

**3-е ВСЕРОССИЙСКОЕ СОВЕЩАНИЕ  
“НИТРИДЫ ГАЛЛИЯ, ИНДИЯ И АЛЮМИНИЯ - СТРУКТУРЫ И  
ПРИБОРЫ”**

**2-го июня 1999 г.**

**Тезисы докладов**

**Москва 1999**

**3-е ВСЕРОССИЙСКОЕ СОВЕЩАНИЕ  
“НИТРИДЫ ГАЛЛИЯ, ИНДИЯ И АЛЮМИНИЯ - СТРУКТУРЫ И  
ПРИБОРЫ”**

**Московский Государственный Университет им. М.В.Ломоносова  
Физико-Технический Институт им. А.Ф.Иоффе РАН  
Российское Физическое Общество**

При финансовой поддержке

**Министерства Науки и Технологий Российской Федерации  
Российского Фонда Фундаментальных Исследований  
Центра по Исследованию Роста Кристаллов**

***Оргкомитет***

**А.Э.Юнович** - Председатель, МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т.  
**В.А.Дмитриев** – Зам. Председателя, ФТИ им. А.Ф.Иоффе,  
лаборатория физики полупроводниковых приборов.  
**П.С.Копьев** – ФТИ им. А.Ф.Иоффе.  
**А.С.Усиков** – ФТИ им. А.Ф.Иоффе.  
**М.Г.Мильвидский** - ГИРЕДМЕТ.  
**Г.В.Сапарин** - МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т.  
**М.В.Чукичев** - МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т.  
**А.Н.Ковалев** - МИСИС.  
**В.Г.Сидоров** - Санкт-Петербургский Технический Университет.  
**А.С.Зубрилов** - Ученый Секретарь, ФТИ им. А.Ф.Иоффе.  
**А.Н.Туркин** - Ученый Секретарь, МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т.

## **ПРОГРАММА**

**2-го июня 1999 г., Физический факультет МГУ,  
Северная Физическая аудитория**

**8.15.-9.00. Регистрация Участников.**

**9.00.-13.50. Утреннее заседание.**

**Открытие Совещания -**

**Зам. Декана Физического факультета МГУ проф. П.К.Кашкаров.**

**9.00-9.10. А.Э.Юнович. Вступительное слово**

**9.10.-10.10. I. “Технология и свойства III-нитридов”**

**Председатель – М.Г.Мильвидский.**

**9.10.-9.20. 1.1. ПОЛИКРИСТАЛЛЫ GaN ДИАМЕТРОМ БОЛЕЕ 20 ММ,  
ВЫРАЩЕННЫЕ ИЗ РАСТВОРА-РАСПЛАВА ПРИ ПОНИЖЕННОМ ДАВЛЕНИИ,  
И ХЛОРИД-ГИДРИДНАЯ ЭПИТАКСИЯ НА НИХ**

**В.А. Суховеев, В.А. Иванцов, И.П. Никитина, А.Е. Зубрилов, А.И. Бабанин  
Д.В. Цветков\*, В.А. Дмитриев\*\*** ФТИ им. А.Ф. Иоффе, 194021 Санкт-Петербург,  
ул. Политехническая 26. e-mail: [Vita@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:Vita@pop.ioffe.rssi.ru)

\*) Центр Исследования Роста Кристаллов, 193036 Санкт-Петербург,  
Лиговский пр. 29. \*\*) Technologies and Devices International, Inc., Bethesda, MD  
20814, and Material Science Research Center of Excellence, Howard University, 2300  
Sixth St., NW Washington DC, 20059, USA.

**9.20.-9.30. 1.2. УЛУЧШЕННАЯ ХЛОРИД-ГИДРИДНАЯ ЭПИТАКСИЯ GaN НА  
САМООГРАНЕННЫХ ПРОФИЛИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ САПФИРА**

**И.С. Котоусова\*, В.А. Иванцов, М.Г. Мынбаева, А.И. Бабанин, И.П.  
Никитина, А.Е. Николаев, В.М. Крымов, П.И. Антонов.**

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

\*) Центр Исследования Роста Кристаллов, 193036 Санкт-Петербург,  
Лиговский пр. 29, e-mail: [Aib@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:Aib@pop.ioffe.rssi.ru)

**9.30.-9.40. 1.3. ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОННО-  
ЛЕГИРОВАННЫХ p-n ПЕРЕХОДОВ В GaN.**

**Е.В.Калинина, А.С.Зубрилов, А.М.Стрельчук, В.А.Соловьев, В.А.Дмитриев.**  
ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН,194021, С.Петербург, ул.Политехническая 26.

**9.40.-9.50. 1.4. ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ В СЛОЯХ НИТРИДА  
ГАЛЛИЯ, ВЫРАЩЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ХЛОРИДНО-ГИДРИДНОЙ  
ГАЗОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИ. А.Я. Поляков, А.В. Говорков, Н.Б. Смирнов, М.Г.**

**Мильвидский, Д.В. Цветков\*, С.И. Степанов\*, А.Е. Николаев\*, В.А.**

**Дмитриев\*.** Институт “Гиредмет”, 109017, Москва, Б. Толмачевский пер., д. 5.

E-mail: [polyakov@mail.girmet.ru](mailto:polyakov@mail.girmet.ru). \*) ФТИ им А.Ф. Иоффе РАН, 194021, С.-

Петербург, Политехническая ул., д. 26. E-mail: [dvts@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:dvts@pop.ioffe.rssi.ru)**10.00.-10.07.**

**9.50.-10.00. 1.5. СОСТОЯНИЕ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИИ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ GaN В ЗАО “ЭЛМА-МАЛАХИТ”. Е.Н.Вигдорович, Ю.Н.Свешников**  
ЗАО “Элма-Малахит”, 103498, Москва, Зеленоград.

**10.00.-10.10. 1.6. ВЫРАЩИВАНИЕ InN МПЭ С РАЗЛИЧНЫМИ НАЧАЛЬНЫМИ СТАДИЯМИ РОСТА. В.В.Мамутиц, В.А.Векшин, В.Ю.Давыдов, В.В.Ратников, С.В.Иванов, П.С.Копьев.** ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, 194021, С.-Петербург, Политехническая ул. 26.  
E-mail: [mam@beam.ioffe.rssi.ru](mailto:mam@beam.ioffe.rssi.ru)

**Перерыв: 10.10.-10.20.**

**10.20.-11.00. II. “Технология и свойства III-нитридов”**  
Председатель – **Б.В.Пушный.**

**10.20.-10.30. 2.1. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ПСЕВДОБИНАРНЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>**  
**Добрынин А.В.** МИЭТ, 103498 Москва.

**10.30.-10.40. 2.2. СИНТЕЗ ПЛЁНОК AlN МЕТОДОМ CVD В РЕАКТОРЕ С ХОЛОДНОЙ СТЕНКОЙ. Б.В. Спицын, М.Д. Давыдов, А.Б. Спицын\*, В.П. Стоян\*\*.** \*) Институт ФХ РАН, 117915, Москва, Ленинский пр-т, 31  
\*\*) МИСИС, 117936, Москва, Ленинский пр-т, 4.  
\*\*\*) МГУ им. М.В. Ломоносова, хим. фак-т, 119899 Москва.

**10.40.-10.50. 2.3. ИССЛЕДОВАНИЕ РОСТА ТОНКИХ СЛОЕВ AlN НА НАНОСТРУКТУРНОМ УРОВНЕ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ. Бойко М.Е., Шер Э.М.**  
ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, 194221 Санкт-Петербург, Политехническая 26.  
E-mail: [michael@boiko.ioffe.rssi.ru](mailto:michael@boiko.ioffe.rssi.ru)

**10.50.-11.00. 2.4. РЕАКЦИОННАЯ СХЕМА ПРОЦЕССА ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ ПЛЕНОК НИТРИДА ГАЛЛИЯ, ОСНОВАННОГО НА ПИРОЛИЗЕ МОНОАММИАКАТОВ ГАЛОГЕНИДОВ ГАЛЛИЯ. С.Е. Александров.** С-ПГТУ 195251, С-Петербург, ул. Политехническая 29; E-mail: [zykov@phsc3.stu.neva.ru](mailto:zykov@phsc3.stu.neva.ru) .

**Перерыв на кофе и чай –11.00.-11.20.**

**11.20.-12.10. III. “Электрические и фотоэлектрические свойства III-нитридов ”**  
Председатель – **А.Н.Ковалев.**

**11.20.-11.30. 3.1. НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТРАНСПОРТА ОСНОВНЫХ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В III-V НИТРИДАХ. Шмидт Н.М., Емцев В.В., Крыжановский А.С., Кютт Р.Н., Лундин В.В., Полоскин Д.В., Пушный Б.В., Ратников В.В., Титков А.Н., Усиков А.С.** ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Политехническая ул. 26, Санкт-Петербург 194021

**11.30.-11.40. 3.2. ИЗУЧЕНИЕ СПЕКТРОВ ГЛУБОКИХ УРОВНЕЙ В СВЕТОДИОДНЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ AlGaIn/GaN**

**А.Я. Поляков, Н.Б. Смирнов, А.В. Говорков, М.Г. Мильвидский, А.С. Усиков\*, Б.В. Пушный\*, В.В. Лундин\***. Институт “Гиредмет”, 109017 Москва, Б. Толмачевский пер., д. 5. E-mail: polyakov@mail.girmet.ru

\*) ФТИ им. А.Ф. Иоффе, 194021, С.-Петербург, Политехническая ул., д. 26.  
E-mail: Usikov@vpegroup.ioffe.rssi.ru

**11.40.-11.50. 3.3. GaN, ЛЕГИРОВАННЫЙ Zn И O: ПОЛУЧЕНИЕ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ. В.Г.Сидоров.** С-ПГТУ 195251, С-Петербург, ул.

Политехническая 29; E-mail: [zykov@phsc3.stu.neva.ru](mailto:zykov@phsc3.stu.neva.ru)

**11.50.-12.00. 3.4. ПОЛЯРИЗАЦИОННАЯ ФОТОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ГЕТЕРОСТРУКТУР GaN/GaP. В.Ю.Рудь, В.М. Ботнарюк, Ю.В. Жилиев\*, Ю.В. Рудь.** Государственный технический университет

195251 Санкт-Петербург, Политехническая 29. [rudvas@uniys.hop.stu.neva.ru](mailto:rudvas@uniys.hop.stu.neva.ru)

\*) ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Политехническая 26.

**12.00.-12.10. 3.5. КОРОТКОВОЛНОВАЯ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ СВОБОДНЫХ СЛОЕВ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО НИТРИДА ГАЛЛИЯ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ НЕОДНОРОДНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ. М.Е.Компан,**

**И.Н.Сафронов, И.Ю.Шабанов, Ю.В.Жилиев.** ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, 194021 С.-Петербург, Политехническая 26. E-mail: [kompan@solid.ioffe.rssi.ru](mailto:kompan@solid.ioffe.rssi.ru)

**Перерыв: 12.10.-12.20.**

## **12.20.-13.10. IV. “Оптические свойства и люминесценция III-нитридов ”**

**Председатель – В.Г.Сидоров.**

**12.20.-12.30. 4.1. ЛАЗЕРНАЯ ГЕНЕРАЦИЯ В ВЕРТИКАЛЬНОМ НАПРАВЛЕНИИ ПРИ ОПТИЧЕСКОЙ НАКАЧКЕ В КВАНТОВОРАЗМЕРНЫХ InGaIn/GaN ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ. А.В. Сахаров, В.В. Лундин, И.Л.Крестников,**

**В.А.Семенов, А.С. Усиков, А.Ф. Цацульников, М.В. Байдакова, Ю.Г. Мусихин, И.П. Сошников<sup>a 1</sup>, Н.Н. Леденцов<sup>b 1</sup>, Ж.И.Алферов, А. Hoffmann\* and D. Vimberg\*\*.** ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, 194021 С.-Петербург, ул.

Политехническая 26. E-mail [val@beam.ioffe.rssi.ru](mailto:val@beam.ioffe.rssi.ru). \* Universitaet Karlsruhe, 76128 Karlsruhe Germany. \*\* Institut fuer Festkoerperphysik, Technische Universitaet Berlin, Hardenbergstr. 36, 10623 Berlin, Germany

**12.30.-12.40. 4.2. РЭМ-ДИАГНОСТИКА МОРФОЛОГИЧЕСКИХ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ СВОЙСТВ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ДЛЯ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ.**

**Е.Н.Мохов\*, А.Д.Роенков\*, Г.В.Сапарин\*\*, С.К.Обыден\*\*, П.В.Иванников\*\*, J. Jr.Freitas\*\*\*.** \*) ФТИ им .А.Ф.Иоффе,194021 С.- Петербург, E-mail:

<mailto:mokhov@mail.line.ru>. \*\*) МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т, 119899 Москва. E-mail: [SAPARIN@mics.msu.su](mailto:SAPARIN@mics.msu.su) .

\*\*\*) Naval Res. Lab., Washington DC, 20375, USA

**12.40.-12.50. 4.3. КАТОДОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУР ИЗ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ДЛЯ СВЕТОДИОДОВ. О.Н.Ермаков, Г.Н.Александрова, М.В.Чукичев\***. НПП “САПФИР”, Москва, Щербаковская ул., 25. \*) МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т, 119899 Москва.

**12.50.-13.00. 4.4. РАМАНОВСКИЕ СПЕКТРЫ И ДИНАМИКА РЕШЕТКИ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО  $InN$ . В.Ю.Давыдов, А.А.Клочихин, И.Н.Гончарук, А.Н.Смирнов, В.В.Мамутин, В.А.Векшин, С.В.Иванов, М.Б.Смирнов\*, И.А.Аброян\*\*, А.И.Титов\*\*, В.Д.Петриков\*\*.**

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

\*) Институт Химии Силикатов, С-Петербург 199155.

\*\*\*) СПГТУ, С-Петербург, 195251. [valery.davydov@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:valery.davydov@pop.ioffe.rssi.ru)

**13.00.-13.10. 4.5. РЕНТГЕНОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК НИТРИДА АЛЮМИНИЯ. Б.П.Захарченя, Б.Р.Намозов, М.П.Коробков\*, Э.М.Шер.** ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021 С.-Петербург, Политехническая ул., 26. \* 195251 С.-Петербург, Политехн. 29.

**Обед – 13.10. – 14.30.**

**Стенды – 14.30.-15.30.**

**С.1.7. ПРИБОРНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ  $GaN$ , ВЫРАЩЕННЫЕ ГАЗОВОЙ ЭПИТАКСИЕЙ В ХЛОРИДНОЙ СИСТЕМЕ.**

**А.Е.Николаев, Д.В.Цветков, А.Е.Черенков, Ю.В.Мельник, А.С.Зубрилов, М.Г.Мынбаева, Н.И.Кузнецов, И.П.Никитина, В.А.Дмитриев.**

ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, 194021, С.Петербург, ул.Политехническая 26.

**С.1.8. ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ  $InGaN$  И ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ  $InGaN/Ga(Al)N$ , ПОЛУЧЕННЫЕ HVPE МЕТОДОМ, И ИХ ДИАГНОСТИКА.**

**Д.В.Цветков\*, А.С.Зубрилов, А.Е.Николаев, И.П.Никитина, Н.В.Середова\*, Н.И.Кузнецов, А.П.Коварский\*, В.А.Дмитриев\*\*.**

ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, 194021, С.Петербург, ул.Политехническая 26.

\*) Центр Исследования Роста Кристаллов, 193036 Санкт-Петербург,

Лиговский пр. 29, e-mail: [Aib@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:Aib@pop.ioffe.rssi.ru)

\*\*\*) Technologies and Devices International, Inc., Bethesda, MD 20814, and Material Science Research Center of Excellence, Howard University, 2300 Sixth St., NW Washington DC, 20059, USA

**С.1.9. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ОБРАЗЦОВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫРАЩИВАНИЕМ ИЗ РАСПЛАВА ПРИ НОРМАЛЬНОМ ДАВЛЕНИИ.**

**А.Я. Поляков, А.В. Говорков, Н.Б. Смирнов, М.Г. Мильвидский, В.А. Суховеев\*, В.А.Иванцов\*, В.А. Дмитриев\*.**

Институт “Тиредмет”, 109017, Москва, Б. Толмачевский пер., д. 5.

E-mail: [polyakov@mail.girmet.ru](mailto:polyakov@mail.girmet.ru). \*) ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021, С.-

Петербург, Политехническая ул., д. 26. E-mail: [iva@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:iva@pop.ioffe.rssi.ru)

**C.2.5. ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СЛОЖНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НИТРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ГАЛЛИЯ. Н.В.Баровский, А.В.Добрынин, Б.А.Малюков, Г.А.Найда, В.В.Смирнов.** МИЭТ, 103498, Москва.

**C.2.6. МАКРОНАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ  $InN/Al_2O_3(0001)$ , ЛЕГИРОВАННЫХ Mg И Dy. В.В.Ратников, В.В.Мамутин, В.А.Векшин, С.В.Иванов.** ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, 194021 С.-Петербург, Политехническая ул. 26. E-mail:mam@beam.ioffe.rssi.ru

**C.2.7. ИЗГОТОВЛЕНИЕ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ ПЛЕНОК  $AlN$  ДЛЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПЛОСКИХ КАТОДОВ. А.Н.Блаут-Блачев\*, Л.Л.Буйлов\*, Б.В.Спицын\*, Б.В.Селезнев\*\*, Н.В.Суетин\*\*, Е.И.Гиваргизов\*\*\*.** Институт ФХ РАН, 117915, Москва, Ленинский пр-т, 31  
\*\*) НИИЯФ МГУ им. М.В.Ломоносова, 119899, Москва. \*\*\*) ИК РАН.

