхности подложки проводили посредством его травления парами Si, добавленного в источник в количестве 0,8-1,0 % от веса источника. Для предотвращения утечки паров использовали тигли из высокоплотного графита, горячепрессованного карбида кремния и карбида циркония. Конструкция тиглей позволяла получить избыток Si и Al на поверхности затравки из монокристаллического SiC. Подложку приклеивали к графитовому держателю, вырезанному по форме подложки, что предотвращала периферийный рост поликристаллического ТР. Для уменьшения содержания С в составе паров на поверхность засыпки укладывали пластины перфорированного тантала. Расстояние между источником и подложкой составляло 7- 12 мм.

Процесс роста ТР состоял из следующих этапов:

– отжиг в вакууме при температуре 1000 К;
– нагревание тигля до температуры 1500 К, выдержка в течение 30 минут и достижение температурного диапазона роста при высоком давлении;
– уменьшение давления в вакуумной камере и проведение процесса роста.

Авторами были получены кристаллы ТР диаметром 52 мм и толщиной 15-17 мм (рис.1). На рис.2 приведены подложки в виде круглой пластины (рис.2,а) диаметром 50 мм и квадратной – 30х30 мм (рис.2,б).

В зависимости от температуры процесса роста и давления в вакуумной камере скорость роста составляла 200-850 мкм/ч. Морфологию поверхности кристалла ТР во время эпитаксиального роста при различных параметрах, характеризующих процесс роста (температура, давление, состав источника, скорость роста) исследовали с помощью атомной и электронной микроскопии. Оже –

спектроскопия (AES) и вторичная ионная масс-спектроскопия (SIMS) показали, что поверхность кристалла повторяет стехиометрию исходного источника.

Исследования дефектной структуры кристаллов, выращенных на SiC подложках, с применением сканирующей электронной микроскопии (TEM) показали, что большинство дефектов являются винтовыми дислокациями, переходящие из подложки. При больших скоростях роста (>700мкм/ч) наблюдаются объемные включения углерода.

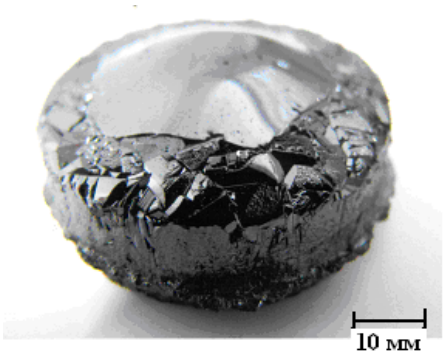
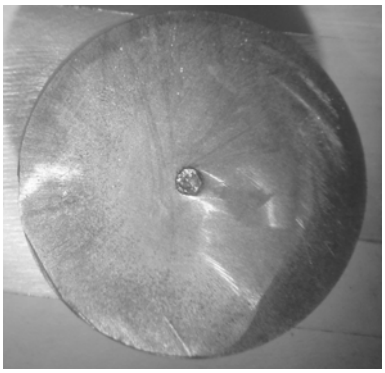
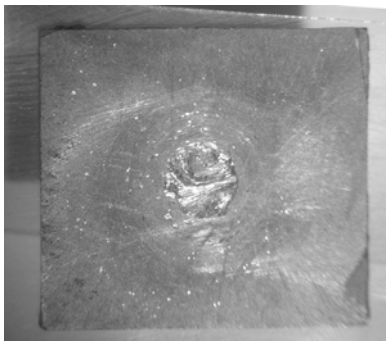


Рис.1. Фотография монокристалла твердого раствора $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$.



а)



б)

Рис. 2. Фотография подложки:
а) в виде диска диаметром 50 мм,
б) в виде квадрата с размером стороны 30мм.

[1] Г.К.Сафаралиев, Б.А.Билалов, Ш.А.Нурмагомедов и др. Неорганические материалы, т.38, №7, 817 (2002).

Работа выполнена при поддержки программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2006-2008 годы)».

THE SUBLIMATION STUDY OF THE GROWTH PROCESS OF MONOCRYSTALS OF SILICON CARBID AND ALUMINIUM NITRID SOLID SOLUTIONS.

B.A.Bilalov*, *G.D.Kardashova, M.A.Gitikchiev, Ya.A.Alimagomedov.*
Dagestan State Technical University

The present study gives the research results in growing volumetrical monocrystals of silicon carbid and aluminium nitrid solid solutions used for getting high-resistive or semiinsulating bases. To optimize the growth process the physical model considering the crucible construction influence on the thermal field distributing in the growth region and the influence of the operating temperature and the pressure within the limits of the box on the growth velocity and structural perfection of growing crystals is used.

ЭФФЕКТ ТРАНСФОРМАЦИИ ПОЛИТИПОВ(β-SiC)-(α-SiC) ПРИ КАРБОНИЗАЦИИ Si(111) ПОДЛОЖКИ.

М.Е.Компан**, С.А.Кукушкин[1], А.В.Осипов[1], И.Г.Аксянов, В.Н.Бессолов, Е.В.Коненкова, С.К.Гордеев[2], С.Б.Корчагина[2],

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021, Санкт-Петербург
[1]Институт проблем машиноведения РАН, 199178, Санкт-Петербург
[2]ФГУП Центральный научно-исследовательский институт материалов, 191014, Санкт-Петербург
e-mail: Kompan@mail.ioffe.ru

Цель работы - выяснить условия формирования слоев α-SiC и β-SiC политипов в процессе формирования тонкого слоя на Si(111) подложке для применения таких структур в интеграции кремниевой и нитрид галлиевой электроники.

Объекты и методы исследования - структуры SiC/Si полученные карбонизацией поверхности подложки по методу [1]. Температура роста была в интервале 1100-1300^{0}C, время - 1-60мин. Толщина SiC слоев была разной и находилась в интервале 40-200 нм. Состав, измеренный методом Оже-спектроскопии показал, что, за исключением приповерхностного (до 40 нм), слой до толщины ~200 нм близок к стехиометрическому. Неоднородность поверхности, оцененная в электронном микроскопе, оказалась ~ 30-70 нм. Анализ ренгеноструктурных параметров таких тонких слоев SiC позволяет утверждать, что основными политипами могут являться, как кубический 3C-SiC, так и гексагональные 4H-SiC, 6H-SiC. Полуширина FWHM для лучших слоев составляла величину около ω_θ = 30 arcmin.

Задачи исследования - изучалась фотолюминесценция SiC/Si структур, выращенных в различных технологических режимах. Люминесценция возбуждалась импульсным азотным лазером (длина волны излучения λ=337 нм) с длительностью импульса 6 нс. Измерения проводились при комнатной и азотной температурах.

Экспериментальные результаты:

В зависимости от времени и температуры роста спектры фотолюминесценции структур -SiC/Si, состоят при 300K из полосы, с максимумами либо hν=2.26 eV, либо hν=2.96 eV, либо hν=3.26 eV, с полуширинами 150 мэВ, 50мэВ и 130 мэВ соответственно (рис.1). Интерпретация фотолюминесцентных спектров тонких слоев SiC представляет некоторую трудность, поскольку необходимо учитывать как явление политипизма, присущее методу карбонизации, так и наличие деформации растяжения в гетероструктуре SiC/Si. Спектры фотолюминесценции однозначно свидетельствуют о наличии в структуре либо кубического политипа, либо гексагональных, либо смеси этих политипов.

Модельные представления.

Проявление эффекта трансформации политипов SiC в спектрах фотолюминесценции мы связываем с двумя процессами, присущих карбонизации Si. Во-первых, происходит быстрое изменение соотношения атомов Si/C в зоне роста, поскольку по мере образования слоя SiC поток атомов Si из подложки ослабевает, и это приводит к трансформации политипа 3C-SiC (рис.2a). Во-вторых, большое различие постоянных решетки Si и SiC сопряжено с большими (~-100 GPa) напряжениями растяжения в слое, и это способствует формированию 3C-SiC политипа, однако по мере увеличения толщины слоя происходит релаксация напряжений (до ~ -1 GPa) , что стимулирует формированию 6H-SiC, 4H-SiC и даже 2H-SiC политипов (рис.2b). Условия трансформации политипов SiC не противоречат моделям, согласно которым вначале на Si подложке зарождается кубический политип, а его трансформация в гексагональный зависит как от состава газовой фазы при CVD эпитаксии [2], так и внешнего давления на SiC-кристаллы [3].

Выводы.

Обнаружен эффект трансформации кубического (3C-SiC) политипа в гексагональный (4H - 6H-SiC) при карбонизации поверхности Si атомами углерода. Предложена модель формирования гетероструктуры и сделано заключение, что эффект перспективен для интеграции кремниевой и нитрид галлиевой электроники.

[1]. С.А.Кукушкин и др., Письма в ЖТФ, **31**, 6 (2005).
[2]. F.M.Morales et.al. Appl.Phys.Lett., **87**, 201910 (2005).
[3]. S.Sugiyama et.al. J.Am.Soc., **84**, 3013 (2001).

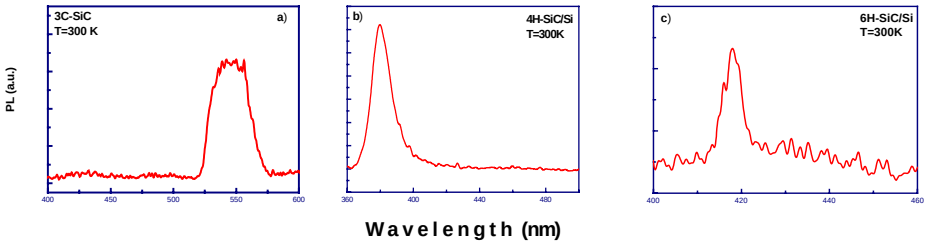


Рис.1. Спектры фотолюминесценции структур при T=300 K: a) 3C-SiC; b) 4H-SiC; c) 6H-SiC.

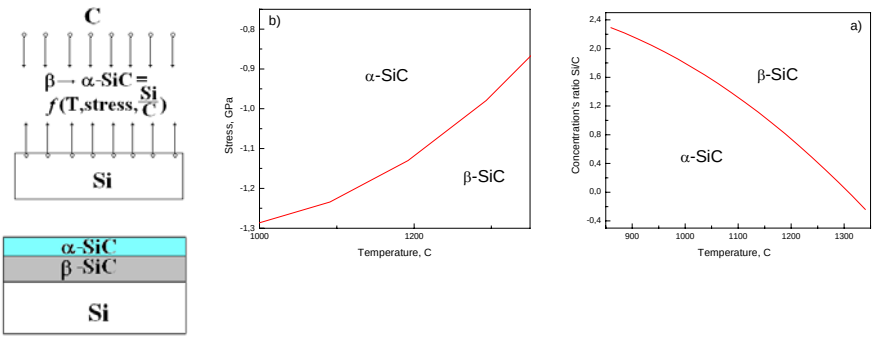


Рис. 2. Схематическое изображение формирования α- и β-SiC/Si структуры и фазовая диаграмма трансформации политипов в зависимости от температуры, отношения потоков (Si/C) и напряжений в слое.

THE EFFECT OF TRANSFORMATION OF POLYTYPE (β-SiC)-(α-SiC) DURING CARBONIZATION OF Si(111) SUBSTRATE.

M.E.Kompan**, S. A. Kukushkin[1], A. V. Osipov[1], I.G.Aksyanov,
V.N.Bessolov, E.V.Konenkova, S. K. Gordeev [2], S. B. Korchagina [2],
A.F.Ioffe Physico-Technical institute, 194021, St.Petersburg
[1] Institute for Problems of Mechanical Engineering,
199178, St.Petersburg
[2]Central Materials Research Institute, St. Petersburg, Russia,
191014, St.Petersburg
e-mail: Kompan@mail.ioffe.ru

The photoluminescence of SiC/Si structures fabricated by different technological regimes have studied.
The spectra of photoluminescence depend of the growth time and temperature of growth. The lines with maximum at 2.26 eV or 2.96 eV or 3.26 eV at T=300K and FWHM at 150 meV, 50 meV and 130 meV, respectively, were observed in the luminescence spectra. The photoluminescence spectra are evidenced of presence of either cubic polytype or hexagonal polytype or mixture of these polytypes.
The effect of transformation of cubic polytype (3C-SiC) into the hexagonal polytype (4H - 6H-SiC) during carbonization of Si(111) substrate by carbon atoms was founded.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И ПАРАМЕТРЫ ПЛЕНОК ZnO.

***М.М. Мездрогина*[1], *В.В. Криволапчук*[1], *Э.Ю. Даниловский*[2], *Р.В. Кузьмин*[2]**
1. ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, margaret.m@mail.ioffe.ru
2. С-ПбГТУ, Санкт-Петербург

ZnO-широкозонный прямозонный полупроводник (E_g=3,23 eV) привлекает внимание исследователей в течение последних десятилетий как перспективный материал для создания приборов, способных работать при повышенных температурах, в условиях повышенного радиационного фона. ZnO – может иметь хорошую проводимость при меньшей толщине слоя по сравнению с ITO, вследствие чего является перспективным материалом при создании приборов. Массивные кристаллы данного полупроводника имеют достаточно большие размеры, выращиваются различными гидротермальными методами и могли бы быть использованы в качестве рабочих элементов приборов, если бы удалось осуществить процесс их качественной резки. ZnO является экологически чистым материалом. Кристаллы ZnO в виде пленок обычно получают методами магнетронного напыления, высокочастотного распыления мишени ZnO (легированного Al- для получения хорошей проводимости) на подложки из кристаллического кремния (c-Si), сапфира (Al_2O_3), нитрида галлия – GaN. Из-за разности параметров кристаллических решеток, коэффициентов термического расширения подложек и слоев возникают напряжения несоответствия, приводящие к возникновению большой плотности протяженных (дислокаций) и точечных дефектов. Другой причиной появления дефектов в пленках ZnO являются вакансии кислорода из-за не сохранения стехиометрического состава пленок, когда концентрация кислорода в них не соответствует термодинамически - равновесной концентрации, поскольку процесс роста пленок происходит в термодинамически неравновесных условиях. Влияние различных примесей, сопутствующих, как правило, при любом процессе распыления композитной мишени также оказывает существенное влияние на свойства пленок ZnO.

Целью данной работы является рост пленок ZnO различными методами и сравнение параметров полученных пленок. Исследовались пленки, полученные различными методами.

В данной работе использовались методы оптической спектроскопии- измерения фотолюминесценции (ФЛ) полученных пленок. Фотолюминесценция возбуждалась азотным импульсным лазером (λ=337,1nm), He-Cd гелий кадмиевым непрерывным лазером (λ= 325nm). Оптические измерения проводились на дифракционном спектрометре СДЛ-2 с обратной линейной дисперсией 1.3 nm/мм в области краевой люминесценции GaN. Измерения проводились при температурах T=(300,77)K. Для корректного сравнения спектров излучения разных кристаллов, контролируемые параметры в каждой серии экспериментов – угол падения луча, интенсивность возбуждения, температура измерения были постоянными. При анализе спектров ФЛ основное внимание уделяется интенсивности линий близкраевой фотолюминесценции - БКФЛ и ее ширине на полувысоте - (FWHM).

При сравнении спектров ФЛ пленок, полученных методами магнетронного напыления (1-ый тип) из мишени ZnO в Ar и высокочастотного распыления – Zn мишень в смеси $Ar+O_2$ (2- ой тип пленок) оказалось, что длина волны максимума излучения в пленках 2-типа находится в более коротко волновой области, чем для пленок 1-ого типа (λ = 4100-4300 A , E_g = 2.99 eV, λ= 4400- 4600 A E_g = 2, 75 eV) - рис.1 (кривые1,2). Объяснением подобного различия заключается в том, что механизм и скорость роста при магнетронном и высокочастотном распылении различны. Скорость роста при высокочастотном распылении больше, чем при магнетронном. Кислород (не связанный с Zn) в плазме высокочастотного разряда находится в ионизованном состоянии и, следовательно, более активен и, кроме того, при большей скорости роста меньшую роль играют примеси. Несмотря на разницу в положении линий максимума излучения интенсивность излучения пленок 1 и 2 типов была незначительна.

Для увеличения интенсивности излучения и сдвига линии излучения в коротко волновую область спектра в пленки методом диффузии вводили Eu. Введение Eu привело к сдвигу максимума излучения в коротковолновую область спектра, λ=380 нм и увеличению интенсивности излучения. При этом вид спектров при температуре T=77K и при T=300K отличаются незначительно. Изменение спектра фотолюминесценции после введения Eu показано на рис. 2.

После проведенных исследований пленок, полученных вышеизложенными методами, был предложен другой метод получения пленок ZnO - на стеклянные подложки были осаждены методом высокочастотного распыления в аргоне пленки Zn, затем произведен отжиг в кислородо - содержащей плазме - Ar + O (78% Ar + 22% O_2). Спектр ФЛ пленки полученной данным методом на

аморфной подложке (стекло) был таким же, как спектр кристаллических ZnO пленок, полученных высокочастотным распылением - максимум излучения при E=3,72eV (рис.1- кривая 3) а интенсивность излучения была больше.

Совершенствование предложенного метода получения пленок ZnO путем как геттерирования дефектов при легировании различными РЗИ, так и путем варьирования процессов отжига встречает ряд ограничений - эффективность легирования РЗИ тем больше, чем меньше концентрация дефектов в исходной полупроводниковой матрице. Пока что концентрация дефектов велика, поэтому и эффективность легирования РЗИ мала. При увеличении парциального давления кислорода в газовой смеси также можно было бы добиться более эффективного воздействия отжига, но увеличение концентрации кислорода невозможно в условиях высокочастотной плазмы. Оптимизация параметров осаждения пленки Zn – получение пленок с заранее заданной концентрацией неоднородностей (пор) с целью обеспечения максимальной площади поверхности хемсорбции кислорода из плазменного промежутка.

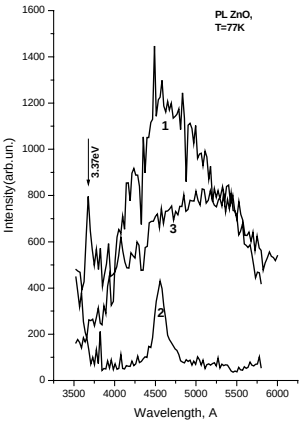


Рис.1. Спектры PL пленок ZnO полученных разными методами

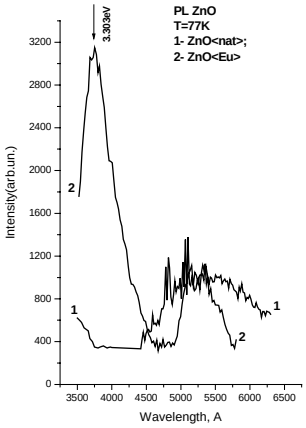


Рис.2 Спектры PL пленок ZnO,. полученных методом магнетронного напыления до (кривая 1) и после введения Eu.

METHODS OF THE PREPARATION AND THE PROPERTIES ZnO FILMS

M.M. Mezdrogina[1], V.V. Krivolapchuk[1], E.Yu. Danilovsky[2], R.V. Kuzmin[2].

1. Ioffe Physicotechnical Institute, S- Petersburg, Russia margaret.m@mail.ioffe.ru
2. S-Pb State Techn.University, S-Petersburg, Russia

ZnO films were prepared by various techniques: by radio-frequentcy sputtering (Zn target, $Ar+O_2$ gas mixture), magnetron (ZnO target in Ar), and new method, which consists of annealing Zn sputtered films in $Ar+O_2$ plasma. Prepared ZnO films were doped with Eu. Optical parameters of prepared films were measured by the photoluminescence (PL) under various temperatures. It was found the change in the spectra of PL doped films ZnO with Eu: there is displacement of the maximum intensity of luminescence in short of spectral regions and increasing of the intensity emission.

ФОМИРОВАНИЕ РЕГУЛЯРНЫХ НАНОСТРУКТУР НОВОГО ТИПА – “ НАНОСОТЫ “ НА ПОВЕРХНОСТИ *n*-GaN(0001)

Г.В. Бенеманская**, *В.С. Вихнин, М.Н. Лапушкин, Н.М. Шмидт
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия
* e-mail: galina.benemanskaya@mail.ioffe.ru

В результате многократной коадсорбции Cs и Ba и термической обработки *in situ* поверхности GaN(0001) n- типа впервые сформирована регулярная наноструктура нового типа – “наносоты”. Обнаружено, что формирование наноструктуры сопровождается кардинальным изменением электронных свойств поверхности : 1 - структура характеризуется квази-металлической проводимостью, 2 - обнаружена фотоэмиссия с высоким квантовым выходом при возбуждении светом в области прозрачности GaN, 3 – обнаружено появление серии 2D плазмонных мод в спектре фотоэмиссии.

Исследование ультратонких интерфейсов Cs, Ba/n-GaN(0001) показало широкие возможности для кардинального изменения электронных свойств поверхности GaN [1-3]. Так, впервые на поверхности полупроводника в результате адсорбции был сформирован 2D электронный канал – аккумуляционный слой с металлической проводимостью. Было показано, что параметрами и свойствами 2D канала можно целенаправленно управлять. Представляемые ниже результаты представляют дальнейшее развитие этих исследований.

Формирование структуры и экспериментальные сследовния проводились *in situ* в сверхвысоком вакууме P < 1×10^{-10} Торр. Образец *n*-типа, легированный Si (4×10^{17} см$^{-3}$), толщиной d=3.4 мкм, представлял собой эпитаксиальный слой GaN(0001), выращенный на сапфировой подложке методом MOCVD. Данные AFM (рис. 1) свидетельствуют о хорошем исходном качестве поверхности образца. Исследовалась многократная коадсорбция атомов Cs и Ba на поверхности GaN с

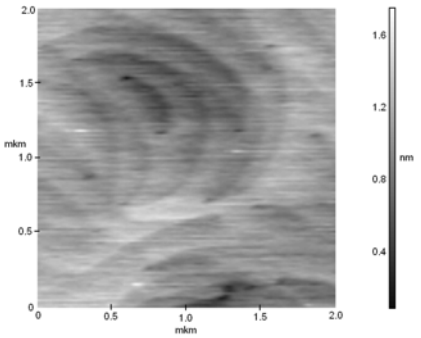


Рис. 1. AFM изображение исходной поверхности n-GaN(0001), поле 2×2 мкм.