**C.2.8. СТРУКТУРА И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОЕВ ОКСИНИТРИДОВ ГАЛЛИЯ. С.Е. Александров, Тихомирова М.А.** С-ПГТУ 195251, С-Петербург, ул. Политехническая 29; E-mail: zykov@phsc3.stu.neva.ru

**C.2.9. УСТАНОВКИ ДЛЯ МЕТАЛЛО-ОРГАНИЧЕСКОЙ ЭПИТАКСИИ НИТРИДОВ III ГРУППЫ ФИРМЫ “АИКСТРОН”. В.А.Горбылев.** НПП “Сигма-Плюс”, Москва.

**C.2.10. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО СОВЕРШЕНСТВА И ЧИСТОТЫ  $VN_2$  В ПРОЦЕССАХ СИНТЕЗА  $VN_v$  И  $VN_{сф}$ . А.В.Бочко.** Институт ФХ РАН, 117915, Москва, Ленинский пр-т, 31.

**C.2.11. УПРАВЛЕНИЕ АТОМНОЙ СТРУКТУРОЙ ПЛЕНОК НИТРИДА БОРА В ПРОЦЕССЕ РОСТА В УСЛОВИЯХ ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМЫ. Е. Н.Шулешов, В.В.Хвостов, М.Б.Гусева.** МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т, 119899 Москва. E-mail: [eugene@pelc60a.phys.msu.su](mailto:eugene@pelc60a.phys.msu.su)

**C.2.12. ЗАВИСИМОСТЬ СКОРОСТИ РОСТА  $GaN$  ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОДЛОЖКИ И ОТНОШЕНИЯ  $V/III$  В ПРОЦЕССЕ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АММИАКА**

**Б.А. Борисов, А.Н. Алексеев, В.П. Чалый, А.Л. Дудин, Д.М. Демидов, Д.М. Красовицкий, Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, А.П. Шкурко.** ЗАО “Полупроводниковые приборы”, 194156 Санкт-Петербург, а/я 29; E-mail: [ter@atc.rfntr.neva.ru](mailto:ter@atc.rfntr.neva.ru) .

**C.3.6. ПОВЕДЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ  $GaN$  ПОД ДЕЙСТВИЕМ ОБЛУЧЕНИЙ. Шмидт Н.М., Давыдов В.Ю., Емцев В.В., Козловский В.В., Лундин В.В., Полоскин Д.В., Пушный Б.В., Сахаров А.В., Усиков А.С.,** ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Политехническая ул. 26, Санкт-Петербург 194021.

**C.3.7. ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОПЕРЕХОДОВ  $Si/GaN<O>$ . С.Е.Александров, Т.А.Гаврикова, В.А.Зыков.** С-ПГТУ 195251, С-Петербург, ул. Политехническая 29; E-mail: zykov@phsc3.stu.neva.ru

**C.3.8. НАВЕДЕННЫЙ ФОТОПЛЕОХРОИЗМ ГЕТЕРОСТРУКТУР GaN/Si.**

**Ю.В. Рудь, В.М. Ботнарюк, Ю.В. Жилиев, В.Ю. Рудь\***

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

[yuryrud@uniys.hop.stu.neva.ru](mailto:yuryrud@uniys.hop.stu.neva.ru). \*) СПбГТУ, 195251 С.-Петербург, Политехн. 29.

**C.3.9. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ СЛОЕВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ  $Al_xGa_{1-x}N$ , ВЫРАЩЕННЫХ НА САПФИРЕ.**

**В.В.Третьяков, А.С.Усиков, А.В.Бобыль, Р.Г.Кютт, В.В.Лундин, Б.В.Пушный, Н.М.Шмидт.** ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург,

Политехническая 26. 194021, С.-Петербург, ул. Политехническая, д.26; E-mail:

[V.Tretyakov@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:V.Tretyakov@pop.ioffe.rssi.ru) .

**C.3.10. ОПРЕДЕЛЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА В НИТРИДЕ ГАЛЛИЯ.**

**Ю.А.Буренков, В.И.Николаев. Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе, РАН, 194021 С.-Петербург, Политехническая, 26**

e-mail: [nikolaev.v@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:nikolaev.v@pop.ioffe.rssi.ru)

**C.4.6. ПОЛЯРИЗОВАННАЯ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ НИТРИДА ГАЛЛИЯ.**

**А.Г.Дрижук, А.Д.Шагалов, М.Д.Шагалов, С.В.Шестериков.**

Вологодский государственный технический университет

160008, Вологда, ул. Ленина 15, ВоГТУ.

**C.4.7. ИЗЛУЧАТЕЛЬНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ-НИТРИДАХ.**

**А.Л.Оружейников, А.В.Дмитриев.** МГУ им. М.В.Ломоносова, Физ. фак-т,

119899, Москва. E-Mail: [dmitriev@lt.phys.msu.su](mailto:dmitriev@lt.phys.msu.su)

**C.4.8. СПЕКТРЫ ВОЗБУЖДЕНИЯ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ И ОТРАЖЕНИЯ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ, ВЫРАЩЕННОГО ГФЭ-МЕТОДАМИ НА РАЗЛИЧНЫХ ПОДЛОЖКАХ, В УЛЬТРАФИОЛЕТОВОЙ ОБЛАСТИ.**

**А.Н.Туркин, А.Ю.Романенко, В.В.Михайлин, А.С.Усиков\*, Б.В.Пушный\*, В.В.Лундин\*.** МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т, 119899 Москва.

E-mail: [turkin@scon175.phys.msu.su](mailto:turkin@scon175.phys.msu.su). \*) ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021 С.-Петербург, Политехническая ул., д.26.

**C.4.9. ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ КРИСТАЛЛОВ GaN, ЛЕГИРОВАННЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ И ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ. М.М.Мездрогина,**

**А.В.Андрианов, Ю.В.Жилиев, В.Ю.Некрасов, И.Н.Сафрон.** ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, 194021 С. -Петербург, Политехническая ул., 26.

**C.4.10. ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КУБИЧЕСКОГО И ГЕКСАГОНАЛЬНОГО VN.**

**М.А. Злобина, В.В. Соболев .** Удмуртский Гос. Университет, 426034 Ижевск, Университетская 1. E-mail: [sobolev@uni.udm.ru](mailto:sobolev@uni.udm.ru)

**C.5.5. ПОВЫШЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ПРИ БОЛЬШИХ ТОКАХ И ПРОБЛЕМЫ ИХ ДЕГРАДАЦИИ.**

**V.Schwegler, C.Kirchner, M.Kamp, K.J.Ebeling, A.Link, W.Limmer, R.Sauer, В.Е.Кудряшов\*, А.Н.Туркин\*, А.Э.Юнович\*.**

University of Ulm, 89081 Ulm, Germany. E-mail: [veit.schwegler@e-technik.uni-ulm.de](mailto:veit.schwegler@e-technik.uni-ulm.de).

\*) МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т, 119899 Москва.



**C.5.6. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ В САПФИРОВОЙ ПОДЛОЖКЕ НА СПЕКТРЫ ИЗЛУЧЕНИЯ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР ИЗ GaN.**

**С.С.Мамакин, В.Е. Кудряшов, А.Э.Юнович.** МГУ им. М.В. Ломоносова, физ. фак-т, 119899 Москва. E-mail: [yunovich@nabla.phys.msu.su](mailto:yunovich@nabla.phys.msu.su)

**C.5.7. СВЕТОДИОД БЕЛОГО ЦВЕТА СВЕЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ СТРУКТУР InGaN С ЛЮМИНОФОРНЫМ ПОКРЫТИЕМ.**

**В.С. Абрамов, О.Н. Ермаков, Г.Д. Кузнецов, А.М. Меркушев, В.П. Сушков, Н.В. Щербаков.** ЗАО «Пола +», МИСиС, С.-Пб. Технологический Институт, АОМПП «Сапфир», Москва, Щербаковская ул., 25.

**C.5.8. КИНЕТИКА ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ СВЕТОДИОДОВ ИЗ GaN(Zn,O).** **В.Г.Сидоров, Д.В.Сидоров, А.Г.Дрижук\*, М.Д.Шагалов\*.**

СПГТУ, 195251 С-Петербург, ул. Политехническая, 29.

E-mail: [rykov@phsc3.stu.neva.ru](mailto:rykov@phsc3.stu.neva.ru). Вологодский Политехнический институт, 160035 Вологда, ул. Ленина, 15.

**C.5.9. ИЗЛУЧАЮЩИЕ ДИОДЫ ОПТИЧЕСКОГО ДИАПАЗОНА В СПЕКТРОСКОПИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ ЯВЛЕНИЙ.** **А.Я.Гохштейн.**

Институт электрохимии им. А.Н.Фрумкина РАН, Москва, Ленинский проспект 31.

**C.5.10. СЛОИСТЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ В УСТРОЙСТВАХ НА ПОВЕРХНОСТНЫХ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛНАХ.**

**А.Ф.Белянин, Б.В.Спицын\*, Н.И.Сушенцов\*\*.** ЦНИТИ "ТЕХНОМАШ", Москва; \*)ИФХ РАН, Москва; \*\*)МарГТУ, Йошкар-Ола.

**Вечернее заседание - 15.30.-18.00.**

**15.30.-15.40.**

**275 лет Российской Академии Наук –**

**Ю.В.Копаев, Физический Институт им. П.Н.Лебедева РАН.**

*15.40.-16.20. V. “Разработка и свойства приборов  
из III-нитридов и устройств на их основе ”*

**Председатель – А.С.Зубрилов.**

**15.40.-15.50. 5.1. СПЕКТРЫ И КВАНТОВЫЙ ВЫХОД ИЗЛУЧЕНИЯ  
СВЕТОДИОДОВ С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР ИЗ  
GaN. А.Э.Юнович, В.Е.Кудряшов, С.С.Мамакин, А.Н.Туркин, А.Н.Ковалев\*,  
Ф.И.Маняхин\*. МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т, 119899 Москва. E-mail:  
yupovich@scon175.phys.msu.su**

**\*) МИСИС, Ленинский Проспект 4, 117936 Москва.**

**15.50.-16.00. 5.2. ФОТОРАДИОМЕТРИЯ СВЕТОДИОДОВ: ОСОБЕННОСТИ,  
МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЙ. Л.С.Ловинский.  
ВНИИ ОФИ, Москва, Озерная ул., 46.**

**16.00.-16.10. 5.3. СВЕТОДИОДЫ И СВЕТОСИГНАЛЬНАЯ АППАРАТУРА.  
Б.Ф.Тринчук, В.М.Дмитров, Е.А.Еремин, О.М.Каменская, О.Ю.Пивовар,  
В.Д.Сажаяев, А.Б.Синицын, В.Н.Соколов, В.Д.Соколов.  
НПВФ "Свеча", 103617, Москва, Зеленоград, корп. 146 б, кв. 84.**

**16.10.-16.20. 5.4. СВЕТОДИОД С КРУГОВЫМ ЗЕЛЕНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ ДЛЯ  
РЕЧНЫХ БАКЕНОВ. Л.М.Коган, И.Т.Рассохин.  
НПЦ “Оптэл”, 107082 Москва, Бакунинская ул., 84.**

**Перерыв, кофе и чай – 16.20.-16.40.**

**VI. Дискуссия – 16.40. - 17.40.**

**Технология и свойства нитридов. Ведущий – М.Г.Мильвидский.**

**Оптические свойства; приборы и их применения. Ведущий – А.Э.Юнович.**

**В.А.Дмитриев. Закрытие Совещания– 17.40.-17.50.**

**Заключительное Заседание Оргкомитета - 17.50.–18.00.**

**3<sup>rd</sup> ALL-RUSSIAN WORKSHOP**  
**“NITRIDES OF GALLIUM, INDIUM AND ALUMINIUM:**  
**STRUCTURES AND DEVICES ”**

**M.V.Lomonosov Moscow State University**  
**A.F.Ioffe Physico-Technical Institute of Russian Academy of Sciences**  
**Physical Society of Russia**

Sponsored by

**Ministry of Science and Technology of Russian Federation**  
**Russian Foundation for Basic Research**  
**Crystal Growth Research Center**

***Organizing Committee***

**A.E.Yunovich** – Chairman, M.V.Lomonosov MSU, Dept. of Phys.  
**V.A.Dmitriev**, – Vice-Chairman, A.F.Ioffe Institute.  
**P.S.Kopjev** – A.F.Ioffe Institute.  
**A.S.Usikov** – A.F.Ioffe Institute.  
**M.G.Mil’vidskii** - State Institute of Rare Metals.  
**G.V.Saparin** - M.V.Lomonosov MSU, Dept. of Phys.  
**M.V.Chukichev** - M.V.Lomonosov MSU, Dept. of Phys.  
**A.N.Kovalev** – Moscow Institute of Steel and Alloys.  
**V.G.Sidorov** - St.-Petersburg State Technical University.  
**A.S.Zubrilov** – Scientific Secretary, A.F.Ioffe Institute.  
**A.N.Turkin** - Scientific Secretary, M.V.Lomonosov MSU, Dept. of Phys.

**PROGRAM**

**June 2-nd, 1999; 9.00. – 18.00.**

**M.V.Lomonosov Moscow State University, Department of Physics,**

**REGISTRATION.**

***Opening address –***

***Prof. P.K.Kashkarov, Vice-Dean of the Department of Physics.***

***A.E.Yunovich – Introduction.***

**I. “Technology and Properties of III-Nitrides”**

**Chairman – M.G.Mil’vidskii.**

**1.1. Floride vapor phase homoepitaxy of GaN on polycrystalline bulk crystals grown from the flux at reduced Nitrogen pressure.**

**V.A. Sukhoveyev, V.A. Ivantsov, I.P. Nikitina, A.S.Zubrilov, A.I. Babanin**

A.F.Ioffe Institute, 26 Politekhnikeskaya Str., St. Petersburg 194021, Russia,

e-mail: [Vita@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:Vita@pop.ioffe.rssi.ru) **D.V. Tsvetkov**, Crystal Growth Research Center, 29 Ligovskii Pr., St. Petersburg 193036, Russia. **V.A. Dmitriev**, Technologies and Devices International, Inc., Bethesda, MD 20814, and Material Science Research Center of Excellence, Howard University, 2300 Sixth St., NW Washington DC, 20059, USA.

**1.2. Improved chloride vapor phase epitaxy of GaN on self-faceted sapphire shaped crystals.** *I.S. Kotousova*, Crystal Growth Research Center, 29 Ligovskii Pr., St. Petersburg 193036, Russia. e-mail: [Aib@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:Aib@pop.ioffe.rssi.ru). *V.A. Ivantsov, M.G. Minbaeva, A.I. Babanin, I.P. Nikitina, A.E.Nikolaev, V.M. Krimov, P.I.Antonov*. A.F.Ioffe Institute, 26 Politekhnicheskaya Str., St. Petersburg 194021, Russia.

**1.3. Electrical and optical properties ion-implanted GaN p-n-junctions.**

*E.V.Kalinina, A.S.Zubrilov, A.M.Strelc'chuk, V.A.Solov'ev, V.A.Dmitriev\**.

A.F. Ioffe Physico-Technical Inst., 194021, S-Petersburg, Polytechnicheskaya str. 26.  
E-mail: [evk@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:evk@pop.ioffe.rssi.ru);

\* TDI Inc., Gaitherburg, MD, USA; E-mail: [vladimir@tdii.com](mailto:vladimir@tdii.com)

**1.4. Studies of Nonuniformities in GaN Films Prepared by Hydride Vapor Epitaxy.**

*A.Ya. Polyakov, A.V. Govorkov, N.B. Smirnov, M.G. Mil'vidskii*

Institute of Rare Metals, 109017, Moscow, B. Tolmachevsky, 5, E-mail: [polyakov@mail.girmet.ru](mailto:polyakov@mail.girmet.ru); *D.V. Tsvetkov, S.I. Stepanov, A.E. Nikolaev, V.A. Dmitriev*

A.F. Ioffe Physico-Technical Institute RAS, 194021, S-Petersburg, Polytechnicheskaya str., 26. E-mail: [aan@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:aan@pop.ioffe.rssi.ru)

**1.5. Development of GaN- based Structures in “Elma-Malahit” (Zelenograd).**

*K.N.Vigdorovich, Yu.N.Sveshnikov, “Elma-Malahit”, Zelenograd.*

**1.6. MBE Growth of InN with different initial growth stages.**

*V.V. Mamutin, V.A. Vekshin, V.Yu. Davydov, V.V. Ratnikov, S.V. Ivanov, and P.S. Kop'ev.* A.F. Ioffe Physico-Technical Inst., 194021, S-Petersburg,

Polytechnicheskaya str., 26. e-mail: [mam@beam.ioffe.rssi.ru](mailto:mam@beam.ioffe.rssi.ru) .

**C.1.7. GaN-Based Device Structures Grown by HVPE.**

*A.E.Nikolaev<sup>1</sup>, D.V.Tsvetkov<sup>2</sup>, A.E.Cherenkov<sup>2</sup>, Yu.V.Melnik<sup>1,2</sup>, A.S.Zubrilov<sup>1</sup>, M.G.Minbaeva<sup>1</sup>, N.I.Kuznetsov<sup>1</sup>, I.P.Nikitina<sup>1</sup>, V.A.Dmitriev<sup>1,2</sup>;*

<sup>1</sup> A.F.Ioffe Physico-Technical Inst. RAN, 194021 St.Petersburg, Polytechnicheskaya 26, E-mail: [asz@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:asz@pop.ioffe.rssi.ru); <sup>2</sup>TDI, Inc., Gaitherburg, MD, USA.

**C.1.8. Solid solutions InGaN and heterostructures InGaN/Ga(Al)N grown by HVPE method and their characterisation.** *D.V.Tsvetkov, A.E.Zubrilov, A.E.Nikolaev, I.P.Nikitina, N.V.Seredova, N.I.Kuznetsov, A.P.Kovarskii, V.A.Dmitriev.*

A.F.Ioffe Institute, 26 Politekhnicheskaya Str., St. Petersburg 194021, Russia.

\*) Crystal Growth Research Center, 29 Ligovskii Pr., St. Petersburg 193036, Russia.

E-mail: [Aib@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:Aib@pop.ioffe.rssi.ru) . \*\*) Technologies and Devices International, Inc., Bethesda, MD 20814, and Material Science Research Center of Excellence, Howard University, 2300 Sixth St., NW , Washington DC, 20059, USA

**C.1.9. Studies of the Electrical and Luminescent Properties of GaN Crystals Grown From Liquid Solution at Normal Pressure.**

*A.Ya. Polyakov, A.V. Govorkov, N.B. Smirnov, M.G. Mil'vidskii*

Institute of Rare Metals, 109017, Moscow, B. Tolmachevsky, 5, E-mail:

[polyakov@mail.girmet.ru](mailto:polyakov@mail.girmet.ru); *V.A. Sukhoveev, V.A. Ivantsov, V.A. Dmitriev,*

A.F. Ioffe Physico-Technical Inst., 194021, S-Petersburg, Polytechnicheskaya str., 26, E-mail: [iva@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:iva@pop.ioffe.rssi.ru) .

## II. “ Technology and Properties III-Nitrides”

Chairman – B.V.Pushnyi.

### **2.1. Thermodynamic stability of pseudo-binary solutions of III-Nitrides.**

A.V.Dobrynin, Moscow Inst. of Electronic Technology, 103498 Moscow.

### **2.2. Syntesis of AlN films by CVD- method in a camera with cold walls.**

B.V.Spitsyn\*, M.D.Davydov\*\*\*, A.B.Spitsyn\*\*, V.P.Stoyan\*\*\*.

\*) Phys.-Chem. Inst. RAS, 117915, Moscow, Leninskii prosp 31.

\*\*\*) Moscow Inst. of Steel and Alloys, 117936, Moscow, Leninskii prosp 31.

\*\*\*)\_M.V.Lomonosov Moscow State University, Dept. Of Chem., Moscow 119899.

**2.3. Nanoscale level study of AlN thin films growth by small-angle X-ray scattering methods.** M.E. Boiko, E.M.Sher. A.F.Ioffe Physical-Technical Institute of RAN, Polytekhnicheskaya 26, 194221 Saint-Petersburg, e-mail: [michael@boiko.ioffe.rssi.ru](mailto:michael@boiko.ioffe.rssi.ru) .

### **2.4. Reactions of GaN films chemical deposition processes based on Monoammicate Gallium Halogenides pyrolysis.**

S.E.Alexandrov, S.-Peterburg Polytechnical University, 195251, S.-Peterburg Polytekhnicheskaya 29. [yalexandrov@pop.convey.ru](mailto:yalexandrov@pop.convey.ru) .

### **C.2.5. Crystallization of multiple heterostructures Gallium and Aluminim Nitrides.**

N.V.Barovsky, A.V.Dobrynin, B.A.Malukov, G.A.Naida, V.V.Smirnov. Moscow Inst. of Electronic Technology, 103498 Moscow.

### **C.2.6. Macrostresss and straines in InN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0001) epilayers doped by Mg and Dy.** V.V.Ratnikov, V.V.Mamutin, V.A.Vekshin, S.V.Ivanov.

A.F. Ioffe Phisico-Technical Inst., 194021, S-Petersburg, Polytechnicheskaya str., 26. e-mail: [mam@beam.ioffe.rssi.ru](mailto:mam@beam.ioffe.rssi.ru) .

### **C.2.7. Growth of AlN films for composition plane cathodes by magnetronic sputtering.** A.N.Blaut-Blachev\*, L.L.Builov\*\*\*, B.V.Spitsyn, B.V.Seleznev,

N.V.Suetin\*, E.I.Givargizov\*\*\*. \*) Phys.-Chem. Inst. RAS, 117915, Moscow, Leninskii prosp 31. \*\*\*) Moscow Inst. of Steel and Alloys, 117936, Moscow, Leninskii prosp 31. \*\*\*) Inst. of Crystallografy RAS, Moscow.

### **C.2.8. Structure and optical properties of Oxynitride layers.**

S.E.Alexandrov, M.A.Tikhomirova, S.-Peterburg Polytechnical University, 195251, St.-Peterburg Polytekhnicheskaya 29. [yalexandrov@pop.convey.ru](mailto:yalexandrov@pop.convey.ru) .

### **C.2.9. MOCVD mashines for III-Nitrides of “Aixtron” - Company.**

V.A.Gorbylev. Company “Sigma-Plus”, Moscow.

### **C.2.10. Analysis of purity and crystal perfection on processes of BN hexagonal and BN cubic syntesis.**

A.V.Bochko, Institute of Metallurgy RAS, Moscow, Leninsky prosp.

### **C.2.11. The control of atomic structure during the growth of boron nitride films in hydrogen plasma.**

E.N.Shouleshov , V.V.Khvostov, M.B.Guseva, M.V.Lomonosov Moscow State University, Dept. of Physics, 119899 Moscow, e-mail: [eugene@pelc60a.phys.msu.su](mailto:eugene@pelc60a.phys.msu.su) .

### **C.2.12. The growth rate evolution versus substrate temperature and V/III ratio during GaN MBE using ammonia.**

B.A. Borisov, A.N. Alexeev, V.P. Chaly, A.L. Dudin, D.M. Demidov, D.M. Krasovitsky, Yu.V. Pogorelsky, I.A. Sokolov, A.P. Shkurko.

ATC Semiconductor Devices Ltd. 194156 St.Petersburg, P.O. Box 29; E-mail: [ter@atc.rfntr.neva.ru](mailto:ter@atc.rfntr.neva.ru) .

### III. “Electrical and Photoelectrical Properties of III-Nitrides ”

Chairman – A.N.Kovalev.

#### **3.1. Some peculiarities of majority charge carrier transport in III–V nitrides.** N.M.Schmidt, V.V.Emtsev, A.S.Kryzhanovsky, R.N.Kyutt, W.V.Lundin, D.V.Poloskin, B.V.Pushnyi, V.V.Ratnikov, A.N.Titkov, A.S.Usikov.

Ioffe Physico-Technical Institute, Russian Academy of Sciences, 26 Polytekhnicheskaya Str., St.Petersburg, 194021, Russia;

E-mail: [usikov@vpegroup.ioffe.rssi.ru](mailto:usikov@vpegroup.ioffe.rssi.ru) .

#### **3.2. Deep Levels in AlGaIn/GaN-based Light Emitting Structures.**

A.Y.Polyakov, N.B.Smirnov, A.V.Govorkov, M.G.Mil'vidskii.

Institute of Rare Metals, 109017, Moscow, B. Tolmachevsky, 5, Russia, E-mail:

[polyakov@mail.girnet.ru](mailto:polyakov@mail.girnet.ru); A.S.Usikov, B.V.Pushnyi, V.V.Lundin.

A.F. Ioffe Physico-Technical Institute RAS, 194021, S-Petersburg, Polytekhnicheskaya str., 26, E-mail: [Usikov@vpegroup.ioffe.rssi.ru](mailto:Usikov@vpegroup.ioffe.rssi.ru)

#### **3.3. Growth and properties of GaN doped by Zn and O.**

V.G.Sidorov. S.-Peterburg Polytechnical University, 195251, St.-Peterburg

Polytekhnicheskaya 29. E-mail: [zykov@phsc3.stu.neva.ru](mailto:zykov@phsc3.stu.neva.ru) .

#### **3.4. Polarization photosensitivity of GaN/GaP heterostructures.**

V.Yu.Rud'\*, V.M.Botnaryuk\*\* , Yu.V.Zhilyaev\*\* , Yu.V.Rud'\*\*

\*) State Technical University 29 Polytekhnicheskaya st., 195251 St.Petersburg, Russia;

[rudvas@uniys.hop.stu.neva.ru](mailto:rudvas@uniys.hop.stu.neva.ru) . \*) A.F. Ioffe Physico-Technical Inst. RAS, 26

Polytekhnicheskaya st., 194021 St.Petersburg.

#### **3.5. Short wave luminescence of Free-standing wurzite gallium nitride, induced by inhomogenous deformation.**

M.E.Kompan, I.N.Safronov, I.Yu.Shabanov, Yu.V.Zhiljaev

A.F.Ioffe Physical-Tech. Inst. RAS, 194021 S.-Peterburg, Politehnicheskaja 26.

E-mail: [kompan@solid.ioffe.rssi.ru](mailto:kompan@solid.ioffe.rssi.ru) .

#### **C.3.6. Behaviour of defects in GaN epitaxial layers upon radiations.**

N.M.Schmidt, V.Yu.Davydov, V.V.Emtsev, V.V.Kozlovskii, W.V.Lundin, D.V.Poloskin,  
B.V.Pushnyi, A.V.Sakharov, A.S.Usikov.

Ioffe Physico-Technical Institute, Russian Academy of Sciences, 26 Polytekhnicheskaya Str., St.Petersburg, 194021, Russia; E-mail: [usikov@vpegroup.ioffe.rssi.ru](mailto:usikov@vpegroup.ioffe.rssi.ru) .

#### **C.3.7. Photoelectrical properties of Si/GaN<O> heterojunctions.**

S.E.Alexandrov, T.A.Gavrikova, V.A.Zykov, S.-Peterburg Polytechnical University,

195251, St.-Peterburg, Polytekhnicheskaya 29. [valexandrov@pop.convey.ru](mailto:valexandrov@pop.convey.ru) .

#### **C.3.8. Induced photopleochroism of GaN/Si heterostructures.**

Yu.V.Rud'\*\* , V.M.Botnaryuk\* , Yu.V.Zhilyaev\* , V.Yu.Rud'\*\*.

\*) A.F.Ioffe Physico-Technical Inst. RAS, 26 Polytekhnicheskaya st., 194021

St.Petersburg; [yuryrud@uniys.hop.stu.neva.ru](mailto:yuryrud@uniys.hop.stu.neva.ru) . \*\*) State Techn. University 29

Polytekhnicheskaya st., 195251 St.Petersburg

#### **C.3.9. Spatial inhomogeneities of Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N layers grown on sapphire substrates.**

V.V.Tret'yakov, A.S.Usikov, A.V.Bobyl', R.G.Kyutt, V.V.Lundin, B.V.Pushnyi,

N.M.Schmidt. A.F.Ioffe Physico-Technical Inst. RAS, 26 Polytekhnicheskaya st., 194021

St.Petersburg; E-mail: [V.Tret'yakov@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:V.Tret'yakov@pop.ioffe.rssi.ru) .

#### **C.3.10. Yung modulus of Gallium Nitride.**

Yu.A.Burenkov, V.I.Nikolaev. A.F.Ioffe Physico-Technical Inst. RAS, 26

Polytekhnicheskaya st., 194021 St.Petersburg.

## IV. “Optical Properties and Luminescence of III-Nitrides”

Chairman – V.G.Sidorov.

### **4.1. Surface lasing under optical pumping in quantum size InGaN/GaN heterostructures .**

A.V. Sakharov, W.V. Lundin, I.L. Krestnikov, V.A. Semenov, A.S. Usikov, A.F. Tsatsul'nikov, M.V. Baidakova, Yu.G. Musikhin, I.P.Soshnikov<sup>a</sup>, Zh.I. Alferov, N.N. Ledentsov<sup>b</sup>, A. Hoffmann<sup>b</sup> and D. Bimberg<sup>b</sup>

A.F.Ioffe Physico-Technical Institute, Politekhnikeskaya 26, 194021, St. Petersburg;

<sup>a</sup> Universitet Karlsruhe, 76128 Karlsruhe Germany

<sup>b</sup> Institut für Festkörperphysik, Technische Universität Berlin, Hardenbergstr. 36, 10623 Berlin, Germany

### **4.2. SEM-diagnostics of morfological and luminescent properties of Gallium Nitride epitaxial layers for different growth technologies.**

E.N.Mokhov\*, A.A.Volfson\*, G.V.Saparin\*\*, S.K.Obyden\*\*, P.V.Ivannikov\*\*, J.Freitas Jr.\*\*\* \*) A.F.Ioffe PTI, 194021, St. Petersburg. \*\*) M.V.Lomonosov MSU, Dept. of Phys., 119899, Moscow.

\*\*\*) Naval Res. Lab., Washington DC, 20375, USA

### **4.3. Cathodoluminescence of InGaN epitaxial heterostructures for LEDs.**

O.N.Ermakov, G.A.Aleksandrova. Company “Sapfir“, 105318, Moscow, Scherbakovskaya st., 53.

M.V. Chukichev. 119899, M.V.Lomonosov Moscow State Univtrrsity, Dept. Of Phys.

### **4.4. Raman spectra and lattice dynamics of hexagonal InN.**

V.Yu.Davydov, A.A.Klochikhin, V.V.Emtsev, I.N.Goncharuk, A.N.Smirnov, V.V.Mamutin, V.A.Vekshin and S.V.Ivanov. A.F.Ioffe Physico-Technical Institute, St. Petersburg 194021. M.B.Smirnov, Institute for Silicate Chemistry, St Petersburg 199155. I.A.Abroyan, A.I.Titov, and V.D.Petrikov, State Technical University, St Petersburg 195251.

### **4.5. X-ray luminescence of AlN thin films.**

B.P.Zakharchenya, B.R.Namozov, M.P.Korobkov, E.M.Sher. A.F.Ioffe Physico-Technical Inst. RAS, 26 Polytekhnikeskaya st., 194021 St.Petersburg;

\*) State Techn. University 29 Polytekhnikeskaya st., 195251 St.Petersburg.

A.S.Usikov, B.V.Pushnyi, V.V.Lundin. A.F.Ioffe Phisics-Technical Institute, 194021 S.-Peterburg, Politechniticheskaia 26; E-mail: [usikov.vpegroup@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:usikov.vpegroup@pop.ioffe.rssi.ru)

### **C.4.6. Polarized Luminescence of Gallium Nitride.**

A.G.Drizhuk, A.D.Shagalov, M.D.Shagalov, S.V.Shesterikov  
Vologda State Technical University, 160008, Vologda, Lenina 15, VoSTU.

### **C.4.7. Radiative transitions in nitride semiconductors.**

A.L.Oruzheynikov, A.V.Dmitriev, M.V.Lomonosov Moscow State University, Dept of Physics, Moscow, 119899. E-mail: [Dmitriev@lt.phys.msu.su](mailto:Dmitriev@lt.phys.msu.su) .

**C.4.8. Luminescence Excitation and Reflection Spectra in the Fundamental Absorbtion Area of Aluminium Nitride Groth by means of MOCVD Methode on Various Substrates.** N.Turkin, A.Yu.Romanenko, V.V.Mikhailin, A.S.Usikov\*, B.V.Pushnyi\*, V.V.Lundin\*. M.V.Lomonosov Moscow State University, Dept. of Physics, 119899 Moscow; E-mail: [turkin@scn175.phys.msu.su](mailto:turkin@scn175.phys.msu.su); A.F. Ioffe Physico-Technical Institute RAS, 194021, S-Petersburg, Polytechnicheskaya str., 26.

### **C.4.9. Photoluminescence of GaN doped by rare-earth and transient metals.**

M.M.Mezdrogina, A.V.Andrianov, Yu.V.Zhilyaev, V.Yu.Nekrasov, I.N.Safron. A.F.Ioffe Physico-Technical Institute, 194021 S.-Peterburg, Politechniticheskaia 26.

#### **C.4.10. Optical properties of cubic and hexagonal BN.**

**M.A. Zlobina, V.V.Sobolev.** Udmurt State University, 426034 Izhevsk, Universitetskaya street, 1; E-mail: [sobolev@uni.udm.ru](mailto:sobolev@uni.udm.ru)

### **V. “Development and Properties of III-Nitrides based Devices”**

**Chairman – A.S.Zubrilov.**

**5.1. Spectra and Quantum Efficiency of Light-Emitting Diodes based on GaN heterostructures with Quantum Wells.** **A.E.Yunovich, V.E.Kudryashov, S.S.Mamakin, A.N.Turkin.** Dept. of Physics, M.V.Lomonosov MSU, 119899 Moscow; E-mail: [yunovich@scon175.phys.msu.su](mailto:yunovich@scon175.phys.msu.su) ; **A.N.Kovalev, F.I.Manyakhin.**

Moscow Institute of Steel and Alloys, 117936 Moscow, Leninski prospect 4.

**5.2. LED photoradiometry: special features, methods and measuring means.**

**L.S.Lovinsky.** Inst. of Optico-Physical Measurements, Moscow.

**5.3. Light-Emitting Diodes and light-signal devices.** **B.F.Trinchuk, V.M.Dmitriev, E.A.Eremin, O.M.Kamenskaya, O.Yu.Pivovar, V.D.Sazhaev, A.B.Sinitsyn, V.N.Sokolov, B.D.Sokolov.** Company “Svecha”, Zelenograd, cor. 1466, apt. 84.

**5.4. Green Light-Emitting Diode with a circle angle diagram for the river traffic lights.** **L.M.Kogan, I.T.Rassokhin.** Company “Optel”, 107082 Moscow, Bakuninskaya str., 84.

**C.5.5. Heating of GaN-based LEDs at high currents and problems of degradation.**

**V.Schwegler, C.Kirchner, M.Kamp, K.J.Ebeling, A.Link, W.Limmer, R.Sauer.**

University of Ulm, 89081 Ulm, Germany. E-mail: [veit.schwegler@e-technik.uni-ulm.de](mailto:veit.schwegler@e-technik.uni-ulm.de).

**V.E.Kudryashov, A.N.Turkin, A.E.Yunovich.** Dept. of Physics, M.V.Lomonosov MSU, 119899 Moscow; E-mail: [yunovich@scon175.phys.msu.su](mailto:yunovich@scon175.phys.msu.su).