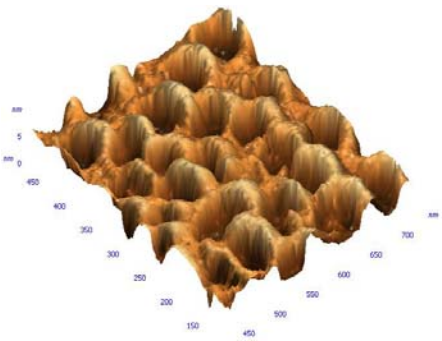


Рис. 2. 3D AFM изображение наноструктуры “наносоты“ поле 300×300 nm

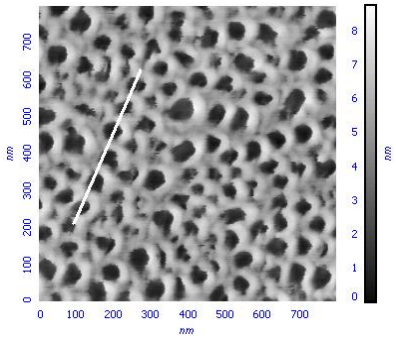


Рис.3a. AFM изображение наноструктуры на поверхности n-GaN(0001), поле 800×800 nm.

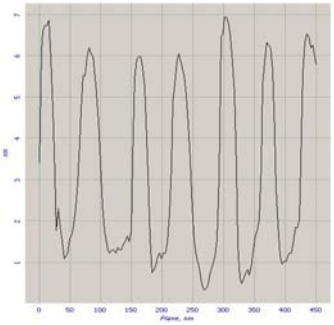


Рис. 3b. Сечение AFM изображения дистанция 400 nm, высота 60 nm

последующими циклами нагрева образца 700С. В результате указанной процедуры на поверхности образца произошли необратимые изменения структурных и электронных свойств. На рис. 2 и рис. 3 впервые представлены данные AFM, которые свидетельствуют о создании наноструктуры нового типа – наносоты. Нам не известны другие работы, в которых были бы созданы подобные наноструктуры на поверхности III- нитридов. В процессе создания наноструктуры исследовалось изменение электронных свойств. Использовался метод фотоэмиссионной спектроскопии при возбуждении поляризованным светом [4,5]. Изучались спектры объемной и поверхностной фотоэмисии.

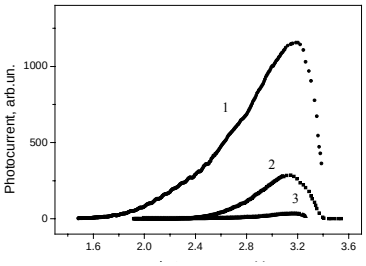


Рис. 4. Спектры пороговой фотоэмиссии : 1-наноструктуры , 2-Cs/GaN интерфейса, 3-Ba/n-GaN интерфейса

Впервые обнаружено формирование на поверхности *n*-GaN(0001) регулярной наноструктуры нового типа – " наносоты ". Результаты AFM исследования свидетельствуют, что наноструктура характеризуется высокой степенью регулярности, что наблюдается по всей поверхности образца. Ячейка наноструктуры имеет линейный размер ~ 50nm и высоту ~ 6nm. На рис. 2 детально представлено строение структуры. Результаты AFM подтверждаются данными, полученными методом электронной микроскопии. Установлено, что наноструктура характеризуется высокой термоустойчивостью. Кроме того, структура достаточно долго (до 30 дней) сохраняется в комнатной атмосфере.

Исследование электронных и фотоэмиссионных свойств *in situ* показало, что структура имеет квазиметаллический характер, работа выхода составляет ~ 1.5 эВ, фотоэмиссия характеризуется высоким квантовым выходом в области энергий возбуждения 1.5 эВ – 3.4 эВ. Для сравнения на рис. 4 представлен спектры фотоэмиссии для наноструктуры (кривая 1) и для интерфейсов Cs/n-GaN (кривая 2) и Ba/n-GaN (кривая 3). Установлено также, что квантовый выход фотоэмиссии для наноструктуры превосходит квантовый выход для системы Cs/GaAs, которая является традиционной основой фотокатодов.

В спектре поверхностной фотоэмиссии наноструктуры обнаружено появление серии широких максимумов, природа которых связана, по-видимому, с плазмонными модами в Cs и Ba нанокластерах.

Разработана модель формирования структуры с учетом процессов самоорганизации.

Работа выполнена при поддержке гранта # 2.10 программы ОФН РАН и гранта РФФИ

[1] G.V.Benemanskaya, V.S.Vikhnin, N.M.Shmidt, G.E.Frank-Kamenetskaya, I.V.Afanasiev. Appl. Phys. Lett., **85**, 1365 (2004), JETP Lett. **77**, 226 (2003).
[2] Г.В. Бенеманская Г.В. Бенеманская, Г.Э. Франк-Каменецкая, Н.М. Шмидт, М.С. Дунаевский. ЖЭТФ **130**, N9 (2006) 550-560.
[3] Г.В. Бенеманская, Г.Э. Франк-Каменецкая, Письма в ЖЭТФ **81**, 642 (2005).
[4] A.Liebsch, G.V.Benemanskaya, M.N.Lapushkin. Surf. Sci., **302**, 303 (1994).
[5] G.V.Benemanskaya, D.V.Daineka, G.E.Frank-Kamenetskaya. Surf. Sci., **523**, 211 (2003).

FORMATION OF NEW TYPE "CHAIN-LIKE" REGULAR NANOSTRUCTURES ON n-GaN(0001) SURFACE

G.V. Benemanskaya *, V.S. Vikhnin, M.N. Lapushkin, N.M. Shmidt
Ioffe Physico-Technical Institute of RAS, 194021 St.Petersburg, Russia
e-mail : galina.benemanskaya@mail.ioffe.ru

Self-organizing regular nanostructures of new type have been created *in situ* due to both multiple Cs and Ba coadsorption on n-GaN(0001) surface and ulterior temperature annealing. Nanostructures are characterized by high regularity in microscale and by parameters of cell of chain in nanoscale. Namely, high of cell is ~ 6nm and diameter of cell corresponds to ~ 50 nm. Nanostructures are investigated by AFM, electron microscopy and photoemision spectroscopy. It is found that chain-like nanostructure is formed by solid solution with metallic-like conductivity. Photoemission from nanostructures has been found by excitation of visible light in the transparency region of GaN.

ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ 2D АККУМУЛЯЦИОННЫХ СЛОЕВ Cs, Ba/n-GaN(0001) ИНТЕРФЕЙСОВ.

Г.В. Бенеманская, М.Н. Лапушкин *, С.Н. Тимошнев
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия
* e-mail: Lapushkin@ms.ioffe.rssi.ru

Проведены экспериментальные и теоретические исследования фотоэлектронной эмиссии ультратонких интерфейсов Cs/n-GaN(0001) и Ba/n-GaN(0001). В сверхвысоком вакууме *in-situ* изучены электронные свойства интерфейсов при адсорбции атомов Cs и Ba в субмонослойном режиме. Обнаружено, что адсорбция атомов Cs и Ba приводит к появлению фотоэмиссии в области прозрачности GaN. При этом происходит резкое увеличение интенсивности фототока с увеличением числа адсорбированных атомов на поверхности GaN. Показано, что появление фотоэмиссии связано с образованием на поверхности 2D электронного канала - зарядового аккумуляционного слоя (AL) [1]. Проведены комплексные сравнительные исследования спектров фотовыхода электронов из аккумуляционных слоев.

В рамках теории Урбаха для поверхностной фотоэмиссии [2] проведены расчеты экспериментальных фотоэмиссионных спектров. Получено хорошее совпадение экспериментальных и рассчитанных спектров. Найдены значения матричных элементов возбуждения фотоэмиссии и установлены энергетические параметры AL для интерфейсов Cs/n-GaN(0001) и Ba/n-GaN(0001) в диапазоне субмонослойных покрытий.

Теоретические расчеты представлены на рис. 2. Анализ полученных данных показывает, что полуширина матричного элемента возбуждения фотоэмиссии приблизительно равна величине заполненной части слоя AL , то есть энергетической глубине слоя ниже E_F (рис. 3).

Найдено, что при одинаковой работе выхода системы адсорбция Cs приводит к формированию более узкого по энергии AL, чем при адсорбции Ba. Как показывают экспериментальные и теоретические данные, увеличение Ba покрытия $\theta>0.4$ не приводит к изменению фотоэмиссионного спектра и, следовательно, параметров слоя AL.

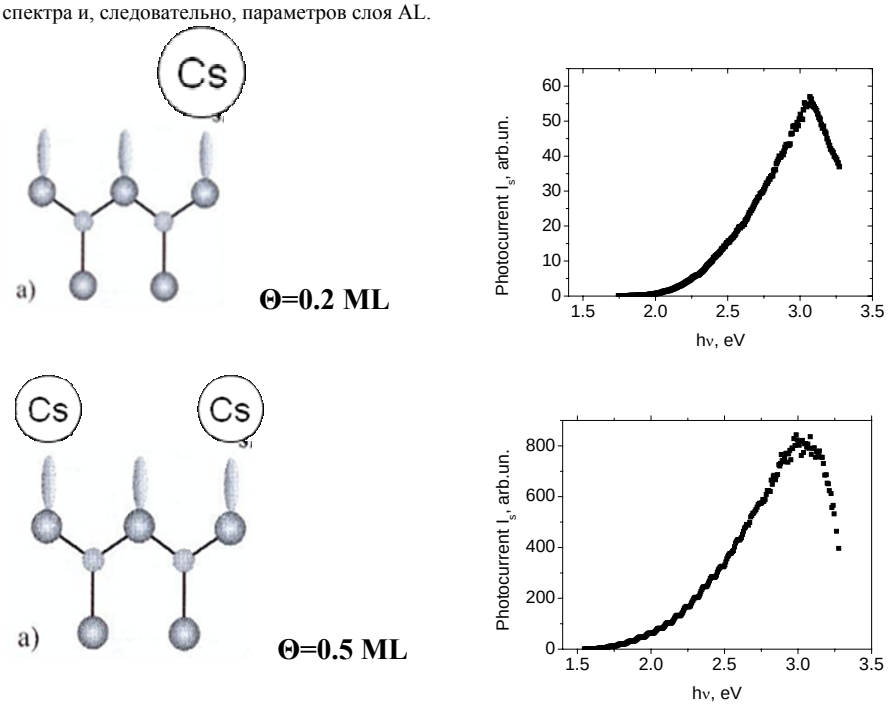


Рис 1. Схема процесса адсорбции (слева) и спектры фотоэмиссии (справа) при различных субмонослойных покрытиях Cs на поверхности n-GaN(0001)

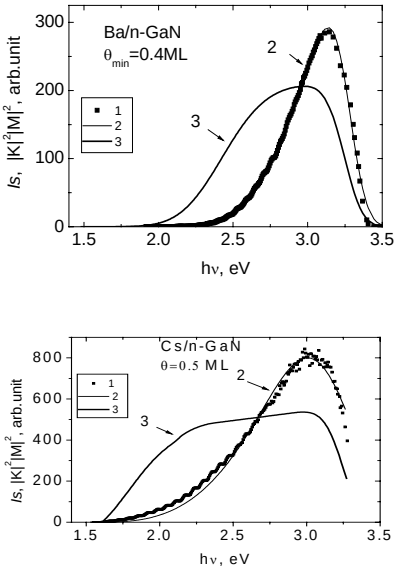


Рис. 2. Спектры фотоэмиссионного тока:
1- экспериментальные данные,
2- расчетные данные,
3- рассчитанный матричный элемент возбуждения фотоэмиссии.