**C.5.6. Influence of ion impurities in sapphire on radiation spectra of GaN-based Light-Emitting Diodes.** **S.S.Mamakin, V.E.Kudryashov, A.E.Yunovich.** Dept. of

Physics, M.V.Lomonosov MSU, 119899 Moscow; [yunovich@scon175.phys.msu.su](mailto:yunovich@scon175.phys.msu.su) .

**C.5.7. White light-emitting diodes based on GaN covered by luminophor.**

**V.P.Sushkov, V.A.Abramov, O.N.Ermakov.**

Company “Sapfir”, 105318, Moscow, Scherbakovskaya st., 53.

**C.5.8. Electroluminescence kinetics of GaN:(Zn,O) Light-Emitting Diodes.**

**V.G.Sidorov, D.V.Sidorov, A.G.Drizhuk\*, M.D.Shagalov\*.** State Techn. University 29

Polytekhnikeskaya st., 195251 St.-Petersburg; E-mail: [rykov@phsc3.stu.neva.ru](mailto:rykov@phsc3.stu.neva.ru).

Vologda Polytechnical Institute, 160035 Vologda, Lenina str. 15.

**C.5.9. Light-emitting diodes of visible range in the spectroscopy of surface**

**phenomena.** **A.Y.Gokhshtein,** Frumkin Institute of Electrochemistry, Russian Academy of Sciences, 117071 Moscow, Leninsky prospect 31.

**C.5.10. Layered Aluminium Nitride devices for surface acoustic waves generation.**

**A.F.Belyanin, B.V.Spitsyn\*, N.I.Sushentsov\*\*.** Inst. “Technomash”, Moscow; \*) Phys-Chem. Inst. RAS, Moscow; \*\*) Mariisky Technical Univ., Ioshkar-Ola..

**275 Years of Russian Academy of Sciences –**

**Yu.V.Kopaev,** P.N.Lebedev Physical Institute of RAS.

**DISCUSSION Chairmans – M.G.Milvidski, A.E.Yunovich.**

**CLOSING ADDRESS – V.A.Dmitriev, Vice-chairman of the Organizing Committee.**



## ВВЕДЕНИЕ

*А.Э.Юнович*

В последние четыре-пять лет был совершен прорыв в исследованиях, разработках и промышленном освоении полупроводниковых структур и приборов на основе нитрида галлия и его твердых растворов. Лидерами в этом направлении являются японские лаборатории фирм Ничия и Тойода Госей, а также американские лаборатории фирм Крее, Хьюлетт-Паккард и ряда университетов.

Благодаря успехам технологии эпитаксиального выращивания многослойных структур, включая структуры с квантовыми ямами, выпускаются эффективные зеленые и голубые светодиоды. Созданы фиолетовые инжекционные лазеры, работающие при комнатной температуре; мощные высокочастотные полевые и биполярные транзисторы, работающие при высоких температурах, ультрафиолетовые фотоприемники.

По этой тематике уже было организовано и планируется большое число международных и региональных конференций, симпозиумов и совещаний. В России исследования по этой тематике в 80-х - начале 90-х годов не получили нужного развития, технологические исследования и разработки существенно отставали. В июне 1997 г. группы из МГУ и ФТИ организовали в МГУ 1-е Рабочее Совещание «Нитрид Галлия - структуры и приборы». В июне 1998 г. в Санкт-Петербургском Техническом Университете состоялось 2-е Совещание «Нитриды Галлия, Алюминия и Индия: структуры и приборы», которое получило статус Всероссийского и было поддержано РФФИ и С.-Петербургским Центром Исследований Роста Кристаллов. В Совещаниях приняли участие представители академических, вузовских и промышленных организаций (ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, МГУ им. М.В.Ломоносова, ФИ им. П.Н.Лебедева РАН, ГИРЕДМЕТ, МИСИС, НПВФ «Свеча») - в 1997 г. - 30 чел., в 1998 г. - 50 чел.

Совещания показали, что за последние два года в России существенно увеличился интерес к научно-исследовательским и опытно-конструкторским работам по полупроводниковым нитридам металлов III группы (GaN, AlN, InN и их твердым растворам). Работы активно ведутся по технологии выращивания кристаллов, создания гетероструктур и p-n-переходов, по исследованию физических свойств этих материалов и приборов на их основе, по разработкам устройств, использующих эти приборы. Они развиваются, в частности, в кооперации с партнерами из Японии, США и Германии.

В соответствии с планом проведения Конференций Минвуза России на физическом факультете Московского Государственного Университета им. М.В.Ломоносова организовано настоящее, 3-е Общероссийское Совещание «Нитриды галлия, алюминия и индия: структуры и приборы». Его организуют совместно физический факультет МГУ и Физико-Технический Институт им. А.Ф.Иоффе РАН, его проведение включено в программу работ Российского Физического Общества. Финансовую поддержку Совещанию дали Российский Фонд Фундаментальных Исследований, Министерство Науки и Технологий Российской Федерации, Центр по Исследованию Роста Кристаллов; Оргкомитет и все участники Совещания выражают им искреннюю благодарность.

Совещание проводится в год 275-летнего юбилея Российской Академии Наук, и в Программу включен доклад проф. Ю.В.Копаева об этом юбилее.

Совещание - однодневное, поскольку проведение масштабной научной конференции потребовало бы значительных средств. Но число присланных докладов достигло 50, и оргкомитет решил около половины докладов перенести на стендовую сессию. Предполагается, что во время стендовой сессии участники Совещания будут иметь возможность в кулуарах обсудить научные проблемы и установить нужные связи. Оргкомитет решил организовать в заключение Совещания часовую дискуссию, в которой можно будет затронуть проблемы, связанные как с устными, так и стендовыми докладами, а также обсудить решение Совещания, которое будет направлено в Министерства и различные научные и промышленные организации.

Представленные доклады свидетельствуют о развертывании в нашей стране исследований и разработок по полупроводниковым нитридам, структурам и приборам на их основе. Предварительные оценки результатов Совещания будут подведены в заключительном слове проф. В.А.Дмитриева.

Однако, темпы развития работ по этой тематике в России явно недостаточны. Необходимо создание национальных, региональных и целевых программ для решения проблем отечественного производства приборов оптоэлектроники и микроэлектроники на основе полупроводниковых нитридов. Эти программы могут быть разработаны лишь при отечественном финансировании и объединении усилий различных российских групп.

Согласно иностранным публикациям, во всем мире объем продаж нитридных материалов, структур и приборов в 1996 г. достигал 220 млн. долларов, в 1999 г. предполагается  $\approx 990$  млн. долларов, а в 2005 г. предсказывается до 3 млрд. долларов. Эти цифры показывают, насколько экономически оправданы вложения в эту тематику.

В России есть необходимая сырьевая база для развития этих важных технологий. Есть научные и промышленные организации, которые до последнего десятилетия успешно развивали исследования и разработки полупроводниковых лазеров и светодиодов. Некоторые исследования и разработки за рубежом использовали ранние отечественные открытия, изобретения и публикации. Есть высшие учебные заведения, которые готовили и продолжают готовить кадры для подобных исследований и разработок. На предстоящей в июле этого года 3-ей Международной Конференции по полупроводниковым нитридам во Франции российские ученые представили ряд работ, имеющих приоритетный характер.

Позвольте выразить надежду, что настоящее Совещание послужит дальнейшему развитию в нашей стране научных исследований и технологических разработок по полупроводниковым нитридам, структурам и приборам на их основе, по применению этих приборов в различных областях.

**1.1.**  
**ПОЛИКРИСТАЛЛЫ GaN, ВЫРАЩЕННЫЕ ИЗ РАСТВОРА-РАСПЛАВА  
ПРИ ПОНИЖЕННОМ ДАВЛЕНИИ, И ХЛОРИД-ГИДРИДНАЯ  
ЭПИТАКСИЯ НА НИХ**

***В.А. Суховеев, В.А. Иванцов, И.П. Никитина, А.Е. Зубрилов, А.И. Бабанин***

ФТИ им. А.Ф. Иоффе

194021 Санкт-Петербург, ул. Политехническая 26, Россия,

e-mail: [Vita@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:Vita@pop.ioffe.rssi.ru)

***Д.В. Цветков***

Центр Исследования Роста Кристаллов, 193036 Санкт-Петербург,

Лиговский пр. 29, Россия

***В.А. Дмитриев***

Technologies and Devices International, Inc., Bethesda, MD 20814, and Material Science  
Research Center of Excellence, Howard University, 2300 Sixth St., NW Washington  
DC, 20059, USA

В работе представлены результаты экспериментов по выращиванию из раствора-расплава при давлении азота ниже 1 атм. и температуре 920-840°C объемных кристаллов GaN в виде поликристаллических дисков и буль. Скорость осевого роста буль достигала 2 мм/час. Кристаллы выращивались на сапфировых стержнях и пластинах карбида кремния. Увеличение температуры выращивания выше 920°C приводило к появлению у поликристаллов пористой структуры.

В докладе приводятся данные исследования химического состава поликристаллов, определявшегося методом электронной Оже спектроскопии (ЭОС), и их структуры, которая исследовалась методом рентгеноструктурного анализа (РА). Оптические свойства кристаллов оценивались методами катодо- и фотолюминесценции (КЛ и ФЛ) при 80 и 300 К.

Из поликристаллических слитков вырезались пластины, которые после травления в смеси кислот, шлифовки и полировки использовались в качестве подложек, на которых методом газофазной эпитаксии в хлорид-гидридной системе (ХГЭ), проводилось осаждение слоев GaN, толщиной до 3 мкм в условиях, характерных для эпитаксии GaN на подложках SiC.

Сравнение дифрактограмм, полученных от поликристаллической подложки и от выращенного на ней эпитаксиального слоя показало, что, после эпитаксии наиболее значительно, почти в 4 раза, увеличивается интенсивность (0002) пика, в то время как интенсивность (10 $\bar{1}$ 0) пика увеличивается только в 2 раза, а интенсивность наиболее характерного для подложки (10 $\bar{1}$ 1) пика вообще уменьшается (Рис. 1). В случае сохранения этой тенденции, при увеличении толщины эпитаксиального слоя можно ожидать получения свободного от трещин и остаточных напряжений пригодного для промышленных применений монокристаллического GaN базисной ориентации.

В докладе приводится сравнительный анализ КЛ и ФЛ спектров подложки и эпитаксиального слоя. Оказалось, что после проведения ХГЭ удастся достичь значительного усиления интенсивности краевого пика излучения.

Работа проводилась при поддержке Центра Исследования Роста Кристаллов, Санкт-Петербург, и Российского Фонда Фундаментальных исследований (Проект N 97-02-18057).

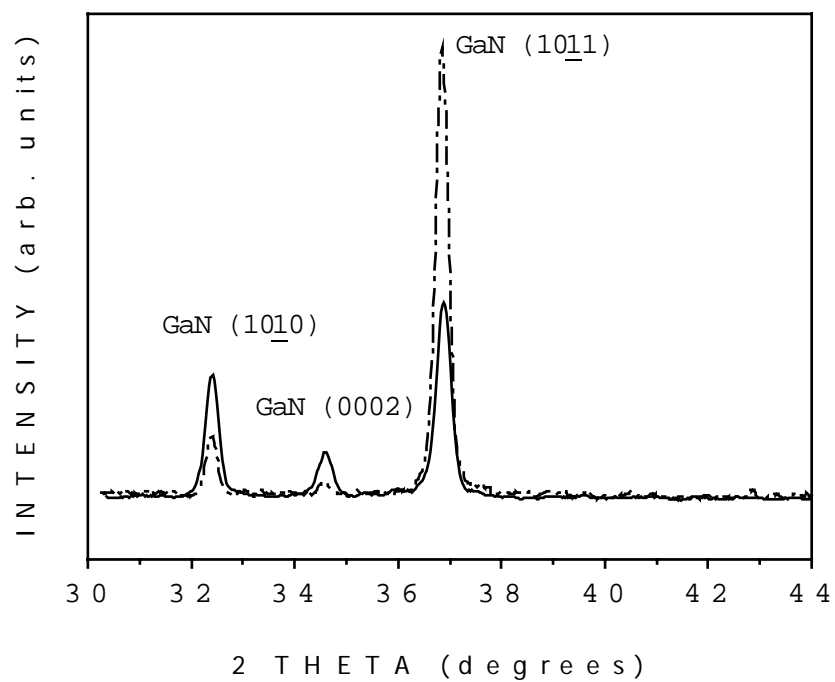


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы от поликристаллической подложки GaN (штрих-пунктир) и от эпитаксиального слоя, выращенного на ней методом газофазной эпитаксии в хлорид-гидридной системе (сплошная линия)

## 1.2.

### УЛУЧШЕННАЯ ХЛОРИД-ГИДРИДНАЯ ЭПИТАКСИЯ GaN НА САМООГРАНЕННЫХ ПРОФИЛИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ САПФИРА

**И.С. Котоусова**

Центр Исследования Роста Кристаллов, 193036 Санкт-Петербург,  
Лиговский пр. 29, e-mail: Aib@pop.ioffe.rssi.ru

***В.А. Иванцов, М.Г. Мынбаева, А.И. Бабанин, И.П. Никитина,  
А.Е. Николаев, В.М. Крымов, П.И. Антонов***

ФТИ им. А.Ф. Иоффе

194021 Санкт-Петербург, ул. Политехническая 26

Высокая химическая стойкость сапфира (лейкосапфира,  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) и хорошо разработанная технология выращивания его объемных монокристаллов привели к наиболее широкому использованию подложек из этого материала для эпитаксии GaN и его твердых растворов с нитридами III группы. Помимо большого несоответствия параметров решетки и коэффициентов теплового расширения между GaN и  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , воспроизводимому получению пригодных для оптоэлектронных устройств эпитаксиальных слоев мешает сложность подготовки поверхности твердых и хрупких сапфировых подложек. Об этом определенно свидетельствует разное качество эпитаксиальных слоев, выращенных при одинаковых условиях на разных сторонах пластин с базисной ориентацией поверхности, что не может быть объяснено их кристаллографической неэквивалентностью ввиду отсутствия центра инверсии в решетке сапфира.

Известен способ выращивания профилированных кристаллов сапфира, способ *Степанова (S)*, который позволяет получать монокристаллы требуемой формы, в частности, в форме лент, без какой-либо механической обработки. Но при традиционном использовании этого способа не удается достичь “эпитаксиально-гладкой” поверхности лент.

Нами было предложено выращивать ленты в 90-градусной (по отношению к базисной) ориентации так, чтобы широкая сторона ленты была компланарна (0001) кристаллографической поверхности [1]. Лента шириной ~10 мм, длиной 280 мм, толщиной 2 мм выращивалась со скоростью 0,5 мм/мин при нормальном давлении аргона из молибденового формообразователя в графитовой тепловой зоне, снабженной резистивным нагревом. Из нее вырезались пластинки ~10×10 мм<sup>2</sup>, которые использовались в дальнейшем для проведения методом газофазной эпитаксии GaN в хлорид-гидридной системе (ХГЭ). Для сравнения результатов эпитаксии GaN на подложках сапфира, подготовленных разными методами и прошедших различную степень обработки, помимо упомянутых пластинок, в качестве образца для сравнения была выбрана коммерчески доступная сапфировая подложка фирмы Union Carbide (UC подложка) толщиной 0.4 мм с ориентацией (0001), полированная с одной стороны. Перед эпитаксией состав поверхности пластин исследовался методом электронной Оже спектроскопии (ЭОС), а ее структура—методом дифракции быстрых электронов (ДБЭ). Качество выращенных эпитаксиальных слоев оценивалось по полуширине рентгенодифракционных (РД) кривых качания (КК) в геометрии  $\omega$ -сканирования.

В работе показано, что, при найденном оптимальном режиме травления S подложек в горячей ортофосфорной кислоте, удается удалить поверхностный, обогащенный углеродом слой, имеющий на отдельных участках сапфировой ленты

аморфную или поликристаллическую структуру. Это является существенно важным для выращивания структурно-совершенного эпитаксиального слоя. В работе представлены сравнительные результаты РД измерений, полученные от эпитаксиальных слоев GaN, выращенных на *S* и *UC* подложках. Оказалось, что применение *S* подложек при оптимизации режима их предварительного травления приводит к значительному уменьшению полуширины КК (Рис. 1) от эпитаксиального слоя, т.е. к повышению его структурного совершенства. В докладе приводятся данные, позволяющие проводить дальнейшую оптимизацию процесса получения структурно совершенных слоев GaN на сапфире.

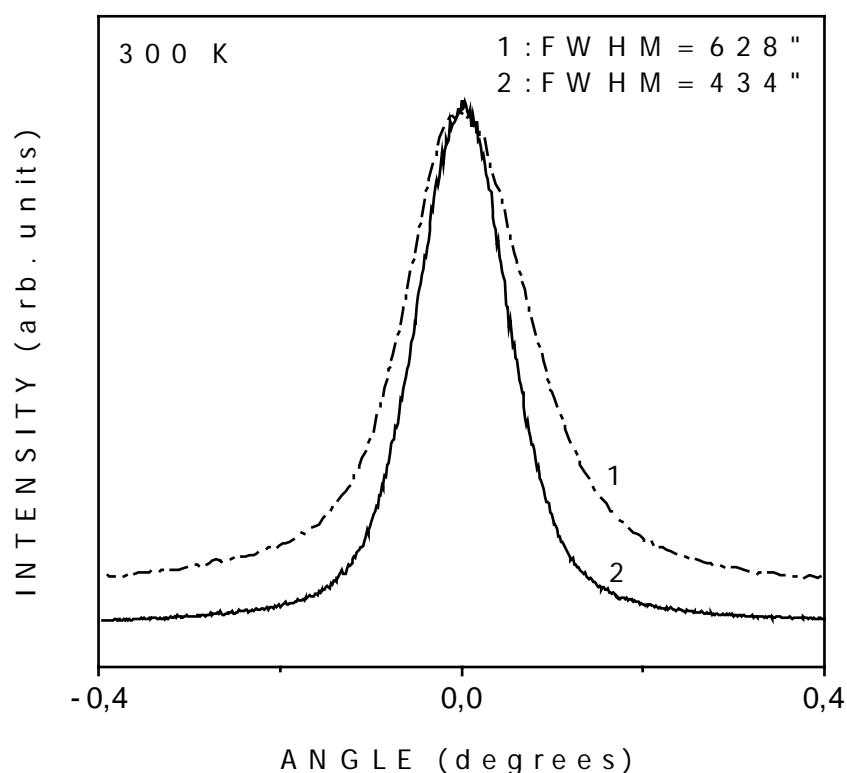


Рис. 1. Рентгенодифракционные кривые качания от эпитаксиальных слоев GaN, выращенных на *UC* (1) и *S* (2) подложках.