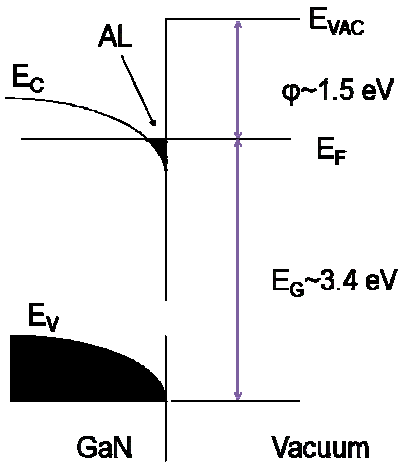


Рис. 3. Схема приповерхностного изгиба зон n-GaN(0001) и индуцированного адсорбцией образования 2D электронного канала – зарядового аккумуляционного слоя AL .

Значительные изменения происходят с ростом цезиевого покрытия, а именно наблюдается эффект существенного увеличения полуширины AL. Этот факт указывает на то, что адсорбция Cs является наилучшим методом для получения и формирования аккумуляционного слоя с различными параметрами.

Работа выполнена при поддержке гранта # 2.10 программы ОФН РАН и гранта РФФИ .

[1] G.V. Benemanskaya, V.S. Vikhnin, N. M. Shmidt, G.E. Frank-Kamenetskaya, I.V. Afanasiev, Appl. Phys. Lett. **85,** 1365 (2004)
[2] Г.В. Бенеманская, М.Н. Лапушкин, М.И. Урбах, ЖЭТФ **102**,1664 (1992)
[3] Г.В. Бенеманская, М.Н. Лапушкин, С.Н.Тимошнев, ФТТ **49**, N 4, 2007.

ELECTRONIC PROPERTIES AND ENERGETIC PARAMETERS OF 2D ACCUMULATION LAYERS OF Cs, Ba/n-GaN (0001) INTERFACES

G.V. Benemanskaya, M.N. Lapushkin*, S.N. Timoshnev
Ioffe Physico-technical Institute, St Petersburg 194021, Russia, * e-mail: Lapushkin@ms.ioffe.rssi.ru

Experimental and theoretical studies of photoelectron emission of Cs/n-GaN(0001) and Ba/n-GaN(0001) ultrathin interfaces are carried out. It is found, that adsorption of Cs or Ba atoms leads to occurrence of photoelectron emission in the transparency region of GaN that are established to connect with formation of 2D electron channel, so called an accumulation layers at the Fermi level. Theoretical investigation of photoemission from accumulation layers is carried out in the framework of Urbakh's theory of surface photoemission. Energetic parameters of an accumulation layers are found.

ОТ ЗАДАЧ НИТРИДНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ К ВОЗМОЖНОСТЯМ ОБОРУДОВАНИЯ

Алексеев А.Н., Великовский Л.Э., Погорельский Ю.В., Филаретов А.Г.*, Чалый В.П.
ЗАО "Научное и технологическое оборудование"
Россия 194156 Санкт-Петербург, пр. Энгельса д. 27, E-mail info@semiteq.ru

Характерной особенностью современных полупроводниковых технологий является использование эпитаксиальных материалов. Традиционные материалы полупроводниковой техники, такие как кремний и арсенид галлия давно широко применяются, технологии их эпитаксиального выращивания достаточно отработаны, также хорошо известны и отработаны планарные технологии.

В то же время для полупроводниковых приборов на основе нитридов 3 группы эпитаксиальное выращивание материала и последующая его обработка в цикле планарных технологий имеют ряд особенностей по сравнению с традиционными материалами в силу уникальных свойств GaN и соединений (Al,In)GaN, выражающихся в необходимости выращивания нитрида галлия на сильно рассогласованных подложках (Al2O3, Si, SiC) и в чрезвычайной стойкости нитридов к традиционным методам химической обработки. Несмотря на появление коммерческих приборов (светодиодов, лазеров, прототипов мощных транзисторов и т.д.) доля НИР и ОКР как в технологиях эпитаксиального выращивания, так и планарных технологиях по-прежнему высока, и поэтому, ширина диапазона технологически важных параметров задействованного оборудования весьма значима.

Для задач нитридных технологий нами разработан комплекс сверхвысоковакуумного оборудования, ориентированный на задачи НИР, ОКР и мелкосерийное производство, состоящий из установки молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ), установок электронно-лучевого напыления и магнетронного распыления, установок плазмохимического травления и осаждения диэлектриков в индуктивно связанной плазме, а также установка термической, в том числе скоростной, обработки в контролируемой газовой среде. Весь комплекс рассчитан на обработку подложек диаметром до 100 мм.

В основе проводимых разработок оборудования лежит принятая нами политика, заключающаяся в двух постулатах: диапазон технологических режимов оборудования не должен сдерживать потребности технологии и конструкцию разработанного оборудования оценивает действующий технолог.

В этой связи при выборе технологии эпитаксиального роста мы ориентируемся на технологию молекулярно-пучковой эпитаксии (Рис.1) как технологию, позволяющую наиболее гибко перестраивать технологические процессы, что особенно важно при проведении НИОКР на новых материалах, а также требующую наименьших инфраструктурных вложений при инсталляции технологического оборудования у конечного пользователя. С другой стороны, максимальная рабочая температура подложки, тип (плазменный источник и / или источник аммиака) и интенсивность потока источника азота не должны ограничивать технологические режимы, что требует согласованных решений в конструкции установки МПЭ (Рис.2).

Две группы пострстового технологического оборудования призваны обеспечить проведение процессов в чистых контролируемых условиях. В этой связи не только установки электронно-лучевого напыления (Рис. 3) и магнетронного распыления, но и установки плазмохимического травления (Рис. 4) и осаждения диэлектриков в индуктивно связанной плазме реализованы в сверхвысоковакуумном исполнении с безмасляной откачкой для защиты обрабатываемых поверхностей от неконтролируемых примесей. При повышении требований к чистоте и производительности плазменных процессов в установках травления и осаждения диэлектриков установки могут укомплектовываться шлюзом.

Наличие 2-х электродов – индуктивно связанного и плоского с независимым подводом ВЧ напряжения предоставляет дополнительные возможности при проведении процессов плазмохимического травления и осаждения диэлектриков.

Установка быстрого высокотемпературного отжига в управляемой газовой среде имеет предварительную форвакуумную безмасляную откачку, обеспечивающую защиту обрабатываемой поверхности от неконтролируемых примесей.

Таким образом, представлен комплексный технологический инструмент решения прямой задачи – действующий технолог определяет требуемые параметры процесса и реализует их на технологическом оборудовании в противовес решения обратной задачи – поиска параметров процесса задания узких границ технологических возможностей, предписываемых конструкцией оборудования.

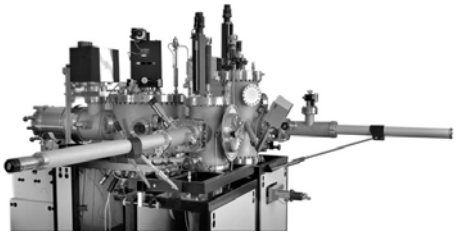


Рис. 1 Установка МПЭ STE3N3

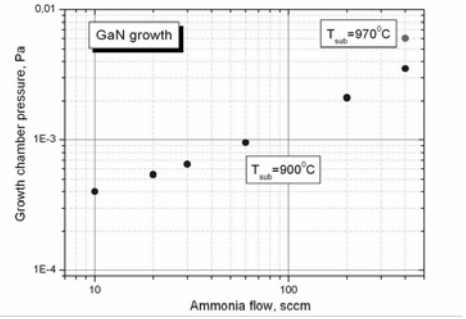


Рис.2 Зависимость давления в ростовой камере от потока аммиака

Рис. 3 Установка ЭЛН

Рис.4 Установка ICP ПХТ

From Nitride Technology vision to Equipment powers

A. Alexeev, L. Velikovsky, Y. Pogorelsky,A. Filaretov*, V. Chaly
ATC – Semiconductor Technology & Equipment
27 Engels pr., St.Petersburg 194156 Russia, E-mail info@semiteq.ru

Specially designed R&D technological UHV complex for group III nitrides processing is represented. The complex is comprised of molecular beam epitaxy system for nitrides growth, ICP etch machine, ICP dielectric deposition machine, electron beam deposition machine, magnetron spattering machine and rapid thermal annealing in controlled gas environment. All the equipment designed to process wafers of up to 100 mm in diameter. The adopted development policy is expressed as "Technology judges design".

ОСОБЕННОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИИ МЛЭ-СИСТЕМ ПРИ РОСТЕ ПЛЕНОК GaN В ПОТОКЕ АММИАКА

В.В. Преображенский, М.А. Путято, Б.Р. Семягин, А.В. Васев, В.Г. Мансуров, К.С. Журавлев, А.И. Торопов, О.П. Пчеляков***

Институт физики полупроводников СО РАН, 630090, г. Новосибирск,
пр. ак. Лаврентьева, 13. pvv@isp.nsc.ru

Использование аммиака в молекулярно-лучевой эпитаксии (аммиачная-МЛЭ) пленок на основе нитридов III группы объединяет в себе преимущества MOCVD систем (большие скорости роста, высокое совершенство получаемых слоев) и установок МЛЭ (отсутствие "памяти" системы по компонентам III группы, низкая стоимость проведения экспериментов). Очевидно, что использование МЛЭ оборудования в условиях высокого давления аммиака является нештатным режимом эксплуатации. В частности, работа тигельных источников Ga и Al при $P(NH_3)\sim1\times10^{-3}$ Торр недопустима из-за коррозии конструкций и быстрого выхода их из строя. Как результат, возникает задача модификации узлов МЛЭ оборудования для работы в парах аммиака.

Поскольку для эпитаксии соединений GaN и AlGaN с использованием аммиака предполагалось использовать установку "CBE 32P" фирмы RIBER, то был сделан запрос о возможности такого использования установки. В ответ представительство фирмы RIBER сообщило, что установка "CBE 32P" спроектирована для роста фосфор- и мышьяк- содержащих соединений $A^{III}B^{V}$ с использованием арсина и фосфина в качестве источников элементов V группы. Для подачи арсина и фосфина в зону роста установка снабжена инжектором и двумя газовыми линиями с регуляторами подачи газа. Атомарные потоки галлия и алюминия в установке обеспечиваются обычными тигельными источниками. Для эпитаксии соединений GaN и AlGaN на установке "CBE 32P" следует приобрести специализированный газовый инжектор для ввода аммиака в зону роста. Никаких указаний о возможных проблемах при работе в атмосфере аммиака обычных тигельных источников получено не было.

Сравнив конструкцию предлагаемого инжектора с уже имеющимся на установке, был сделан вывод об их идентичности. Как результат, работы по эпитаксии соединений GaN и AlGaN на установке "CBE 32P" осуществлялись с использованием одной из гидридных линий для подачи аммиака. За 5 лет эксплуатации никаких проблем с подачей аммиака в зону роста не возникало.