Работа проводилась при поддержке Центра Исследования Роста Кристаллов, Санкт-Петербург, и Российского Фонда Фундаментальных исследований (Проект N 97-02-18057).

[1] V.A. Ivantsov, P.I. Antonov, S.P. Nikanorov, Growth and Defect Structure of Facet-Confined Ribbon-Shaped Sapphire Single Crystals for Substrates of Magnetic and Superlattice Films, *Report on the Second German-Russian Seminar on "Physics of Novel Materials"*, 13-22 September 1995, St. Petersburg, Russia.

### 1.3.

## ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОННО-ЛЕГИРОВАННЫХ P-N ПЕРЕХОДОВ В GaN

Е.В. Калинина, А.С. Зубрилов, А.М. Стрельчук, В.А. Соловьев, В.А. Дмитриев\*,  
ФТИ им.А.Ф. Иоффе РАН

194021 С-Петербург, Политехническая ул.26; E-mail: evk@pop.ioffe.rssi.ru

\* TDI Inc., Gaitherburg, MD, USA; E-mail: vladimir@tdii.com

Широкозонный полупроводник нитрид галлия представляет интерес для высокотемпературной/силовой электроники и для УФ/видимой оптоэлектроники. Известно, что ионное легирование предпочтительно для создания приборов на основе широкозонных полупроводников, поскольку концентрация вводимой примеси не ограничена ее растворимостью. В данной работе была предпринята попытка использовать ионную имплантацию Mg в n-GaN с последующим отжигом для формирования p-n структур.

В качестве исходных использовались MOCVD эпитаксиальные n-GaN слои с концентрацией  $(2-3) \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$  на подложках 6H-SiC. В эти слои имплантировался Mg дозами  $10^{13} - 2 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$  с энергией 100 кэВ. Образцы отжигались при температурах в диапазоне 600-1200°C в атмосфере N<sub>2</sub> в течение 10-15 с. Контакты к n-SiC и p-GaN<Mg> создавались вакуумным напылением Cr/Ni и Pd/Ni, соответственно. Ni в контактах служил маской при формировании меза-структур диаметром 300 мкм травлением в плазме [1].

Согласно измерениям термо-эдс, наиболее высокие значения проводимости р-типа наблюдались при внедрении Mg дозой  $2 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$  и отжиге при температуре 1100°C в течение 15 с. При этом по измерениям ВИМС, после отжига профиль и количество внедренного Mg не изменялись. Данные СЭМ (рис.1) показали, что на границе GaN/SiC буферный слой отсутствует. Толщина n-GaN слоя и глубина залегания p-n перехода составляли 4,5 мкм и 0,4 мкм, соответственно. Согласно C-V измерениям при частоте 1 кГц, такие p-n переходы были плавные с напряжениями отсечки около 3 В. Для них на рис. 2 представлены ВАХ в прямом направлении, снятые при температурах 25-400°C.

На рис.3 представлены спектры фотолюминесценции (PL) для исходного n-GaN, после ионного внедрения Mg и после отжига (кривые 1, 2 и 3, соответственно). Наблюдается характерное тушение экситонной люминесценции после ионного легирования, а также увеличение интенсивности дефектной полосы с максимумом 380 нм (предположительно связанных с Mg) и ее LO и 2LO фононных повторений после отжига ионно-легированного слоя. На p-n переходах, сформированных при оптимальных условиях ионного легирования и отжига наблюдалась электролюминесценция в ближней УФ и видимой области спектра.

Таким образом впервые показано, что ионным внедрением Mg в n-GaN с последующим высокотемпературным отжигом возможно сформировать p-n переходы с воспроизводимыми электрическими характеристиками и коэффициентом

выпрямления не менее  $10^5$  при напряжении 3В. В таких р-n переходах наблюдается электролюминесценция, что делает их перспективными для создания светодиодов.

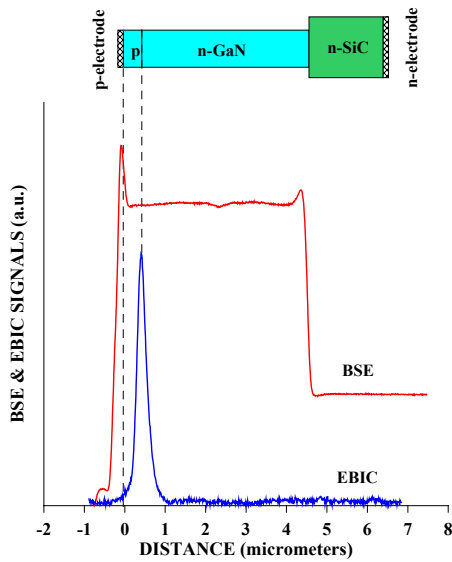


Рис.1

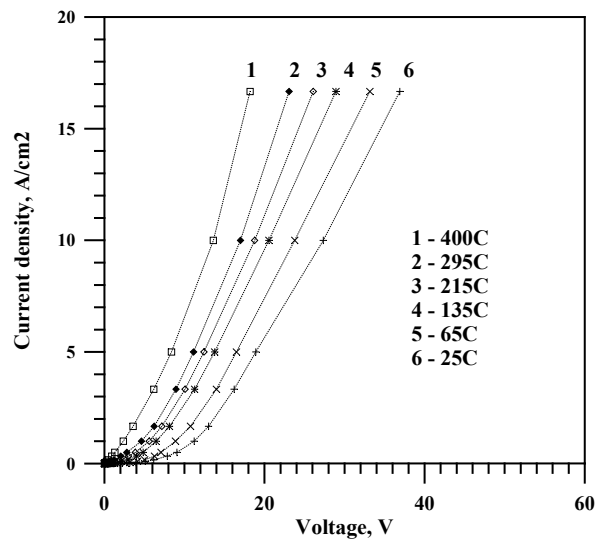


Рис.2

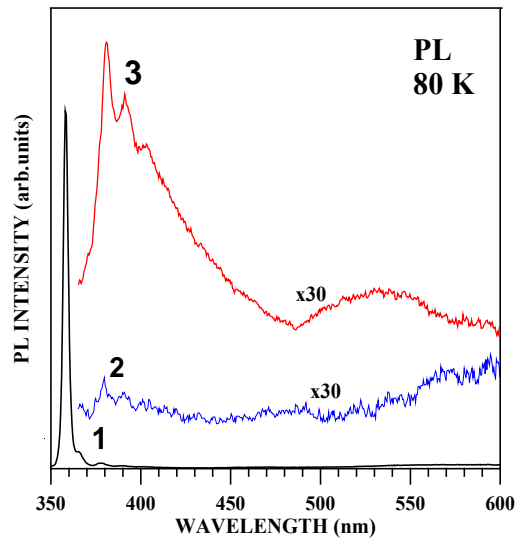


Рис.3

Авторы благодарят М.П.Ватника за проведение ионного легирования, Н.В.Середову за помощь при проведении измерений и А.П.Коварского за ВИМС измерения.

[1] E.V. Kalinina, V.A. Solov'ev, A.S. Zubrilov, V.A. Dmitriev, and A.P. Kovarsky, MRS Internet Journal of Nitride Semiconductor Research, Symposium G, G6.53 (1999) [in press].



#### 1.4.

### **ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ В СЛОЯХ НИТРИДА ГАЛЛИЯ, ВЫРАЩЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ХЛОРИДНО-ГИДРИДНОЙ ГАЗОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИ.**

**А.Я. Поляков, А.В. Говорков, Н.Б. Смирнов, М.Г. Мильвидский,**  
Институт “Гиредмет”,

109017, Москва, Б. Толмачевский пер., д. 5, e-mail: polyakov@mail.girnet.ru

**Д.В. Цветков, С.И. Степанов, А.Е. Николаев, В.А. Дмитриев**  
ФТИ им А.Ф. Иоффе РАН,

194021, г. С.-Петербург, Политехническая ул., д. 26, E-mail: dvts@pop.ioffe.rssi.ru

Исследованы морфология поверхности, спектры и распределение интенсивности микрокатодолюминесценции (МКЛ), а также особенности распределения наведенного тока (НТ) в эпитаксиальных слоях нелегированного нитрида галлия, выращенных хлоридно-гидридным методом на подложках из сапфира и карбида кремния. Поверхность тонких (3 мкм) слоев, выращенных на сапфире, гладкая. На поверхности более толстых пленок (около 20 мкм) обнаружены дефекты в виде кольцевых или подковообразных наростов, а также маленьких пирамид роста. В спектрах МКЛ в обоих случаях обнаружены интенсивная полоса связанных экситонов, полоса с энергией около 3,4 эВ, часто ассоциируемая с дефектами типа винтовых дислокаций или дефектов упаковки, серия полос рекомбинации с участием донорно-акцепторных пар (ДАП, основная полоса около 3,27 эВ) и слабая полоса желтой люминесценции.. Единственной неоднородностью в распределении МКЛ на тонких слоях являлась пятнистая неоднородность с характерным размером пятна порядка 2-3 мкм. В дополнение к этому на толстых пленках области наростов и пирамид давали светлый контраст в режиме МКЛ и темный- в режиме НТ, что обычно свидетельствует о повышенной концентрации электронов в подобных областях. Кроме того, в спектрах МКЛ, измеренных на пирамидах, не обнаружена дефектная полоса с энергией 3,4 эВ и значительно слабее интенсивность полосы рекомбинации с участием ДАП. Измеренные диффузионные длины составляли 2-3 мкм, что заметно выше, чем в нелегированных пленках, выращенных МОС-гидридной эпитаксией и имеющих близкую концентрацию электронов.

Морфология слоев, выращенных на карбиде кремния, имела характерный вид типа “апельсиновой кожуры”. Было обнаружено также небольшое количество микротрещин. В спектрах МКЛ наблюдался сдвиг полос связанных экситонов и ДАП в длинноволновую область, по-видимому, вследствие упругих напряжений, вносимых различием в коэффициентах термического расширения пленки и подложки. Характер неоднородностей в МКЛ был различным в случае наблюдения в краевой полосе или в полосе ДАП. В режиме наведенного тока наблюдались также характерные неоднородности в виде сетки пересекающихся темных полос, не коррелирующих с дефектами морфологии поверхности, а также с дефектами, выявляемыми при наблюдении в режиме МКЛ.

**1.5.**  
**СОСТОЯНИЕ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИИ СТРУКТУР НА**  
**ОСНОВЕ GaN В ЗАО “ЭЛМА-МАЛАХИТ”**

**К.Н. Вигдорович, Ю.Н. Свешиников**

ЗАО “Элма-Малахит”, г. Зеленоград

тел. 534-84-89 (факс), 532-83-70.

1. ЗАО “Элма-Малахит” в настоящее время продолжает разрабатывать и исследовать технологию получения гетероструктур на основе нитрида галлия (работы ведутся с 1975г.).
2. Особое внимание уделяется проблеме создания отечественного оборудования для реализации МОС-технологии. Проводятся работы по модернизации установок “Арсил”, “Неол” и “ЭМОС-300”. Технологические исследования проводятся на установке “Gullus”.
3. Изучается физико-химическое межмолекулярное взаимодействие в многокомпонентной системе Ga-In-Al-N. Определены области нестабильности и метастабильности в квазибинарных системах GaN-InN, GaN-AlN, InN-AlN и в системе GaN-InN-AlN. Построены соответствующие диаграммы.
4. Проведен термодинамический анализ процессов получения GaN и  $Ga_{1-x}In_xN$  МОС-методом. Получены зависимости влияния состава пара в процессе эпитаксии на состав твердой фазы получаемых слоев. Показано, в частности, что управление составом твердого раствора возможно только при температуре эпитаксии ниже  $800^{\circ}C$ .
5. Проводятся экспериментальные исследования по влиянию технологических факторов при получении слоев GaInN МОС-методом на скорость роста, качество поверхности, электрофизические и др. свойства.
6. Исследуются процессы легирования эпитаксиальных различными примесями (Si, Zn, Mg) с целью получения i-n и p-n переходов.
7. Обсуждаются технологические и метрологические проблемы, лимитирующие разработки новых перспективных гетероструктур.

## 1.6. ВЫРАЩИВАНИЕ InN МПЭ С РАЗЛИЧНЫМИ НАЧАЛЬНЫМИ СТАДИЯМИ РОСТА

**В.В.Мамутин, В.А.Векшин, В.Ю.Давыдов, В.В.Ратников,  
С.В.Иванов, П.С.Копьев**

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН  
194021, С.Петербург, ул.Политехническая 26.  
e-mail: mam@beam.ioffe.rssi.ru

Низкие температуры и скорости роста, применяемые в молекулярно- пучковой эпитаксии (МПЭ) могут играть существенную роль в получении качественных слоев InGaN с высоким содержанием индия ( вплоть до InN), необходимых для получения межзонного излучения в зеленой области спектра [1]. Из-за низкой температуры диссоциации (~630 °С [2]) и резкого увеличения давления паров азота с температурой в области 450 -540 С [3], высококачественные слои InN до сих пор не были получены.

Нами исследовались структурные, оптические, электрические свойства и морфология поверхности и сколов слоев InN толщиной 0,1 -0,7 мкм, выращенных МПЭ на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0001) с использованием плазменной активации азота. Для этого использовался промышленный источник ASTEX с электронным циклотронным резонансом (ЭЦР), обеспечивающий скорости роста 0,02 -0,20 мкм/час при потоках азота 1 -5 ст.куб.см. в мин. (scsm) и температурах ячейки индия в диапазоне 750 -780 °С. Подложки покрывались с обратной стороны титаном и крепились на молибденовом прижимном держателе с окном под подложку без наклейки на индий. Поверхность пленок во время роста контролировалась системой дифракции быстрых электронов (ДБЭ). Для характеристики слоев использовались сканирующая электронная микроскопия (СЭМ), инфракрасное отражение (ИКО), рамановское рассеяние и измерения эффекта Холла, а также трехкристальная рентгеновская дифракция (ТРД) высокого разрешения.

Исследовались три начальные стадии роста : 1)-непосредственное выращивание слоя InN, когда температура подложки опускалась до ростовой после высокотемпературного (~1000 °С) отжига; 2) -предварительное выращивание низкотемпературного буферного слоя InN при температуре ~300 °С; а затем наращивание на нем основного слоя InN при более высокой температуре и 3)-дополнительный высокотемпературный отжиг (~900 °С) выращенного при низкой температуре буфера InN перед ростом основного слоя. МПЭ рост в режиме 1) при температуре ~ 350 °С приводил, согласно ДБЭ, к трехмерному росту поликристаллического InN. СЭМ показывала грубую волнистую поверхность с колончатой структурой на сколе. В противоположность этому, режимы 2) и 3) позволяли выращивать слои InN при температурах вплоть до 470 °С без каплеобразования. Картина ДБЭ при этом соответствовала двумерному росту. СЭМ показывала плоскую гладкую поверхность без колончатой структуры на сколе. Однако режим 2) давал полости на границе слой -подложка, которые полностью перекрывались при достижении толщины 0,01-0,05мкм, тогда как режим 3) давал плоский и гладкий интерфейс между слоем и подложкой.

Анализ ТРД , рамановских спектров и ИК-отражения показал наличие только гексагональной фазы во всех пленках. Однако, наилучшее кристаллическое и структурное совершенство InN было получено в режиме 3), обеспечивающим наименьшую полуширину  $\omega$ -кривой качания ( $\sim 350$  угл.сек), наибольшие латеральные размеры блоков ( $> 0,5$  мкм) и наименьшую плотность дефектов ( $\sim 2 \times 10^8$  см<sup>-2</sup>). Слои нитрида индия характеризовались при сравнительно высокой концентрации носителей ( $\sim 10^{20}$  см<sup>-3</sup>) высокой подвижностью ( $\sim 600$  см<sup>2</sup>/Вс). Как наиболее вероятную причину улучшения кристаллического качества слоев мы предполагаем образование слоя промежуточного состава  $Al_xIn_{1-x}N$  с малым содержанием Al на гетерогранице в результате высокотемпературного отжига буферного слоя. Этот промежуточный слой должен иметь меньшее рассогласование параметра решетки с основным слоем нитрида индия, предотвращая индуцированное упругими напряжениями каплеобразование на самых начальных стадиях роста основного высокотемпературного слоя InN.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований, проект No. 99-02-17103.

1. S. Strite and H. Morkoc. J. Vac. Sci. Technol. B10, 1237 (1992)
2. T. Bottcher, S. Einfeldt, V. Kirchner, S. Figge, H. Heinke, and D. Hommel. Appl. Phys. Lett. 73, 3232 (1998).
3. S.Y. Karpov, Y.N. Makarov, M.S. Ramm. Internet J.Nitride Sem. Res. 2, Art.45.

**С.1.7.**  
**ПРИБОРНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ GaN,  
ВЫРАЩЕННЫЕ ГАЗОВОЙ ЭПИТАКСИЕЙ В ХЛОРИДНОЙ СИСТЕМЕ.**

*А.Е.Николаев<sup>1</sup>, Д.В.Цветков<sup>2</sup>, А.Е.Черенков<sup>2</sup>, Ю.В.Мельник<sup>1,3</sup>, А.С.Зубрилов<sup>1</sup>,  
Е.В.Калинина<sup>1</sup>, М.Г.Мынбаева<sup>1</sup>, Н.И.Кузнецов<sup>1</sup>, И.П.Никитина<sup>1</sup>, В.А.Дмитриев<sup>1,3</sup>*

<sup>1</sup> Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе, РАН

194021 С.Петербург, Политехническая ул. 26; E-mail: asz@pop.ioffe.rssi.ru

<sup>2</sup> Центр по Исследованию Роста Кристаллов

194021 С.Петербург, Политехническая ул. 26; E-mail: asz@pop.ioffe.rssi.ru

<sup>3</sup> TDI, Inc., Gaithersburg, MD, 20877 USA; E-mail: vladimir@tdii.com

Хлоридногидридная эпитаксия (HVPE) - широко распространенный метод для промышленного изготовления приборов на основе соединений  $A^{III}B^V$ , особенно светодиодов. В случае приборов на основе GaN, в мире используется только технология роста приборных структур из металлоорганических соединений (MOCVD). Хлоридногидридная технология в основном применяется для роста объемных кристаллов GaN. Недавно мы сообщили о p-n структурах на основе GaN, выращенных HVPE методом. Это были структуры n-GaN/p-SiC [1] и гомопереходы p-GaN/n-GaN[2]. В этой работе мы сообщаем о получении гетеро p-n переходов в системе Al-Ga-In-N методом HVPE и их характеристиках.

Рост эпитаксиальных слоев GaN и твердых растворов на его основе проводился в открытой газотранспортной системе  $HCl-NH_3-Ar$ . Температура в зоне осаждения эпитаксиальных слоев составляла 900 –1100°C. Скорости роста контролировались в диапазоне 0.03 - 0.3 мкм/мин. Были использованы подложки SiC и  $Al_2O_3$ . Слои n-типа проводимости получали без специального легирования донорами. Для получения слоев GaN p-типа проводимости использовали Mg в качестве акцепторной примеси.

Описанным методом были выращены диодные структуры различных типов. В случае роста на подложках карбида кремния формировали диодные структуры с вертикальным протеканием тока. Ni использовался для формирования контактов. Межа-структуры были сформированы с помощью реактивно-ионного травления.

Электрические и электролюминесцентные характеристики полученных диодов будут представлены.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект №97-02-18057).

[1] A.E.Nikolaev, Yu.V.Mel'nik, M.N.Blashenkov, N.I.Kuznetsov, I.P.Nikitina, A.S.Zubrilov, D.V.Tsvetkov, V.I.Nikolaev, V.A.Dmitriev, V.A.Soloviev. GaN Layers Grown by HVPE on P-type 6H-SiC Substrates. - MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. 1, 45 (1996).

[2] A.E. Nikolaev, Yu.V. Melnik, N.I. Kuznetsov, A.M. Strelchuk, A.P. Kovarsky, K.V. Vassilevski, and V.A. Dmitriev, GaN pn-Structures Grown by Hydride Vapor Phase Epitaxy, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 482, pp. 251-256, (1998).

**С.1.8.**  
**ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ InGaN/Ga(Al)N, ПОЛУЧЕННЫЕ HVPE МЕТОДОМ, И  
ИХ ДИАГНОСТИКА.**

**Д.В.Цветков, А.С.Зубрилов, А.Е.Николаев, И.П.Никитина, Н.В.Середова\*,  
Н.И.Кузнецов, А.П.Коварский\*, В.А.Дмитриев\*\*.**

ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021, С.Петербург, ул. Политехническая 26.

\*) Центр Исследования Роста Кристаллов, 193036, С.Петербург, Лиговский пр. 29,  
e-mail: Aib@pop.ioffe.rssi.ru

\*\*) Technologies and Devices International, Inc., Bethesda, MD 20814, and Material Science  
Research Center of Excellence, Howard University, 2300 Sixth St., NW Washington DC,  
20059, USA.

### **С.1.9.**

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ОБРАЗЦОВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫРАЩИВАНИЕМ ИЗ РАСПЛАВА ПРИ НОРМАЛЬНОМ ДАВЛЕНИИ.**

**А.Я. Поляков, А.В. Говорков, Н.Б. Смирнов, М.Г. Мильвидский,**  
Институт “Гиредмет”

109017, Москва, Б. Толмачевский пер., д. 5, E-mail: polyakov@mail.girnet.ru

**В.А. Суховеев, В.А. Иванцов, В.А. Дмитриев**  
ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН,

194021, С.-Петербург, Политехническая ул., д. 26, E-mail: iva@pop.ioffe.rssi.ru

Проведены исследования электрических характеристик, люминесцентных свойств и однородности распределения интенсивности микрокатодolumинесценции (МКЛ) в объемных кристаллах нитрида галлия, полученных спонтанным зарождением в жидкой фазе при пониженном давлении. Исследованные образцы имели проводимость электронного типа с концентрацией электронов на уровне  $10^{19} \text{ см}^{-3}$  при подвижности около  $30 \text{ см}^2/\text{В.с}$ . В спектрах МКЛ таких образцов обнаружена очень интенсивная желтая полоса люминесценции и слабая полоса, обусловленная рекомбинацией с участием переходов с уровней, расположенных у краев запрещенной зоны (3,35 эВ при 300 К и 3,425 при 90 К). Наблюдение в растровом электронном микроскопе (РЭМ) поверхности образцов, подвергнутых длительному травлению в царской водке, выявило присутствие дефектов, являющихся, скорее всего, галлиевыми включениями. При наблюдении в РЭМ в режиме регистрации вторичных электронов границы зерен не обнаружены. В картинах распределения МКЛ выявлена пятнистая неоднородность, причем характерные размеры пятна значительно меньше при наблюдении на длине волны, соответствующей пику желтой полосы люминесценции (0,55 мкм).

## 2.1.

### ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ПСЕВДОБИНАРНЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ А<sup>III</sup>В<sup>V</sup>

Добрынин А.В.

Московский институт электронной техники  
103498, Москва

В рамках теории изоморфных замещений [1] рассчитаны параметры взаимодействия  $\Omega$  в псевдобинарных растворах на основе нитридов алюминия, галлия, индия и бора. При этом учитывались деформационная и электростатическая составляющие:

$$\Omega = \Omega_i + \Omega_e \quad ,$$

обусловленные соответственно разностью параметров решеток и разницей химических свойств соединений. Структурная составляющая не учитывалась, а вероятность образования растворов вычитания считалась малой из-за большой величины энергии образования вакансий. Деформационная составляющая найдена как аддитивная величина:

$$\Omega_i = \varphi \cdot 9 (1-3/\nu) V [x(\Delta r/r_1)^2 + (1-x)(\Delta r/r_2)^2] / 2\beta \quad , \quad (1)$$

где  $\nu$  - координационное число,  $V$  - удельный объем при формальном соблюдении правила Вегарда,  $\beta$ -сжимаемость,  $r_i$ - межатомное расстояние в  $i$ -той компоненте раствора. Так как в большинстве случаев упругие свойства отличались значительно, в выражение (1) вводился дополнительный коэффициент асимметрии:  $\varphi = 2S/(1+S)$ , где  $S = r_2\beta_1 / r_1\beta_2$ . Электростатическая составляющая найдена из соотношения:

$$\Omega_e = \alpha Z_+ Z_- (\Delta f)^2 / \sqrt[3]{V} \quad , \quad (2)$$

где  $Z_i$  - формальная валентность атомов,  $\Delta f$  - разность долей ионности компонентов раствора,  $\alpha$  - константа Маделунга.

Предельные растворимости рассчитаны в приближении малых концентраций и с учетом только конфигурационной энтропии [2]:

$$x = \exp(-\Omega / RT) \quad , \quad (3)$$

где  $T$ - температура,  $R$  - газовая постоянная. В расчетах использовали значения долей ионности и модуля объемной упругости, систематизированные в работе [3]. Отсутствующие в литературе исходные данные были оценены различными методами.

Найденные для бинарных нитридов значения параметра взаимодействия определялись преимущественно деформационной составляющей. В результате получены следующие значения  $\Omega$  (ккал/моль):

Al <sub>x</sub> Ga <sub>1-x</sub> N	Al <sub>x</sub> In <sub>1-x</sub> N	Ga <sub>x</sub> In <sub>1-x</sub> N	Al <sub>x</sub> B <sub>1-x</sub> N	Ga <sub>x</sub> B <sub>1-x</sub> N	B <sub>x</sub> In <sub>1-x</sub> N
1,06	11,2	7,4	6,35	12,7	34,6

Показано, что в системе AlN-GaN существует непрерывный ряд твердых растворов, в AlN-BN и GaN-InN предельная растворимость менее 10%, в AlN-InN и GaN-BN - менее 1%, а в InN-BN - около 10<sup>-3</sup>%ат. Эти расчеты подтверждаются результатами расчетов других авторов и экспериментальными данными. Например, выпадение второй фазы наблюдали в растворах Ga<sub>1-x</sub>In<sub>x</sub>N при  $x > 0,1$ .



В растворах нитридов с другими полупроводниками в большинстве случаев электростатическая составляющая превышала деформационную. При этом из-за разброса данных по электроотрицательности возникали относительно высокие погрешности при определении параметров смешения растворов. Показано, что при изовалентном замещении азота максимальная растворимость в GaN:P и InN:P -  $6 \cdot 10^{-3}$  и  $3 \cdot 10^{-3}\%$ , а минимальная при замещении сурьмой, что подтверждает результаты работы [1]. В случае сопряженного катион-анионного изоморфизма растворимость зависела от свойств промежуточных соединений, соответствующих образующимся при легировании связям. Некоторые из них не получены. В этом случае их свойства оценивались формально. Показано, что элементарные полупроводники (C, Si, Ge) не образуют растворы с нитридами, так как параметр взаимодействия в этих системах более 50 ккал/моль. Для других систем получены следующие значения  $\Omega$  (ккал/моль):

Примесь :	SiC	ZnO	BeO
Нитрид			
AlN	3,3-6,3	3,6-17,6	1-10,8
GaN	42-51,5	4,6-7,7	3,2-4,7
InN	50-60	0,8-2,3	4,7

Такого рода растворы могут образовываться при совместном легировании с кислородом или углеродом. Результаты этих расчетов не противоречат экспериментальным данным.

Рассмотрена возможность образования псевдобинарных растворов нитридов с более чем 20 примесями замещения. Согласно расчетам максимальная растворимость бериллия, цинка, кислорода и пары углерод-кислород должна быть в нитриде алюминия среди четырех описываемых нитридов. Максимальная растворимость германия, молибдена, кремния, титана и ванадия ожидается в нитриде галлия. Максимальная растворимость углерода, кадмия, олова, и относительно высокая растворимость магния и скандия - в нитриде индия. В нитриде бора большинство примесей растворяются плохо за исключением Be и Zn. Равновесная растворимость катионных примесей ( $Ca_{Me}$ ,  $C_{Me}$ ,  $Mg_{Me}$ ,  $Sc_{Me}$  и др.) меньше  $10^{-4}\%$ . В нитридах алюминия и галлия  $Ge_{Me}$  - 6% и  $Si_{Me}$  более 50%. Согласно расчету растворимость  $C_N$  в AlN, GaN, InN более 10%, а при совместном присутствии  $C_N$  и  $O_N$  их растворимость еще выше. В большинстве случаев наблюдается корреляция между результатами расчета и данными экспериментов. Однако для GaN:Ca наблюдается явное противоречие. Наиболее сложно интерпретировать результаты расчета для примеси  $O_N$ , для которой максимальная равновесная растворимость 0,2% при  $1000^\circ C$ . Обсуждается возможность получения пересыщенных растворов, образование тройных соединений, например AlON и взаимодействия вводимых примесей с фоновыми примесями. Высокие концентрации некоторых примесей, полученные в экспериментах и превышающие равновесную растворимость, могут быть объяснены за счет образования донорно-акцепторных комплексов. Осаждение слоев нитридов в неравновесных условиях может способствовать растворению примесей сверх равновесных концентраций.

1 В.С.Урусов, В.Л.Таусон, В.В.Акимов Геохимия твердого тела М.:ГЕОС (1997)

2 I.H.No, G.B.Stringfellow, Mat.Res.Soc.Symp.Proc., **449**,871 (1997)

3 V.Kumar,G.M.Prasad,A.R.Chetal and D.Chandra, J.Phys.Chem.Solids,**57**,503 (1996)

## 2.2. СИНТЕЗ ПЛЁНОК AlN МЕТОДОМ CVD В РЕАКТОРЕ С ХОЛОДНОЙ СТЕНКОЙ

**Б.В. Спицын**

Институт ФХ РАН

117915, Москва, Ленинский пр-т, 31

**М.Д. Давыдов , А.Б. Спицын**

Московский Государственный Институт стали и сплавов

117936, Москва, Ленинский пр-т, 4

**В.П. Стоян**

МГУ им. М.В. Ломоносова, химический факультет

119899 Москва, Воробьевы горы

Разработан и испытан проточный CVD реактор с холодной стенкой и резистивным нагревом подложки (рис 1,а и б). К преимуществам реактора относятся большая (по сравнению с реактором с горячей стенкой [1]) чистота получаемых структур (так как устраняется переход примесей из кварцевых стенок реактора), улучшенные газодинамические характеристики, возможно достижения больших температур осаждения (т.к. нагревается только подложка и графитовый нагреватель). В качестве источников азота и алюминия использовался тетрабромалюминат аммония,  $\text{NH}_4\text{AlBr}_4$ , с температурой плавления 505K, а в качестве газа-носителя - высокочистый Ar.

Схема реактора представлена на рис. 1, а. В реакторе имеются 3 температурные зоны (рис. 1, в). В зоне 1 осуществляется плавление и испарение исходного соединения. В зоне 2 происходит осаждение AlN на нагретой до 1100 С подложке:



В работе использовались полированные подложки Si(100), размером 6x8x1мм.

Процесс начинался продуванием реактора аргоном в течение 5 минут. Затем нагревали лодочку с веществом и подложку (рис. 1,а). Процесс ведётся в течение 10-20 минут. После проведения процесса подложка с выросшей плёнкой взвешивалась на аналитических весах, а затем исследовалась в оптическом и электронном сканирующем микроскопах.

В результате экспериментов получены поликристаллические плёнки AlN толщиной порядка 2-3 мкм. В оптическом микроскопе на их поверхности видны трещины, – по-видимому, образовавшиеся в результате термических напряжений во время охлаждения структуры. На поверхности видны также отдельные иглольчатые кристаллы – результат вторичного зарождения. Скорость роста этих образований приблизительно на порядок больше скорости роста плёнки. Это позволяет сделать вывод о протекании реакции (1) при  $T \geq 1100 \text{ С}$  в диффузионном режиме. Размер кристаллитов в плёнке составляет порядка 1µm и меньше. Игольчатые кристаллы вытянуты навстречу потоку парогазовой смеси, и часто их основание совпадает с трещинами.

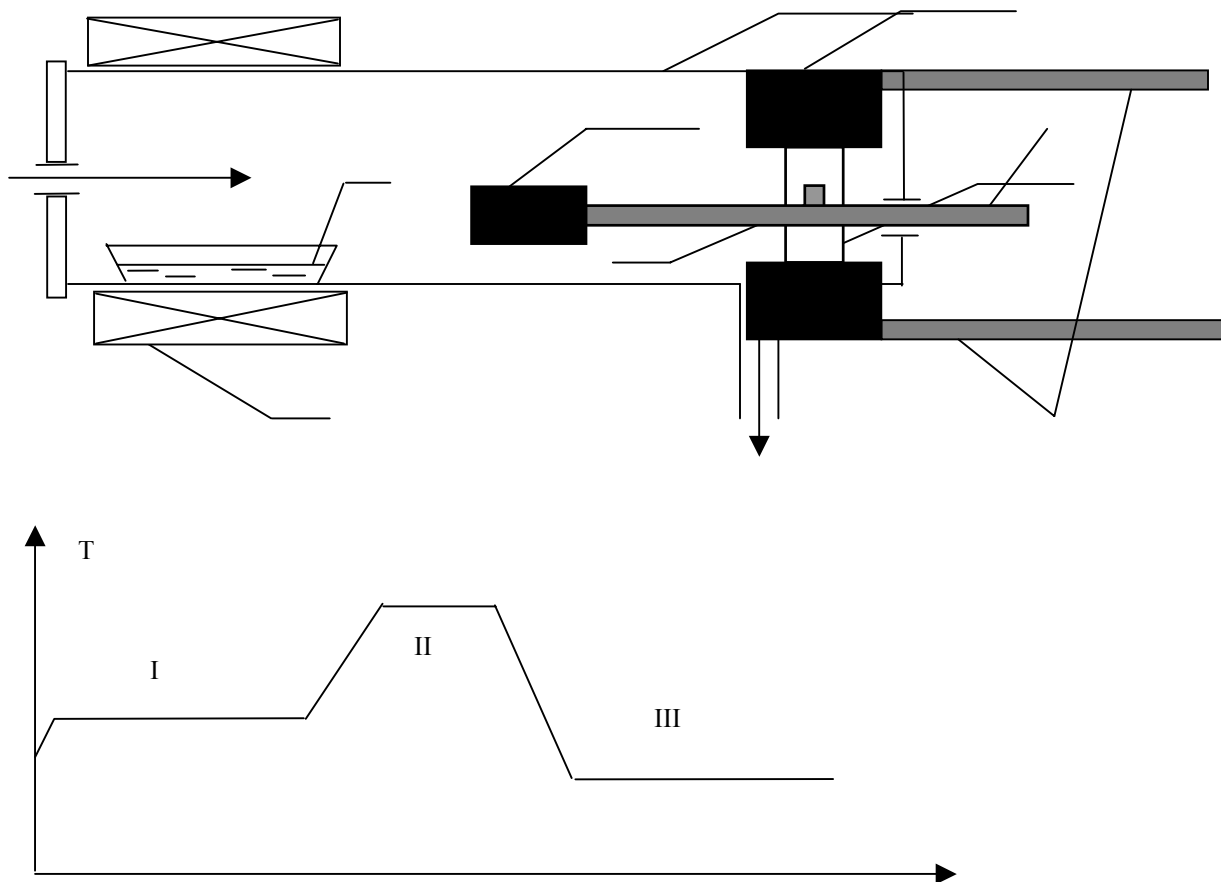


Рис.1 а - схема реактора; б - распределение температуры по длине реактора;  
 в - схема устройства подложкодержателя и расположения подложки.  
 1-стенки реактора; 2- резистивный нагреватель; 3- лодочка с  $\text{NH}_4\text{AlB}_4$ ; 4 – графитовый подложкодержатель с подложкой; 5 – электроды; 6 – графитовые наконечники; 7 – графитовый нагреватель, 8 - подложка.