Исследование влияния условий роста на морфологию оптические и электрофизические свойства пленок GaN на сапфире показали, что пленки с совершенной морфологией и хорошими оптическими и электрофизическими свойствами удается получать только при больших потоках аммиака. Поэтому ростовые эксперименты стали проводится при значительном увеличении давления аммиака в зоне роста – до 1×10^{-3} Торр. В результате проведения ростовых экспериментов выяснился ряд обстоятельств. Жидкий галлий и жидкий алюминий в атмосфере аммиака великолепно смачивают стенки тигля, изготовленного из нитрида бора. В условиях вакуума и в атмосфере паров мышьяка и/или фосфора этого не происходит. В результате смачивания шихтовой материал покидает горячую зону и оказывается на внешней части тигля и на арматуре нагревателя. Попадая на разогретую арматуру нагревателя жидкий металл вызывает коррозию и, как следствие, его разрушение. Такой процесс приводит к быстрому выходу из строя молекулярных источников галлия и алюминия. Особенно быстро в атмосфере аммиака под воздействием галлия корродирует молибден. Штатные источники галлия и алюминия вышли из стоя менее чем за 20 часов работы.

Были разработаны подходы к проблеме усовершенствования конструкций источников Ga и Al для работы в подобных условиях. Для источника алюминия ключевым моментом является обеспечение значения температуры верхней части тигля ниже точки плавления алюминия. Это полностью блокирует вытекание алюминия из тигля. Для источника галлия – разогрев верхней части тигля до температур, при которых весь доходящий до нее галлий испарится.

Реализация таких подходов требовала разработки принципиально новых конструкций нагревателей. Данная задача усложнялась из-за ограничений на объем, занимаемый источниками. Нагреватели, удовлетворяющие всем этим требованиям, были изготовлены и успешно испытаны. В предлагаемой работе обсуждаются особенности разработанных конструкций. Источники, на данный момент, проработали в установке ~550 часов и продолжают успешно эксплуатироваться.

Еще одной важной технической проблемой при эксплуатации установки является удаление большого количества аммиака из вакуумного объема после разморозки криопанелей. Особенности этого процесса обсуждаются.

Также обсуждается работа комплекса аналитического оборудования (дифракция быстрых электронов на отражение, эллипсометрия и др.) в условиях высокого давления аммиака.

Работа выполнена в рамках Гранта Президента для поддержки ведущей научной школы НШ-6624.2006.2 (Госконтракт № 02.445.11.7418), а также при поддержке гранта РФФИ 05-02-16800.

UPGRAITING OF CBE MACHINE`S FOR GaN STRUCTURES GROWTH BY AMMONIA-MBE.

V.V. Preobrazhenskii*, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, A.V. Vasev, V.G. Mansurov, K.S. Zhuravlev, A.I. Toropov, O.P. Pchelyakov
Institute of Semiconductor Physics SB RAS, 630090, Novosibirsk,
pr. Lavrent`eva, 13; pvv@isp.nsc.ru

The experience of RIBER CBE 32P machine's adaptation for growth of nitride compounds during ammonia-MBE is considered. In particular, the exploitation of III group molecular beam sources in ammonia atmosphere are reviewed. The dramatic destruction dynamics (less than 20 hours) of sources construction was detected at ammonia pressure about 1×10^{-3} Torr. The principal problem-solving idea for Ga and Al sources constructions was elaborated and applied. The key moment at situation with aluminum was a criterion of top crucible point's temperature position under aluminum melt point. For situation with gallium this criterion was compulsory evaporation all atoms gallium in top region of crucible.

The exploitation moments of analytical equipments in ammonia atmosphere and methods this atmosphere eliminating after cryogen-panels cut-off are also observed.

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УСТАНОВКИ D-180 (VEECO) ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ InGaN/GaN СТРУКТУР ДЛЯ СИД.

Свешников Ю.Н.*, Харламов Р.В., Цыпленков И.Н..
ЗАО "Элма-Малахит"-ДО ОАО "Концерн Энергомера", 124460 Москва, Зеленоград,
info@emal.zelcom.ru

Назревшая задача перехода от сугубо экспериментальных исследований к промышленному выпуску структур для производства СИД на основе нитридных соединений делает необходимым освоение и эксплуатацию современного производительного эпитаксиального оборудования. Однако, автоматическое заимствование отработанных режимов проведения процесса с одного типа оборудования на другой, или даже для одной и той же установки, но эксплуатируемой в различных условиях (исходные вещества, инфраструктура) далеко не всегда возможно. Поэтому освоение нового оборудования – это почти всегда трудоемкий, затратный, а порой и длительный процесс.

В течение последнего года в ЗАО "Элма-Малахит"-ДО ОАО "Концерн Энергомера" проводились работы по запуску и эксплуатации промышленной установки для получения эпитаксиальных структур на основе нитридов D-180 производства фирмы Vecco (США). За этот период накоплен значительный экспериментальный материал, позволяющий оценить многие факторы, влияющие на качество получаемых структур, и выявить проблемы, требующие решения.

Среди этих проблем значительное место занимают организационно-технические вопросы, например, стабильное функционирование инфраструктуры, оперативная поставка запчастей от фирмы-изготовителя. Пока не решен и ряд технологических проблем – так, нас не устраивает достигнутый уровень внешнего квантового выхода, однородности излучательных характеристик по площади структур, воспроизводимости процесса.

Тем не менее, проведенные исследования позволили в значительной мере продвинуться в оптимизации режимов проведения процесса эпитаксии, конструкции получаемых структур.

Параллельно с работами по освоению оборудования создавалась система контроля функциональных характеристик гетероструктур. В основу этой системы было положено измерение характеристик электролюминесценции (длина волны в максимуме и его интенсивность, полуширина спектра, зависимость от тока и т.д.) непосредственно на структуре в различных ее точках. Была выявлена четкая корреляция между данными, полученными по этим измерениям, и параметрами чипов, изготовленных на этих же структурах, что позволяет считать наши измерения достаточно достоверным способом аттестации материала.

Таким образом, сегодня можно говорить о том, что ЗАО "Элма-Малахит"-ДО ОАО "Концерн Энергомера" готово выпускать гетероструктуры для СИД на длину волны излучения 450-470 нм с внешним квантовым выходом на чипе 300х300 мкм 6-9%, что обеспечивает яркость более 50 мкд при токе 20 мА.

СОЗДАНИЕ УСТАНОВКИ ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ III-N СОЕДИНЕНИЙ МЕТОДОМ МОГФЭ.

Заварин Е.Е.[1], Лундин В.В.[*1,2], Синицын М.А.[1], Цацульников А.Ф.[1,2]

1. ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, 194021, Санкт-Петербург, Политехническая 26,
2. НТЦ МЭ при ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, lundin.vpegroup@ioffe.mail.ru

В ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН в лаборатории физики полупроводниковых гетероструктур и в НТЦ Микроэлектроники при ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН двенадцатый год ведется работа по созданию и изучению структур на основе материалов III-N. Все это время структуры выращиваются методом МОГФЭ. Получены хорошие результаты по разработке технологии получения приборных структур – светодиодов и транзисторов. На сегодняшний день, проведено более 2600 процессов. Накоплен большой технологический опыт и существует понимание, какими должны быть реакторы и установки для эпитаксии из металлорганичеких соединений материалов системы III-N.

Развитие установки Epiquip можно условно разделить на 3 этапа: приспособленная (1995 – 1998), модернизированная (1999 – 2003) и полностью переделанная (2004 – по настоящее время).

Работы по выращиванию эпитаксиальных слоев GaN на установке Epiqiup VP50RP в НТЦ Микроэлектроники при ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН были начаты в 1995 году. В оригинальной конструкции эта установка была предназначена для роста арсенидов и фосфидов при пониженном давлении. Установка имеет горизонтальный кварцевый реактор с графитовым подложкодержателем и индуктивным нагревом. Реактор позволяет растить на одной 2” подложке. Системы нагрева и охлаждения и в исходном варианте имели большой запас мощности, что позволило достичь высоких температур, необходимых для роста нитридов. Так как для роста арсенидов и фосфидов используются те же соединения для получения элементов III группы что и для роста нитридов, то принципиально газовая схема металлогранических источников осталась та же. Были переделаны линии подачи гидридных газов для использования аммиака. Сделана система разбавления силана для легирования слоев Si. Система управления оставалась старая, позволявшая растить III-N структуры в полуавтоматическом режиме. В течение 1999 года газовая схема установки претерпела существенные изменения, главным из которых была возможность подачи в качестве несущего газа в реактор вместо водорода – аргона, что позволило выращивать твердые растворы $In_xGa_{1-x}N$ и модернизация системы управления установкой, которая позволяла в автоматическом режиме выращивать сложные структуры. В это же время была разработана система лазерной рефлектометрии. За 8 лет с 1995 до 2003 года были применены 5 различных модификации реакторов и 6 модификации подложкодержателя. К 2003 году установка “обросла” большим количеством переделанных газовых линий и дополнительной электроники, не интегрированной в систему управления. В это же время (2003) подошел срок технического обслуживания и ремонта основных узлов установки: системы откачки, системы нагрева, калибровки регуляторов расхода газа, устранении течей, ремонта системы загрузочного бокса и шлюзов.

На 2003 год на установке Epiquip уже было проведено более 1300 процессов по росту материалов III-N. В рамках международного сотрудничества был приобретен опыт работы на установках AIX200 (III-N) и AIX2000HT. В нашей лаборатории на стадии запуска находилась новая установка Aixtron 2000 HT для роста нитридов элементов III группы. Как следствие, был получен большой практический опыт в технологии нитридов и сформировалось представление о том, какая должна быть установка для роста нитридов III группы из металлорганических соединений. Установка Epiquip VP50RP была в 2003 году полностью перебрана и глубоко модернизирована, так что это стала фактически установкой специально разработанной для роста материалов III-N. Все элементы установки, включая клапана и регуляторы расхода и давления газа, были полностью разобраны и подвергнуты химической очистке в специальных травителях, не матирующих внутренние полированные поверхности. Очищена система откачки, оптимизирована ее схема. Модернизирована система загрузки подложки в реактор и система шлюзов, изменен реактор установки, реконфигурирована система подачи реагентов в реактор. Установлено водяное охлаждение наружных стенок реактора с использованием замкнутого контура водяного охлаждения, заполненного дистиллированной водой. Полностью изменена газовая схема установки, установлены дополнительные источники МО соединений. Все регуляторы расхода газа были откалиброваны на стенде, многие заменены на новые. Все элементы индивидуально, и установка после сборки были протестированы на гелиевом течеискателе на отсутствие течей (течи менее $1 \cdot 10^{-11}$мбар·л/с). Была разработана новая автоматизированная система управления установкой с учетом переделки газовой схемы. Система управления имеет свой язык программирования технологического процесса и позволяет осуществлять плавные и резкие изменения во времени потоков, температур и давлений с

заданной скоростью, протоколирует состояние установки во время процесса, выводит на экран сигнал лазерного рефлектометра, позволяет в автоматическом режиме распознавать и отрабатывать аварийные ситуации, вычислять в реальном времени скорость роста слоя по сигналу рефлектометра, осуществляет вычисление расхода химических реагентов.

Следует отметить, что модернизация установки совпала по времени с подготовкой и вводом в работу новой инфраструктуры по обеспечению обоих эксплуатирующихся нами установок (Epiquip и AIX2000HT) газами высокой чистоты (азот, аммиак, водород), что очень важно для обеспечения высокого качества получаемых структур.