Анализируя результаты экспериментов, можно сделать вывод о необходимости оптимизации параметров технологического процесса – таких как температурный режим и скорость потока аргона. Это позволит получать кристаллические плёнки более высокого качества, и, возможно, монокристаллические гетероэпитаксиальные плёнки.

1. Стоян В.П. Дипломная работа. Москва, Химфак МГУ (1996).

### 2.3.

## ИССЛЕДОВАНИЕ РОСТА ТОНКИХ СЛОЕВ AlN НА НАНОСТРУКТУРНОМ УРОВНЕ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ.

*Бойко М.Е., Шер Э.М.*

Физико-Технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН. Политехническая 26, 194221  
Санкт-Петербург, Россия.  
e-mail: michael@boiko.ioffe.rssi.ru

Слои AlN толщиной от долей микрона до десяти микрон выращивались на подложках SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, и слюде (мусковите) в установке магнетронного распыления MICROVAC 450 CB (Ion Tech Ltd England). Рост проводился путем распыления керамической мишени в атмосфере азота и аргона при высокочастотном питании магнетрона. Оптимизация процесса роста осуществлялась как путем варьирования ориентации и температуры подложки, так и путем изменения свойств распыляемой мишени. [1]

Разработанная методика позволяет выращивать слои однородные по поверхности на площадях до ~ 100см<sup>2</sup>. Полученные в одном процессе слои одинаковой толщины, но выращенные на различных подложках имели отличающиеся полуширины рентгеновских кривых качания. То есть можно было изучать в одном процессе влияние типа и ориентации подложек на качество слоев.

Для наиболее оперативного и информативного контроля совершенства слоев в нашем случае при рентгеноструктурном исследовании использовалась помимо обычных кривых качания модифицированная методика малоуглового рассеяния рентгеновских лучей (МУР).

Установлено, что оптимальные размеры поликристаллических зерен в мишенях AlN имели величину 2-3±0.2nm. Такие размеры определяются обычными рентгеновскими методом (по уширению кривой рассеяния на больших углах) с недостаточной (до 50%) точностью. Использование МУР позволило определять размеры частиц в мишени с точностью ±0.2nm по положению размерного пика в области 2Θ=3÷4 угл.град (CuK<sub>α1</sub> излучение). [2]

Слои AlN толщиной меньше 0.1мкм имели большую (~400 угл.сек) полуширину кривой качания. В уширение вносится вклад как внутренними напряжениями, так и нарушениями структуры слоя. Для выявления эффектов, связанных с нарушениями монокристалличности слоев, мы также использовали методику МУР.

Вблизи от пика полного внешнего отражения находились размерные малоугловые пики на углах 2Θ=5÷15 угл.минут. Таким образом наблюдалось появление регулярной сверхструктуры в виде разделения эпитаксиальных слоев на подслои толщиной 60÷20 nm. Толщина этих сверхструктурных слоев (разделенных скорее всего дефектами упаковки) изменялась в зависимости от толщины самих слоев, размеров зерна в мишени магнетронного распыления, материала подложки и ее ориентации.

Наилучшими по структурным свойствам оказались слои AlN, выращенные на подложках SiC (0001) при использовании мишеней с зерном 2±0.2nm. Они имели минимальную полуширину кривой качания ~90 угл.сек и максимальные значения

толщины сверхструктурных подслоев при малой дисперсии ее значения  $\sim 50 \pm 1$  nm у слоя толщиной  $\sim 1$  мкм.

[1] Б.П. Захарченя, М.П. Коробков, Б.Р. Намозов, Э.М. Шер, Материалы Второго Всероссийского Совещания “Нитриды Галлия, Аллюминия и Индия: Структуры и приборы”. Материалы, стр. 49, **СПб**, (1998).

[2] М.Е. Бойко, Е.Н. Мохов, Материалы Второго Всероссийского Совещания “Нитриды Галлия, Аллюминия и Индия: Структуры и приборы”. Материалы, стр. 30, **СПб**, (1998).

## 2.4.

### РЕАКЦИОННАЯ СХЕМА ПРОЦЕССА ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ ПЛЕНОК НИТРИДА ГАЛЛИЯ, ОСНОВАННОГО НА ПИПРОЛИЗЕ МОНОАММИАКАТОВ ГАЛОГЕНИДОВ ГАЛЛИЯ

С.Е. Александров

С.-Петербургский государственный технический университет  
195251, С.-Петербург, ул. Политехническая, д. 29, yalexandrov@pop.convey.ru

Применение дешевых и доступных галогенидно-гидридных систем реагентов для получения пленок нитрида галлия химическим осаждением из газовой фазы сдерживается отсутствием достоверных представлений о реакционном механизме осаждения. Очевидно, что выяснить закономерности химического осаждения из газовой фазы (ХОГФ) можно в результате изучения инструментальными методами состава технологической среды непосредственно в зоне осаждения. Полученные таким образом сведения позволят оптимизировать как конструкции реакторов для осаждения, так и выбрать наилучшие режимы формирования пленок.

Цель работы: установить основные закономерности процессов ХОГФ пленок нитрида галлия, основанных на пиролизе комплексов моноаммиакатов галогенидов галлия (МГГ:  $\text{GaCl}_3\cdot\text{NH}_3$  – МХГ и  $\text{GaBr}_3\cdot\text{NH}_3$  -МБГ) при нормальном давлении, опираясь на результаты “in situ” изучения методом просвечивающей УФ спектроскопии изменений состава образующейся реакционной среды с условиями пиролиза, а также экспериментального исследования кинетики процессов осаждения.

Исследования проводили с помощью аппаратуры, созданной на базе оптического комплекса КСВУ-12, позволяющей регистрировать спектры пропускания газовой фазы в интервале температур 270-1370 К. С целью выяснения влияния отдельных компонентов газовой фазы на процесс пиролиза МГГ, а также повышения надежности интерпретации спектров и подтверждения факта протекания отдельных реакций дополнительно выполнено исследование следующих систем реагентов:  $\text{Ga-HCl}$ ,  $\text{GaN-HCl}$ ,  $\text{GaCl}_3\cdot\text{NH}_3\text{-HCl}$ ,  $\text{GaCl}_3\cdot\text{NH}_3\text{-NH}_3$ ,  $\text{GaCl}_3\text{-HCl-H}_2$ ,  $\text{GaCl}_3\text{-H}_2$  и аналогичных систем с участием брома. Для определения аммиака использовалась система полос поглощения в диапазоне 200-230 нм, монохлорида галлия – полоса поглощения с максимумом при 249 нм и система полос в интервале длин волн 320-350 нм, трихлорида галлия – поглощение в области 230-245 нм. Впервые обнаружено присутствие дихлорида галлия, имеющего полосу поглощения с максимумом при 269 нм, и определены условия его образования.

Суммируя полученные при изучении системы  $\text{Ga-H-Cl-N}$  результаты, представленные на рис.1 в виде реакционной схемы, можно утверждать, что процесс ХОГФ пленок  $\text{GaN}$ , основанный на пиролизе  $\text{GaCl}_3\cdot\text{NH}_3$ , является многомаршрутным, включающим последовательные и параллельные превращения, и определяется конкурированием одновременно протекающих необратимых реакций, продуктом которых является  $\text{GaN}$  - (2), (8) и (9), с необратимыми реакциями травления образующегося нитрида хлороводородом - (3) и (7). Выявлена определяющая роль реакции (2) в образовании  $\text{GaN}$  при сравнительно низких температурах (до 820-840 К). При более высоких температурах осаждения, когда МХГ диссоциирован в

значительной степени, в основе процесса осаждения лежит протекание реакции аммонолиза хлоридов галлия (8) и (9). Кроме того, установлено, что значительное влияние на состав образующейся реакционной смеси оказывает обратимое протекание

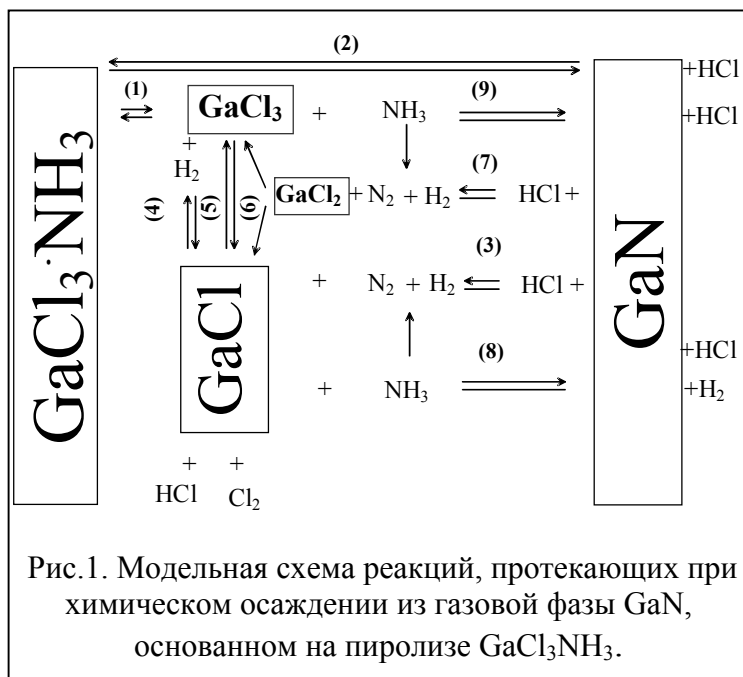


Рис. 1. Модельная схема реакций, протекающих при химическом осаждении из газовой фазы GaN, основанном на пиролизе GaCl<sub>3</sub>NH<sub>3</sub>.

реакции (4), тогда как реакция (5) не вносит существенного вклада в увеличение концентрации GaCl.

Правомерность схемы подтверждается результатами аналогичных исследований процесса пиролиза МБГ, выполненных в таком же объеме. Основные отличия проявляются в сдвиге в область более высоких температур начала травления GaN бромоводородом с образованием GaBr по сравнению с HCl, а также отсутствием реакций с участием GaBr<sub>2</sub>.

Результаты изучения влияния основных технологических параметров на скорость осаждения пленок в “хлоридной” и “бромидной” системах подтверждают предложенную схему и позволяют выявить изменение роли отдельных реакций при изменении условий осаждения. Наличие излома на температурной зависимости скорости роста пленок отражает упоминавшийся переход от условий, в которых нитрид преимущественно образуется в результате реакции пиролиза комплекса, к режиму процесса, при котором основной вклад в образование слоев вносят реакции аммонолиза галогенидов. Это заключение подтверждается и усилением влияния с температурой парциального давления аммиака на скорость осаждения. Добавки аммиака приводят к 4-5 кратному увеличению скорости роста пленок в области температур ниже 820-840 К, что, как показали расчеты, обусловлено подавлением реакции диссоциации комплекса на тригалогенид и аммиак. Добавление аммиака при осаждении пленок в области более высоких температур сопровождается увеличением скорости осаждения на порядок. В этих условиях нитрид галлия образуется в результате реакций аммонолиза галогенидов при интенсивном травлении пленок галогеноводородом. Процесс травления сопровождается переходом азота в неактивную молекулярную форму и, соответственно, приводит к нехватке аммиака, поэтому добавление последнего приводит к столь значительному увеличению скорости осаждения нитрида.

Усиление процесса травления нитрида галлия с температурой пиролиза отражается на характере зависимости скорости роста пленок от парциального давления МХГ. Полученная в области низких температур зависимость практически линейна, а при высоких - характеризуется кривой, близкой к насыщению. Для “бромидной” системы эта тенденция выражена в значительно меньшей степени в связи с меньшей химической активностью бромоводорода.

## С.2.5. ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СЛОЖНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НИТРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ГАЛЛИЯ

Н.В.Баровский, А.В.Добрынин, Б.А.Малюков, Г.А.Найда, В.В.Смирнов  
Московский институт электронной техники  
103498, Москва

Слои нитридов алюминия и галлия осаждали в горизонтальном реакторе проточного типа при использовании ударных методов кристаллизации. В качестве исходных веществ использовались сплавы комплексных соединений, например,  $\text{AlCl}_3\text{NH}_3$  и  $\text{AlCl}_4\text{NH}_4$  в различных соотношениях. В качестве газа-носителя - осушенный аргон в смеси с аммиаком. Основные параметры, определяющие структурное и морфологическое совершенство слоев: температура, скорость роста, газодинамические параметры. Кроме того, к таким параметрам относятся отжиг подложек и готовых структур, а так же разориентация подложек и предэпитаксиальная их обработка. Перед осаждением слоев нитридов сапфировые подложки целесообразно азотировать.

В работе определены режимы ориентированного роста слоев нитридов алюминия, галлия и их растворов на подложках  $(0001) \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и  $(10\bar{1}2)\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ . При выращивании в температурном интервале  $1000\text{-}1100^\circ\text{C}$  с использованием высоких пересыщений получены слои  $(11\bar{2}6) \text{GaN}$  на сапфире ориентации  $(1012)$ . Ширина кривой качания  $\Xi$  таких слоев составила  $0,35\text{-}0,8^\circ$ , высота неровностей  $R_z > 0,9$  мкм. Показана более выраженная, чем в аналогичных слоях нитрида алюминия, вероятность азимутального двойникования. Установлено, что смена ориентации при выращивании нитридов на подложках  $(1012) \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  определяется прежде всего пересыщением в зоне роста, а при прочих равных условиях - разориентацией подложки. Температура ориентационного перехода  $(11\bar{2}6) \rightarrow (1120)$  для нитрида алюминия на сапфире была  $1080\text{-}1200^\circ\text{C}$ , а для нитрида галлия -  $1020\text{-}1100^\circ\text{C}$ .

Методами рентгеновской дифрактометрии в скользящей и стандартной геометриях показано улучшение структуры гетероэпитаксиальных слоев по мере увеличения их толщины до критической величины. В большинстве случаев эта переходная область была около 1 мкм. В связи с этим высказывается предположение, что с ростом толщины слоев в них происходят пластические деформации, и снижается плотность дефектов. Эти дефекты обусловлены дислокациями несоответствия и очень высокими напряжениями сжатия на гетерогранице. Характер слоев нитридов мозаичный, что позволяет релаксировать большей части упругих напряжений на границах блоков. Структурные свойства гетероэпитаксиальных слоев зависели от ориентационного соотношения и условий выращивания.

Проведено исследование влияния кристаллографической разориентации подложек  $(10\bar{1}2)$  и  $(0001)$  на свойства нитридов. Показано, что разориентация подложек сапфира  $(1012)$  в пределах нескольких градусов в направлении  $[0111]$  при нулевой разориентации вдоль перпендикулярного направления  $[\bar{2}110]$  определяет азимутальную многопозиционность в слоях нитридов  $(1120)$  и  $(11\bar{2}6)$ . На величину оптимальной разориентации влияют условия выращивания. Показано, что морфология поверхности строго зависит от разориентации подложек сапфира  $(1012)$  в обоих



указанных направлениях. Разориентация подложек сапфира (0001) ухудшает структурное и морфологическое совершенство слоев нитридов. В общем случае разориентация подложек - один из важнейших факторов оптимизации эпитаксиального процесса для нитридов. Изучена эпитаксия сложных гетероструктур нитридов алюминия и галлия, включающая последовательное наращивание слоя одного нитрида на другом. Исследована зависимость структурного совершенства слоев от условий выращивания и качества подслоя. Показана более высокая технологичность осаждения нитрида галлия на подслое из нитрида алюминия при использовании подложек (0001) $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Применение подслоя позволило снизить вероятность азимутального двойникования и толщину переходной области. Величина  $\Xi$  при этом в тонких слоях нитрида галлия и твердых растворах на его основе снижалась до 0,11-0,28°. Температурные границы эпитаксии расширились. В работе исследованы основные закономерности разориентации слоев нитридов, выращенных на разориентированных подложках с применением подслоя и без него, а так же влияние выбора последовательности наращивания на качество гетероструктуры.

После эпитаксиальный отжиг сложных гетероструктур в смеси аргона и аммиака при температуре 980-1100°C снижал величину  $\Xi$  на 30%. При этом содержание кислорода в приповерхностных областях нитрида галлия снижалось до 1,5%ат., и состав слоев становился однородным. В тоже время подслоем из нитрида алюминия препятствовал диффузии кислорода из подложки в слой нитрида галлия.

Применение буферного слоя привело к более равномерному распределению легирующих примесей по глубине слоя нитрида галлия за счет снижения нормального градиента упругих напряжений и в итоге изменяло соотношение интенсивностей фотолюминесценции в различных областях спектра.

На полученных структурах были выполнены различные устройства: линии задержки на поверхностных акустических волнах, резонаторы на объемных акустических волнах, поверхностно-барьерные источники излучения, планарные оптические волноводы.