При модернизации установки Epiquip использовались следующие технические принципы:

- Конструирование газовой схемы таким образом, чтобы она была как можно компактнее (но не в ущерб качеству сборки) и без непродуваемых объемов.
- Использование принципа смешивания газовых потоков, при котором малые потоки “подхватываются” большими и не допускается встречное смешивание.
- Использование только соединений с металлическим уплотнением, изготовленных известными мировыми производителями (VCR).
- Использование только компонентов газовой схемы, предназначенных для работы с высоко чистыми газами в полупроводниковой промышленности изготовленных известными мировыми производителями.
- Использование только нержавеющих труб с электрополированной внутренней поверхностью.
- Использование эластичных уплотнений, изготовленных из материалов с учетом их химической стойкости в используемых средах.
- Обеспечение герметичности реактора и газовой системы от попадания воздуха при нормальной работе установки, в том числе и при загрузке - разгрузке.
- Устройство подачи реагентов в реактор должно обеспечивать как можно более быстрое переключение потоков в реактор и мимо реактора.
- Создание инфраструктуры, позволяющей использовать в установке реагенты полупроводниковой чистоты.

На основе нашего опыта выращивания нитридных структур к установке был предъявлен ряд технологических требований:

- Система откачки должна позволять поддерживать давление в реакторе от 50 до 1100 мбар.
- Газовая схема должна позволять работать с чистым азотом и водородом в качестве разбавляющих и несущего газа, а так же с азот-водородными смесями в любой пропорции, с возможностью быстрого изменения состава газа в реакторе.
- Система нагрева должна поддерживать температуры подложкодержателя от 400 до 1150 ^{o}C с точностью $\pm 0.1^{o}$C
- Минимальный набор газовых линий для универсальной установки: 2 канала аммиака, 2 канала TMGa (лучше, 2 TMGa +TEGa), 2 канала TMAl, 2 канала TMIn, 1 канал SiH_4, 1 канал Cp_2Mg.
- Установка должна быть оснащена системой рефлектометрии.
- Реактор должен иметь минимальные паразитные реакции в газовой фазе, или эти процессы не должны влиять на рост материала.

Первые процессы после запуска установки в январе 2004 года продемонстрировали очень хорошую работу всех систем. Существенно повысилась воспроизводимость результатов, однородность свойств получаемых слоев. Существенно снижены шумы сигнала рефлектометра, что позволило осуществлять тонкую настройку технологического процесса. За 3 года, прошедшие после сборки новой установки, не произошло ни одной поломки. За это время проведено более 860 эпитаксиальных процессов.

Во время эпитаксии из металограничеких соединений материалов III-N, в реакторе происходят сложные физико-химические процессы. Протекающие в газовой фазе паразитные химические реакции могут приводить к существенному изменению условий роста и свойств растущего слоя. Эти процессы зависят не только от технологических режимов, но и от конструкции и геометрии реактора. На основании полученного опыта можно утверждать, что созданная установка в минимальной степени подвержена влиянию паразитных реакций на рост слоев, что иллюстрируется данными, приведенными в таблице. Следует подчеркнуть, что в таблице приведены рабочие результаты, а не предельно достижимые параметры установки, которые никогда специально не исследовались.

Результаты, продемонстрированные в ходе проведения работ по различным проектам

Продемонстрирован рост GaN, AlN, InN, AlGaN во всем диапазоне составов и $In_xGa_{1-x}N$ с X до 35%.	Установка универсальна.
Скорость роста GaN (~0.5 нм/сек) не меняется при изменении давления в реакторе в диапазоне 100-1000 mbar и двукратного изменения скорости газового потока.	Паразитные реакции в широком диапазоне параметров не влияют на рост GaN.
Скорость роста AlN при температуре подложки 1100 °C, давлении в реакторе 100мбар и потоке аммиака 0.5 SLM, достигает значений 0.53 нм/с, не насыщается, и абсолютно линейно зависит от потока TMAl.	Паразитные реакции между триметилалюминием и аммиаком оказывают минимальное влияние на рост Al(Ga)N в практически значимых режимах роста.
Скорость роста $Al_{0.1}Ga_{0.9}N$ при температуре подложки 900 °C, давлении в реакторе 1000 мбар, потоке NH_3 6.5 SLM и N_2 4.5 SLM составляет ~0.18 нм/с.	
Состав $Al_xGa_{1-x}N$ в диапазоне 0-20% при температуре 1050 °C, давлении в реакторе 200 mbar, потоке NH_3 4 SLM и H_2 4.5 SLM, при скорости роста 0.7 нм/сек линейно зависит от отношения TMAl/(TMAl+TMGa) с коэффициентом пропорциональности 1 и не имеет признаков насыщения.	
Положение пика спектра ФЛ структур с КЯ InGaN не зависит от давления, при котором происходил рост активной области структуры, при этом с увеличением давления увеличивается интенсивность ФЛ.	Паразитная химия ТМИ (формирование In наночастиц) оказывает минимальное влияние на рост InGaN в практически значимых режимах роста.

Модернизированный Epiquip представляет собой установку, сконструированную специально для выращивания материалов системы III-N. Она имеет реактор, рассчитанный на одну 2" подложку и при этом позволяет выращивать структуры на подложках меньшей площади и произвольной формы. Фактически, это новая исследовательская установка, созданная на базе узлов Epiquip VP50RP, позволяющая отрабатывать новые идеи при выращивании эпитаксиальных структур III-N, при этом позволяющая менять режимы роста в очень широком диапазоне, имеющая малые паразитные реакции в реакторе и позволяющая эффективно использовать реагенты. Эта лабораторная установка расположена в одном помещении с полупромышленной установкой AIX2000HT и имеет с ней общую инфраструктуру. В ходе работ по большинству проектов базовые идеи развиваются на лабораторной установке, а после переносятся на полупромышленную (бывает и обратный «поток идей»). Процесс переноса «идей и режимов» основан на накопленном опыте, подкрепленном моделированием эпитаксиального процесса с использованием программы CVDSim™ (STR Inc.), а в особо сложных случаях – сотрудничеством с компанией «Софт-Импакт».

Таким образом, в нашей лаборатории действует технологический III-N MOVPE комплекс, включающий в себя лабораторную установку, полупромышленную установку, а также систему моделирования эпитаксиального процесса.

CREATION of III-N MOVPE SYSTEM

E.E.Zavarin*, *W.V.Lundin**, *M.A.Sinitsyn, and A.F Tsatsulnikov.
A.F.Ioffe institute of the RAS, St-Petersburg, Russia. lundin.vpegroup@ioffe.mail.ru

MOVPE of GaN-based materials at Ioffe institute is studied since 1995. The work was initiated using Epiquip VP-50 RP system, designed for GaAs-InP materials growth. To fit requirements of III-N MOVPE process the system was upgraded and modified for many times. In 2003 the system was totally disassembled and a new system was build instead utilizing frame and some components of the old one. The new system, still called Epiquip in respect for traditions, was designed on the bases of our III-N MOVPE growth experience both at Ioffe institute (8 years and more than 1300 epi-runs on the old system) and at other sites (systems of the other types). Gas-blending unit of the new system is extremely compact and allows to perform sharp and gradual change of all flows, including H_2/N_2 ratio in ambient from pure H_2 to pure N_2 keeping desirable run/vent pressure balance. Control over the process and *in-situ* optical reflectance monitoring tool are integrated in one computer of the system electronic unit. The horizontal flow inductively heated reactor with water-cooled quartz walls is combined with vent-run manifold. Gas-phase parasitic reactions have low effect on epitaxial process due to optimized geometry. The system is mostly used for basic process development for further transfer to AIX2000HT system.

АНАЛИЗ ОПЫТА ЗАПУСКА И ЭКСПЛУАТАЦИИ ПОЛУПРОМЫШЛЕННОЙ MOVPE УСТНОВКИ AIX2000HT В ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН.

В.В.Лундин**, *Е.Е.Заварин, М.А.Синицын, А.Е.Николаев, А.Ф.Цацульников
ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, 194021, Санкт-Петербург, Политехническая 26,
lundin.vpegroup@ioffe.mail.ru

MOVPE установка AIX2000HT эксплуатируется в ФТИ с начала 2003 года. Выбор типа установки при закупке производился осознано, на основании опыта работы в рамках международного сотрудничества. На наш взгляд, эта установка является одной из наиболее универсальных в своем классе (полупромышленные установки) и позволяет успешно выращивать эпитаксиальные слои как AlGaN, так и InGaN. К настоящему времени на установке проведено более 550 эпитаксиальных процессов. Установка расположена в одном помещении с созданной на базе узлов Epiquip лабораторной установкой и имеет с ней общую инфраструктуру. В ходе работ по большинству проектов базовые идеи развиваются на лабораторной установке, а после переносятся на полупромышленную (бывает и обратный «поток идей»). Процесс переноса «идей и режимов» основан на накопленном опыте, подкрепленном моделированием эпитаксиального процесса с использованием программы CVDSim™ (STR Inc.), а в особо сложных случаях – сотрудничеством с компанией «Софт-Импакт».
Таким образом, в ФТИ действует технологический III-N MOVPE комплекс, включающий в себя лабораторную установку, полупромышленную установку, а также систему моделирования эпитаксиального процесса. Работы ведутся в широком спектре направлений: от поисковых до оптимизации приборных структур для светодиодов и HEMT. В докладе будет произведен подробный обзор решаемых задач и объяснена мотивация их выбора.
Во второй части доклада будет произведен анализ опыта эксплуатации в России современного технологического оборудования. Основой для анализа послужит не только непосредственный личный опыт, но и вся доступная авторам информация о проблемах, с которыми сталкиваются их коллеги, эксплуатирующих современное импортное оборудование различных производителей.
По мнению авторов, основными проблемами являются:

- плачевное состояние инфраструктуры страны;
- особенности некоторых разделов Российского законодательства;
- неразвитость (или отсутствие) в России служб технической поддержки оборудования;
- низкое качество как инженерной проработки многих узлов, так и сборки оборудования.

Последнее обстоятельство, проиллюстрированное в докладе (без указания конкретных единиц оборудования и фирм-производителей) множеством примеров, является главным, общим, не зависит от производителя, является, по мнению авторов, проявлением кризиса качества оборудования, предназначенного для выращивания эпитаксиальных структур на основе полупроводниковых соединений, и существенно снижает эффективность реализации блестящих научных и инженерных решений, лежащих в основе конструкции современного эпитаксиального оборудования.

STARTUP AND EXPLOITATION of AIX2000HT MOCVD SYSTEM IN IOFFE INSTITUTE: EXPERIENCE AND ANALYSIS

W.V.Lundin**, *E.E.Zavarin, M.A.Sinitsyn, A.E.Nikolaev, and A.F Tsatsulnikov.
A.F.Ioffe institute of the RAS, St-Petersburg, Russia. lundin.vpegroup@ioffe.mail.ru

III-N MOVPE system AIX2000HT is used at Ioffe institute since 2003 and engaged in wide spectrum of projects from research work on new types of structures to development of device epiwafers advanced growth processes. The description of the activities and results will be done in the first part of the presentation. The second part will be devoted to analysis of the main problems arise during start-up and exploitation of the modern compound semiconductors epitaxial equipment and will be done on the bases of all information collected by authors from colleagues using epitaxial systems of a number of manufactures. It will be shown than among others (problems with Russian infrastructure and low), the main problem looks to be an insufficient level of equipment reliability, which originates both from engineering and assembling. These problems, common for all investigated units of equipment from various manufactures and compensated by high level of customers support in the countries with well-developed high-tech industry but not in Russia, black out brilliant scientific and engineering solutions underlie design of all up-to-date equipment.

RESEARCH AND DEVELOPMENT OF NITRIDE SEMICONDUCTORS IN RUSSIA AND IN THE WORLD **8**
A.E.Yunovich

EPITAXY AND BULK GROWTH

CVD TECHNOLOGY AND PRODUCTION FOR SOLID STATE LIGHTING **10**
F. Schulte, B. Schineller, M. Heuken

ON THE PHYSICS OF OPTICAL IN-SITU MONITORING OF MOVPE GROWTH PROCESSES FOR STATE-OF-THE-ART III-NITRIDE DEVICES **12**
E. Steimetz, F. Brunner, T. Schenk, T. Trepk, and J.-T. Zettler

III-N LEDs ON SiC SUBSTRATES. MOCVD GROWTH DEVELOPMENT **14**
W.V.Lundin, A.E.Nikolaev, E.E.Zavarin, M.A.Sinitsyn, A.V.Sakharov, S.O.Usov, and A.F.Tsatsulnikov

EFFECT OF PARASITIC CHEMISTRY IN AlGaN MOVPE **18**
A.V. Lobanova, E.V. Yakovlev, R.A Talalaev

MODEL OF p-TYPE DOPING IN GaN MOVPE **20**
E.V. Yakovlev, S.Yu. Karpov, R.A. Talalaev

NON-POLAR a-(In)GaN HETEROSTRUCTURES **22**
E.E.Zavarin, W.V.Lundin, M.A.Sinitsyn, A.E.Nikolaev, A.V.Sakharov, D.S.Sizov, M.M.Kulagina, and A.F.Tsatsulnikov

PECULIARITIES OF AlN-GaN COMPOUNDS GROWTH KINETICS BY AMMONIA-BASED MOLECULAR BEAM EPITAXY **24**
A.N.Alexeev, A.E.Byrnaz, D.M.Krasovitsky, M.V.Pavlenko, S.I.Petrov, Yu.V.Pogorelsky, I.A.Sokolov, M.A.Sokolov, M.V.Stepanov, A.P.Shkurko, V.P.Chaly

InGaN QW WITH HIGH PHOTOLUMINESCENCE EFFICIENCY IN THE 490-630 nm RANGE, GROWN BY MBE PA ON c-Al_2O_3 **26**
S.V. Ivanov, V.N. Jmerik, T.V. Shubina, S.B. Listoshin, A.M. Mizerov, A.A. Sitnikova, P.S. Kop'ev

PECULIARITIES OF PLASMA-ASSISTED MOLECULAR BEAM EPITAXY GROWTH OF AlGaN ALLOYS **28**
A.N. Semenov, V.N. Jmerik, A.M. Mizerov, S.V. Ivanov

PLASMA-ASSISTED MBE OF AlGaN-BASED HETEROSTRUCTURES FOR LEDs OF UV SPECTRAL RANGE **30**
Jmerik V.N., Semenov A.V., Mizerov A.M., Shubina T.V., Toropov A.A., Listoshin S.B., Sakharov A.V., Zamoryanskaya M.V., Kop'ev P.S., and Ivanov S.V.

GROWTH OF GaN LAYERS BY HYDRIDE VAPOR PHASE EPITAXY **33**
A.V.Govorkov, L.I. D'yakonov, Yu.P. Kozlova, A.V. Markov, M.V. Mezhennyi, A.Y. Polyakov, V.F. Pavlov, N.B. Smirnov, T.G. Yugova

THE EPITAXIAL LAYERS OF GaN ON Si(111) SUBSTRATES: THE STRUCTURAL AND OPTICAL PROPERTIES. **35**
V. N. Bessolov, V.Yu.Davydov, Yu.V.Zhilyaev, E.V.Konenkova, N.K.Poletaev, S.D.Raevskii, S.N.Rodin, S.L.Smirnov, S.Sharofidinov, M.P. Shcheglov, H.S. Park u M. Koike

FEATURES OF BULK ALUMINIUM NITRIDE CRYSTALS GROWTH **37**
O.V. Avdeev, I.S. Barash, T.Yu. Chemekova, E.N. Mokhov, A.D. Roenkov, A.S. Segal, Yu.A. Vodakov, and Yu. N. Makarov

III-N BASED DEVISES AND SYSTEMS: TECHNOLOGY AND PROPERTIES

GaN-BASED STRUCTURES FOR OPTOELECTONICS AND ELECTRONICS **39**
A.F.Tsatsulnikov, W.V.Lundin, E.E.Zavarin, A.V.Sakharov, D.S.Sizov, M.A.Sinitsyn

LOW NOISE AlGaN/GaN HEMTs **40**
I.M. Abolduyev, N.B. Gladysheva, A.A. Dorofeev, V.M. Minnebaev, Tchernyavsky A.A.

POWER MICROWAVE FIELD EFFECT TRANSISTOR BASED ON MULTILAYER HETEROSTRUCTURE AlN/AlGaN/GaN/AlGaN **42**
A.N.Alexeev, S.B. Aleksandrov, D.E.Belyavsky, L.E. Velikovsky, V.E.Zemlyakov, D.M.Krasovitsky, V.A.Krasnik, S.I.Petrov, M.Yu.Pogorelsky, V.A.Razumnaya, A.M.Temnov, A.G. Tkachenko, V.P.Chaly

MULTILAYER AlN/AlGaN/GaN/AlGaN HETEROSTRUCTURES WITH QUANTUM WELL CHANNEL FOR HIGH POWER MICROWAVE FIELD EFFECT TRANSISTORS **44**
A.N.Alexeev, S.B. Aleksandrov, A.E.Byrnaz, L.E. Velikovsky, I.E. Velikovsky, D.M.Krasovitsky, M.V.Pavlenko, S.I.Petrov, M.Yu. Pogorelsky, Yu.V.Pogorelsky, I.A.Sokolov, M.A.Sokolov, M.V.Stepanov, A.G. Tkachenko, A.P.Shkurko, V.P.Chaly

InGaAlN HETEROSTRUCTURES FOR HEMTs **46**
A.V.Sakharov, W.V.lundin, E.E.Zaverin, M.A.Sinitsin, A.F.Tsatsulnikov

THE NFW GENERATION OF SEMICONDUCTOR MATERIALS WITH UTILIZATION OF MICRO- AND NANOCRYSTALLINE DIAMOND FILMS AND PLATES **48**
A.A. Arendarenko, A.G. Vasiliev, V.N. Danilin, T.A. Zhukova, V.I. Konov, V.G.Ralchenko, A.V. Petrov, Yu.V.Kolkovsky, A.L. Filatov

THE METAL-CERAMIC PACKAGE FOR GaN TRANSISTOR **50**
V.A. Sidorov

LEDs OPTICAL CHARACTERISTICS MEASUREMENTS **52**
R. Stolyarevskaya

PROBLEMS OF METROLOGICAL ASSURANCE OF LIGHT-EMITTING DIODES OPTICAL MEASUREMENTS **55**
L. S. Lovinsky

POWERFUL LIGHT-EMITTING DIODES OF THE WHITE LUMINESCENCE WITH THE LIGHT STREAM UP TO 300 lm AND LIGHT FEEDBACK UP TO 70 lm/W **57**
Kogan L.M., Galchina N.A., Rassohin I.T., Soschin N.P.

THE COMPARISON CHARACTERISTICS OF DIFFERENT PHOSPHOR CLASSES FOR WHITE LED. **59**
N.P. Soschin

HIGH EFFICIENCY TERNARY PHOSPHORS FOR WHITE LIGHT EMITTING DIODES **61**
R.B. Jabbarov, A.E. Yunovich, N.N. Musayeva, B.G. Tagiev, O.B. Tagiev

OPTIMIZATION OF FABRICATION TECHNIQUE FOR REFLECTIVE CONTACTS IN HIGH-POWER FLIP-CHIP AlGaInN-BASED LEDs **63**
I.P.Smirnova, D.A.Zakheim, M.M.Kulagina, E.M.Arakcheeva

EFFICIENCY OF WHITE LIGHT-EMITTING DIODES **65**
A. Feopentov, A. Bogdanov

OPTIMIZATION OF GaAlN-p/GaInN/n-GaN HETEROSTRUCTURES ELECTROLUMINESCENCE PROPERTIES BY I-V CHARACTERISTICS **67**
E.N.Vigdorovich and Yu.N.Sveshnikov

DEPENDANCE BETWEEN WAVE-LENGTH AND THIKNESS OF InGaN LAYERS IN MQWs **68**
Ermoshin I. Sveshnokov Y. Kharlamov R.

WAYS OF INCREASING AlGaInN LED HETEROSTRUCTURE QUANTUM EFICIENCY AT HIGH PUMPING DENSITY **69**
D.A.Zakheim, A.S.Pavljuchenko, W.V.Lundin

SUPPRESSION OF CARRIER LEAKAGE FROM THE ACTIVE REGION OF LIGHT-EMITTING HETEROSTRUCTURES BY GRADED-COMPOSITION BLOCKING LAYER **71**
K. A. Bulashevich, S. Yu. Karpov, R. A. Suris

METHOD OF CONTROLLING POTENTIAL DEGRADATION OF AlGaInN LEDs CHARACTERISTICS **73**
S.G.Nikiforov, V.P.Sushkov

SOME APPROPRIATENESS OF BLUE InGaN/GaN LED DEGRADATION **75**
S.A. Belnik, E.D. Vasilieva, D.V. Davydov, A.E. Chernyakov, P.S. Kop'ev, D.A. Lavrinovich, A.L. Zakgeim, F.M. Snegov, N.M. Shmidt, V.V.Uelin

EVOLUTION OF CARRIER DISTRIBUTION IN MQW InGaN/GaN DURING DEGRADATION OF BLUE LIGHT EMITTING DIODES **77**
M.G.Agapov, E.V.Bogdanova, D.V.Davydov, A.L.Zakgeim, D.A.Lavrinovich, F.M.Snegov, A.E.Chernyakov, N.M.Shmidt

RADIATIVE AND NONRADIATIVE RECOMBINATION DYNAMIC IN BLUE LED **79**
A.A.Greshnov, A.E.Chernyakov, D.V.Davydov, A.P.Kartashova, D.A.Lavrinovich, F.M.Snegov, A.L.Zakgeim, V.V.Ratnikov, O.A.Soltanovic, N.M.Shmidt, E.B.Yakimov

COMPUTER SIMULATION of InGaN LEDs **81**
O.I. Rabinovich, V.P.Sushkov, A.V. Shishov

INVESTIGATION of InGaN and AlGaInP LEDs QUANTUM EFFICIENCY ON CURRENT DENSITY. **83**
A.L.Archipov, V.S. Abramov,V.P.Sushkov, A.V. Shishov, A.N.Turkin

MEHANISM OF SERIES RESISTANCE FORMATION DURING CURRENT FLOW IN COMPENSATED LAYER OF WIDE-BANDGAP LEDs **85**
F.I. Manyakhin

ANALYSIS OF LOW ENERGY SIDE OF ELECTROLUMINESCENCE (EL) SPECTRA OF LIGHT-EMITTING DIODES WITH SINGLE InGaN QUANTUM WELL **87**
D.S. Domanevskii, V.A. Vilkotskii, U.V. Trophimov, B.G. Arnaudov, R.D. Kakanakov, S.A. Manego

SPECTRA ANALYSIS AND EFFICIENCY OF BLUE LIGHT-EMITTING DIODES BASED ON *p-n* InGaN/AlGaN/GaN HETEROSTRUCTURES **89**
M.L.Badgutdinov, S.S.Shirokov, A.E.Yunovich, M.G.Agapov, D.V.Davydov, D.A.Lavrinovich, F.M.Snegov

ACTIVE REGION TEMPERATURE MEASUREMENTS FOR THE POWERFUL InGaN/GaN BASED LIGHT EMITTING DIODES BY LUMINESCENCE METHODS **91**
A. V. Danilchyk, E. V. Lutsenko, V. N. Pavlovskii,N. V. Rzheutski , K. A. Osipau, G. P. Yablonskii

THERMAL PARAMETERS OF BLUE InGaN/GaN LIGHT-EMITTING DIODES **93**
Y.A. Bumai, O.S. Vaskov, D.S. Domanevskii

THERMAL PROCESS ANALYSIS IN LED DEVICES **95**
Yu.V. Trofimov, S.Yu. Nikitin, V.I. Tsvirko, V.K. Sivenkov, S.I. Lishik, O.Ya.Tichonenko

LED LIGHTING AND SIGNALING DEVICES FOR TRANSPORTATION AND TRAFFIC SAFETY SYSTEMS **97**
Trofimov Yu. V., Posedko V.S., Lishik S.I., Tsvirko V.I., Pautino A.A.

LED MODULS, LINEAR ARRAYS AND WHITE-LIGHT LAMPS **99**
L.M.Kogan, G.V.Puzachev, I.T.Rassohin,S.D.Yakubovskii

ABOUT METHODS AND PROGRAMS OF ILLUMINATION'S CALCULATIONS OF WORK-PLACES FROM LIGHT-EMITTING DIODE MODULES **101**
E.M. Gutzeit

PROPERTIES OF III-N LAYERS AND HETEROSTRUCTURES

OPTICALLY PUMPED LASERS BASED ON NITRIDES GROWN SILICON SUBSTRATES **103**
E. V. Lutsenko

ELECTROREFLECTANCE FROM InGaN/GaN/AlGaN p-n HETEROSTRUCTURES WITH QUANTUM WELLS **105**
L.P.Avakiants, M.L.Badgutdinov, P.Yu.Bokov, A.V.Cherviakov, S.S.Shirokov, A.E.Yunovich

CHARACTERIZATION OF LIGHT EMITTING STRUCTURES WITH InGaN/GaN QUANTUM WELLS IN THE EBIC MODE OF SCANNING ELECTRON MICROSCOPE **107**
E.B. Yakimov, N.M. Shmidt

"TWO-RESONANT" HYSTERESIS OF A TUNNEL CURRENT IN HETEROSTRUCTURE *w*-GaN/AlGaN (0001) **109**
A.N.Razhuvalov, S.N.Griniaev

OPTICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF AlGaN/GaN HETEROSTRUCTURES GROWN ON SILICON AND SAPPHIRE SUBSTRATES BY MOVPE **111**
N. V. Rzheutski, A. L. Gurskii, E. V. Lutsenko, V. N. Pavlovskii, G. P. Yablonskii, A. S. Shulenkov, A. I. Stognii, M. Heuken, B. Schineller, H. Kalisch, R. H. Jansen

INVESTIGATION OF DEFECTS WITH BRIGHT EBIC CONTRAST IN LIGHT EMITTING STRUCTURES InGaN/GaN. **113**
N.M. Shmidt, P.S. Vergeles,, E.B. Yakimov

LIGHT-INDUCED DIFFRACTION KINETICS AND PHOTOLUMINESCENCE IN EPITAXIAL GaN GROWN ON SAPPHIRE SUBSTRATES **115**
V. N. Pavlovskii, E. V. Lutsenko, A. V. Danilchyk, G. P. Yablonskii, T. Malinauskas, R. Aleksiejūnas, K. Jarašiūnas, H. Kalisch, R. H. Jansen, B. Schineller, M. Heuken

STUDY OF HVPE GaN EPILAYERS STRUCTURE BY METALLOGRAPHIC AND X-RAY METHODS **117**
L.I.Dyakonov, Yu.H.Kozlova, A.V.Markov, M.V.Mezhennyi, V,F.Pavlov, T.G.Yugova

ELECTRICAL PROPERTIES OF SEMI-INSULATING GaN (Fe) LAYERS GROWN BY MOLECULAR BEAM EPITAXY **119**
A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, A.V. Markov, A.M. Dabiran, A.M. Wowchak, P.P. Chow

DEEP LEVEL IMPURITIES AND DEFECTS IN GROUP III-NITRIDES AND IN NITRIDE-BASED DEVICES **120**
A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, M.G. Milvidskii

RADIATION DEFECTS FORMATION IN GALLIUM NITRIDE: EFFECTS OF CRYSTALLINE PERFECTION **121**
A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, A.V. Markov, T.G. Yugova, N.G. Kolin, D.I. Merkurisov, V.M. Boiko, I-H. Lee, S.J. Pearton, V.T. Bublik, K.D. Sherbatchev, M.I. Voronova

ELECTROPHYSICAL PROPERTIES OF SOLID SOLUTIONS InxGa1-xN **123**
T.A. Komissarova, N.N. Matrosov, L.I. Ryabova, D.R. Khokhlov, V.N. Jmerik, S.V. Ivanov

LATTICE DYNAMICS AND RAMAN SPECTRA OF InGaN ALLOYS **125**
A.N. Smirnov, V.Yu. Davydov, I.N. Goncharuk, M.A. Yagovkina, E.E. Zavarin, M.A. Sinitsyn, and M.B. Smirnov

ACCUMULATION OF STRUCTURAL DEFECTS IN MBE GaN LAYERS DURING ERBIUM ION IMPLANTATION **127**
N.A. Sobolev, V.I. Sakharov, I.T. Serenkov

A SENSITIZATION OF EMISSION AND MIGRATIONS MECHANISM OF THE EXCITATIONS ELECTRONS IN THE QUANTUM WELLS InGaN/GaN DOPED WITH Eu **129**
V.V. Krivolapchuk, M.M. Mezdrogina, W.V. Lundin

VISIBLE AND INFRARED LUMINESCENCE IN WURTZITE CRYSTALS GaN WITH ADDITIONALLY INTRODUCED Zn AND Eu DOPANTS **131**
M.M. Mezdrogina, V.V. Krivolapchuk, V.N. Petrov, Ju.V. Kozhanova , S.N. Rodin, E.Ju. Danilovsky, R.V. Kuzmin

THE EFFECT THE MIGRATIONS EXCITATION AND THE CAPTURE OF THE CARRIERS ON THE PHOTOLUMINESCENCE SPECTRA IN WURTZITE CRYSTALS GaN DOPED WITH Eu, Er **133**
M.M. Mezdrogina, V.V. Krivolapchuk, Ju.V. Kozhanova, V.N. Petrov, S.N.Rodin, A.E. Cherenkov

STUDY OF HIGH-INDIUM-CONTENT InGaN NANOINSERTIONS IN AlGaN MATRIX **135**
V.S.Sizov, A.F.Tsatsulnikov, W.V.Lundin

INVESTIGATIONS OF THE PHOTOLUMINESCENCE SPECTRA TEMPERATURE DEPENDENCES FROM InGaN QUANTUM DOTS **137**
S.O. Usov, A.F. Tsatsulnikov, W.V. Lundin, A.V. Sakharov, E.E. Zavarin, E.M. Arakcheeva, N.N. Ledentsov

UNCOMMON III-N STRUCTURES AND RELATED MATERIALS

HYBRID II-O/III-N LIGHT-EMITTING DIODES: STATE OF THE ART AND ANALYSIS OF OPERATION **139**
K. A. Bulashevich, I. Yu. Evstratov, S. Yu. Karpov

MODELS OF CONDUCTIVITY, EFFECT OF REINFORCEMENT THE DIELECTRIC PERME-ABILITY AND OPTICAL CHARACTERISTICS NITRID ALUMINUM IN CARBIDE OF SILI-CON $(SIC)_{1-x}(ALN)_x$ **143**
Altukhov V.I., Bilalov B.A., Kazarov B.A., Safaraliev G.K.

THE SUBLIMATION STUDY OF THE GROWTH PROCESS OF MONOCRYSTALS OF SILICON CARBID AND ALUMINIUM NITRID SOLID SOLUTIONS **145**
B.A.Bilalov, G.D.Kardashova, M.A.Gitikchiev, Ya.A.Alimagomedov

THE EFFECT OF TRANSFORMATION OF POLYTYPE (β-SiC)-(α-SiC) DURING CARBONIZATION OF Si(111) SUBSTRATE **147**
M.E.Kompan, S. A. Kukushkin, A. V. Osipov, I.G.Aksyanov, V.N.Bessolov, E.V.Konenkova, S. K. Gordeev, S. B. Korchagina

METHODS OF THE PREPARATION AND THE PROPERTIES ZnO FILMS **149**
M.M. Mezdrogina, V.V. Krivolapchuk, E.Yu. Danilovsky, R.V. Kuzmin

FORMATION OF NEW TYPE "CHAIN-LIKE" REGULAR NANOSTRUCTURES ON n-GaN(0001) SURFACE **151**
G.V. Benemanskaya, V.S. Vikhnin, M.N. Lapushkin, N.M. Shmidt

ELECTRONIC PROPERTIES AND ENERGETIC PARAMETERS OF 2D ACCUMULATION LAYERS OF Cs, Ba/n-GaN (0001) INTERFACES **153**
G.V. Benemanskaya, M.N. Lapushkin, S.N. Timoshnev

EXPIRIENCE OF MANUFACTURING, START-UP AND UTILIZATION OF EPITAXIAL EQUIPMENT FOR III-N SEMICONDUCTORS IN RUSSIA

FROM NITRIDE TECHNOLOGY VISION TO EQUIPMENT POWERS **155**
A. Alexeev, L. Velikovsky, Y. Pogorelsky, A. Filaretov, V. Chaly

UPGRAITING OF CBE MACHINE`S FOR GaN STRUCTURES GROWTH BY AMMONIA-MBE **157**
V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, A.V. Vasev, V.G. Mansurov, K.S. Zhuravlev, A.I. Toropov, O.P. Pchelyakov

EXPIRIENCE OF UTILIZATION D-180 (VEECO) SETUP FOR GROWTH InGaN/GaN LED STRUCTURES **159**
Yu.N. Sweshnikov, R.B. Harlamov, I.N. Tsyplenkov

CREATION of III-N MOVPE SYSTEM **160**
E.E.Zavarin, W.V.Lundin, M.A.Sinitsyn, and A.F Tsatsulnikov

STARTUP AND EXPLOITATION of AIX2000HT MOCVD SYSTEM IN IOFFE INSTITUTE: EXPERIENCE AND ANALYSIS **163**
W.V.Lundin, E.E.Zavarin, M.A.Sinitsyn, A.E.Nikolaev, and A.F Tsatsulnikov