**С.2.6.**  
**МАКРОНАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ**  
**InN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001), ЛЕГИРОВАННЫХ Mg И Dy.**

**В.В.Ратников, В.В.Мамутин, В.А.Векшин, С.В.Иванов.**

Физико-технический ин-т им.А.Ф.Иоффе РАН,  
194021 С. Петербург, Политехническая 26  
E-mail:mam@beam.ioffe.rssi.ru

Большие несоответствия параметров решетки (ПР) и коэффициентов термического расширения обуславливают присутствие в эпитаксиальных слоях III – нитридов на сапфире остаточных термоупругих напряжений, приводящих к изменению макроформы ( изгибу ) образцов. Использование рентгеновских методов контроля уровня легирования и структурного состояния примеси ( в узлах, междуузлиях, кластирование ) на основе высокоточных измерений ПР требует разделения вкладов в деформацию решетки слоев из-за макроизгиба и всесторонней ( гидростатической ) деформации при легировании.

В данной работе уровень остаточных напряжений определялся по измерениям радиуса кривизны образцов R на двухкристальном дифрактометре (  $R \leq 200$  м ) методом регистрации углового положения (0006) отражения подложки под слоем при линейном ступенчатом сканировании образца в пучке рентгеновских лучей. Измерения ПР проводились относительно эталонного кристалла Si (  $a = 5.4307$  Å ) на трехкристальном дифрактометре путем регистрации углового отстояния рефлексов (111) Si и (0002) InN. Точность измерений ПР составляла  $\pm 0.0001$  Å. Релаксированный ПР слоев  $c_0$  получали вычитанием из измеренного параметра  $c$  значений  $\Delta c$ , связанных с термонапряжениями в гетероструктурах. Упругие постоянные для InN были взяты из [ 1 ].

В качестве объектов исследования были выбраны нелегированные и легированные Mg, Dy и Dy + Mg слои InN / Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001), полученные методом молекулярно-пучковой эпитаксии. Уровень легирования для Mg составлял  $3 \cdot 10^{20} \div 3 \cdot 10^{21}$  см<sup>-3</sup> (ВИМС). Легирование Dy проводилось при давлении паров  $2 \cdot 10^{-5} \div 1.2 \cdot 10^{-3}$  Тор. Исследовались также образцы, полученные при совместном легировании Dy ( $2^*$  и  $4 \cdot 10^{-5}$  Тор) и Mg ( $3 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup>). Толщины образцов находились в интервале 0.1 ÷ 1 мкм.

Рентгеновский анализ показал, что все образцы имели вюрцитную структуру с объемной долей кубической фазы не более 1%.

Все образцы имели  $R > 0$  и испытывали биаксиальные сжимающие напряжения  $\sigma_a$ , при расчете которых по формуле Стоуни учитывался изгиб исходных подложек сапфира. Для легированных Mg образцов наблюдалось последовательное уменьшение  $\sigma_a$  при возрастании уровня легирования до  $5 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup> (  $\sigma_a = - 0.22$  ГПа ). Такое поведение  $\sigma_a$  может быть связано как с изменением прочности межатомных связей (уменьшение ионной составляющей) в InN при легировании, так и спецификой дефектной структуры легированных слоев. Аналогичное поведение биаксиальных напряжений наблюдалось ранее для GaN, легированного Si [ 2 ].

Как и при легировании Mg, уже минимальная концентрация Dy (  $2 \cdot 10^{-5}$  Тор ) приводит к резкому снижению биаксиальных напряжений в сравнении с нелегированным InN ( в 3.5 раза). При росте уровня легирования во всем интервале

давления паров Dy наблюдался последовательный рост  $\sigma_a$ . Значения  $\sigma_a$  превышали для максимального давления паров Dy ( $1.2 \cdot 10^{-3}$  Тор) величину биаксиальных напряжений нелегированного образца. Найдено также, что совместное легирование Mg ( $3 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ) и Dy ( $2 \cdot 10^{-5}$  и  $4 \cdot 10^{-5}$  Тор) приводит к снижению напряжений на  $\Delta\sigma_a = 0.04$  ГПа для тех же значений давления паров Dy. Положительная макродеформация  $\epsilon_c$  всех образцов вдоль оси с, пропорциональная  $\sigma_a$ , использовалась для получения релаксированного ПР образцов  $c_0$ . Для легированных Mg до  $5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$  образцов  $c_0$  снижается, что дает основание говорить о изовалентном замещении In на Mg ( $r_{\text{Mg}} < r_{\text{In}}$ , контракционный множитель  $< 1$ ). Однако нелинейный характер зависимости  $c_0 = f([ \text{Mg} ])$  указывает на то, что при росте концентрации  $[ \text{Mg} ]$  возрастает доля примеси, расположенной в межузлиях. Эта доля возрастает при высоких концентрациях Mg ( $2 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$ ), когда  $c_0$  легированного InN + Mg превышает  $c_0$  нелегированного образца.

Все  $c_0$  легированных Dy образцов были выше ПР нелегированного InN, что объясняется даже в случае изовалентного легирования большими размерами атомов Dy в сравнении с In ( $r_{\text{Dy}} = 1.77 \text{ \AA}$ ,  $r_{\text{In}} = 1.44 \text{ \AA}$ , контракционный множитель  $> 1$ ). Совместное легирование InN примесями с контракционными множителями разного знака дает суперпозицию макродеформаций из-за легирования и приводит к некоторому уменьшению ПР InN для тех же значений давления паров Dy при добавлении Mg.

Работа поддержана грантом РФФИ 99 – 02 – 17103 и программой Министерства Науки РФ "Физика твердотельных наноструктур."

[ 1 ] A.F.Wright, J. Appl.Phys., 82, 2833 (1997)

[ 2 ] В.В.Ратников, Р.Н.Кютт, М.П.Щеглов, В.В.Лундин, Б.В.Пушный, Н.М.Шмидт, А.С.Усиков, Е.И.Ушаков. Материалы 2-го Всероссийского Совещания Нитриды Галлия, Индия и Алюминия. Расширенные тезисы, С-Петербург 1998, стр 26-27

**С.2.7.**  
**ИЗГОТОВЛЕНИЕ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ ПЛѢНОК GaN ДЛЯ  
КОМПОЗИЦИОННЫХ ХОЛОДНЫХ КАТОДОВ**

**А.Н.Блаут-Блачев, Л.Л.Буйлов, Б.В.Спицын**  
ИФХ РАН, 117915, Москва, Ленинский проспект 31

**Б.В.Селезнѐв, Н.В.Суетин,**  
МГУ, ИЯФ, 119899, Москва

**Е.И.Гиваргизов**  
Институт кристаллографии РАН, 117333, Москва

Плѣнки нитрида галлия изготовлены с помощью высокочастотного магнетронного распыления мишени из чистого галлия в атмосфере азота или смеси азот-аргон при давлении 1-10 Па. Плѣнки нанесены на подложки из кварца, вольфрама и никеля без их специального нагрева. Полученные нелегированные плѣнки имели удельное сопротивление, превышающее  $10^{11}$  Ом·см.

Проведена попытка легирования плѣнок нитрида галлия кремнием и магнием, путѐм установления пластин из этих элементов в области распыления. Исследованы структура и состав плѣнок, полученных в различных условиях.

Легированные и нелегированные плѣнки наносились на матрицы с остриями из кремния, применяемые для создания холодных катодов. Приведены результаты влияния нанесѐнных плѣнок на свойства холодных катодов.

Работа проведена при частичной поддержке гранта INTAS 97-1754.

## С.2.8.

### СТРУКТУРА И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОЕВ ОКСИНИТРИДОВ ГАЛЛИЯ

С.Е. Александров, Тихомирова М.А.

С.-Петербургский государственный технический университет  
195251, С.-Петербург, ул. Политехническая, д. 29, yalexandrov@pop.convey.ru

Целью работы явилось изучение строения и оптических свойств пленок оксинитридов галлия, полученных химическим осаждением из газовой фазы (ХОГФ), основанном на пиролизе аммиачно-галогенидных комплексов в среде контролируемой влажности.

Результаты исследования закономерностей процесса ХОГФ в реакторе с “холодными” стенками пленок оксинитридов галлия, основанного на пиролизе моноаммиаката хлорида (МХГ) и моноаммиаката бромида (МБГ) галлия в среде контролируемой влажности ( $P_{H_2O}=2-500$  Па), показали, что в “хлоридной” системе существенное значение имеет гомогенная реакция частичного гидролиза паров МХГ. Установлено, что именно продукты частичного гидролиза МХГ обеспечивают доставку кислорода в растущую пленку. Кинетические закономерности процессов ХОГФ пленок нитрида и оксинитридов галлия, основанных на пиролизе МХГ, совпадают, а осаждение пленок оксинитридов галлия в “бромидной” системе протекает в кинетическом режиме, причем скорость процесса определяется поверхностной плотностью центров зародышеобразования. Исследовано влияние основных параметров процесса осаждения на состав пленок оксинитридов галлия. Изучены зависимости содержания азота и хлора (брома) в осажденных слоях от температуры осаждения, парциальных давлений МГГ и паров воды. Установлено, что даже небольшие добавки паров воды ( $P_{H_2O}=10-50$  Па) в реакционную смесь приводят к изменению содержания азота и галлия таким образом, что фигуративная точка, отвечающая составу слоев, постепенно перемещается по псевдобинарному разрезу GaN-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> тройной системы Ga-N-O в сторону оксида галлия. Результаты изучения влияния условий получения на состав оксинитридов галлия, осаждаемых в процессе пиролиза МБГ и МХГ в среде контролируемой влажности, свидетельствуют об одинаковом характере зависимостей, что указывает на близость механизмов вхождения кислорода в растущий слой. Однако пленки, выращенные в одинаковых условиях в реакторе с холодными стенками, содержат в 1.3-1.5 раза больше азота при использовании в качестве реагента МБГ по сравнению с МХГ. Результаты рентгенофазового и химических анализов полученных оксинитридных образцов указывают на возможность значительного (до 30 %) гетеровалентного замещения азота на кислород при сохранении структурного типа вюртцита. Результаты рентгеновских измерений, изучения ИК-спектров, измерений плотности, оптических и электрофизических характеристик, а также химической устойчивости пленок оксинитридов галлия свидетельствуют о том, что они представляют собой однокатионные оксинитридные растворы замещения, со структурой вюртцита, в которых постепенно позиции азота в анионной подрешетке (включая и вакантные) заполняются кислородом. Уменьшение параметра  $a$  при увеличении концентрации кислорода (рис.1) происходит в соответствии с правилом Vegарда, а одновременный рост параметра  $c$  ему противоречит. Вероятнее всего рост параметра  $c$  обусловлен

Зависимость параметров решетки, максимума ИК полосы поглощения, соответствующей валентным колебаниям связей N-Ga-O, оптической ширины запрещенной зоны, показателей поглощения и преломления от состава оксинитридных растворов.

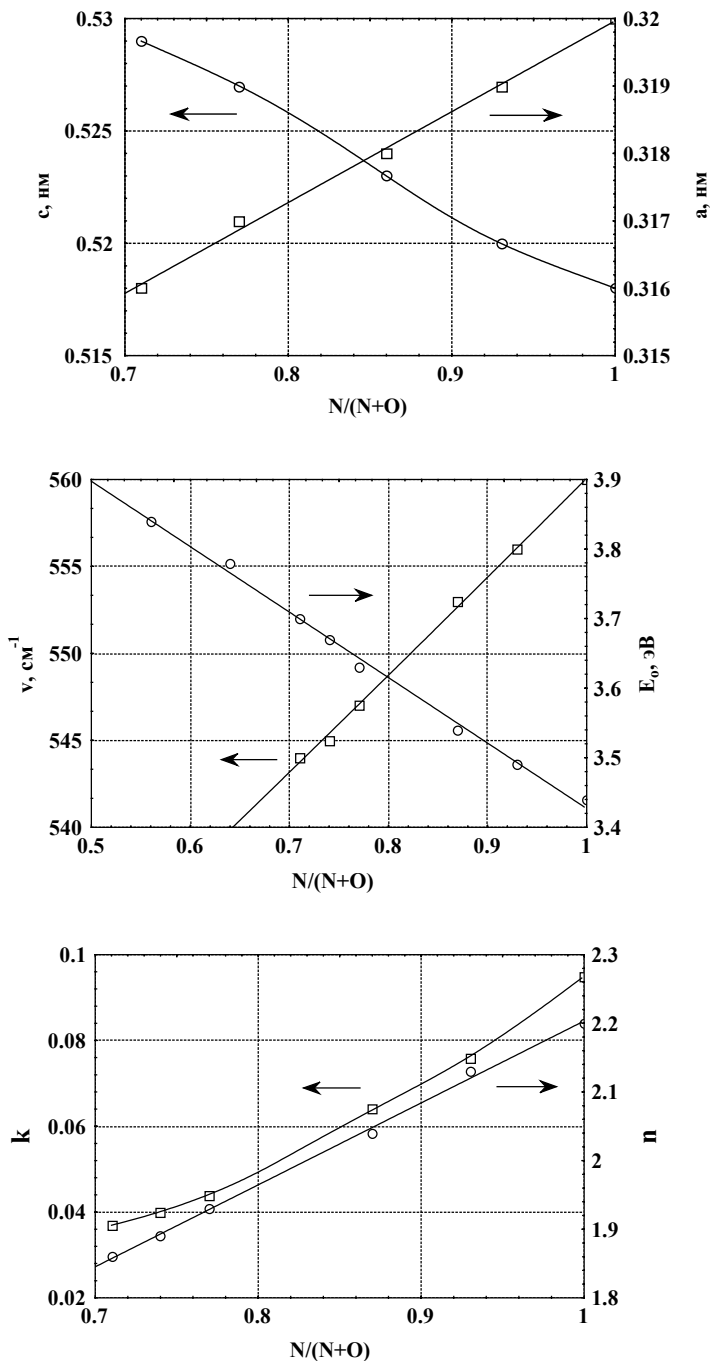


Рис. 1

искажением  $sp^3$  электронной конфигурации, характерной для идеальной структуры вюртцита, и усилением ее трансформации в смешанную  $sp^2+p$  гибридизацию с увеличением содержания кислорода, причем орбиталь  $p$  ориентирована вдоль оси  $c$ .

Эти изменения приводят к искажению тетраэдров за счет удлинения связи, ориентированной вдоль оси  $c$ , и планаризации оставшихся трех связей. Непрерывное возрастание оптической ширины запрещенной зоны (рис.1), соответствующей началу прямых разрешенных переходов, свидетельствует о постепенной перестройке энергетической структуры, а следовательно, и ближнего порядка в материале пленок. ИК-спектры пропускания пленок оксинитридов галлия характеризовались наличием размытой полосы поглощения, обусловленной валентными колебаниями связей N-Ga-O, с максимумом в области волновых чисел  $540-560 \text{ cm}^{-1}$ , положение которого зависело от состава раствора (рис.1). Смещение максимума полосы в область меньших волновых чисел при увеличении концентрации кислорода в растворах обусловлено изменением относительных количеств связей N-Ga-N, N-Ga-O и O-Ga-O. Монотонное изменение с составом других характеристик оксинитридов галлия  $\text{GaN}_{1-x}\text{O}_{3/2x}$ , характеризующихся структурой вюртцита, также свидетельствует о том, что они представляют собой растворы.

**С.2.9.**  
**УСТАНОВКИ ДЛЯ МЕТАЛЛО-ОРГАНИЧЕСКОЙ ЭПИТАКСИИ НИТРИДОВ**  
**III ГРУППЫ ФИРМЫ “АИКСТРОН”.**

**В.А.Горбылев.**  
НПП “Сигма-Плюс”, Москва.

## С.2.10. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ЧИСТОТЫ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО СОВЕРШЕНСТВА BN<sub>Г</sub> В ПРОЦЕССАХ СИНТЕЗА BN<sub>В</sub> И BN<sub>Сф</sub>.

*А.В.Бочко*

Институт Металлургии им. А.А.Байкова РАН, 117915, Москва, Ленинский пр-т.

Нитрид бора по-прежнему продолжает привлекать внимание практиков и как огнеупорный и антифрикционный и как сверхтвердый материал. Однако, наряду с чисто утилитарным интересом к нему, сохраняется интерес к этому материалу как веществу с полиморфными модификациями, четкое положение которых на фазовой диаграмме нитрида бора выяснено не до конца. Решению этой важной задачи могло бы способствовать получение достоверных термодинамических и физико-механических данных, основанных на работе с чистыми веществами.

В докладе приведен обзор литературных данных, связанных с оценкой степени чистоты и кристаллографического совершенства графитоподобного (BN<sub>Г</sub>) нитрида бора в процессах синтеза вюрцитного (BN<sub>В</sub>) и кубического (BN<sub>Сф</sub>) нитрида бора. Представленные данные относятся как к стабильным, так и метастабильным условиям синтеза.

Приводятся также результаты собственных работ, связанных с процессами фазовых превращений BN<sub>Г</sub> ( BN<sub>В</sub> и BN<sub>В</sub> ( BN<sub>Сф</sub> в условиях высоких давлений как при динамическом, так и при статическом нагружении.

Показано, в частности, что использование высокочистого исходного BN<sub>В</sub> (99%мас.) полученного их хорошо кристаллизованного BN<sub>Г</sub>, при синтезе крупногабаритных заготовок (диаметром 14-15 мм) гексанита-Р, позволило получить очень чистые поликристаллические образцы со структурой BN<sub>В</sub> и BN<sub>Сф</sub> , а также смесью этих структур.

Ультразвуковые исследования продольных и поперечных волн, проведенные на этих образцах, позволили впервые с большей точностью и надежностью, чем это было сделано в предшествующих работах, установить значения нормального модуля упругости, модуля сдвига, модуля всестороннего сжатия и коэффициента Пуассона как для BN<sub>В</sub> и BN<sub>Сф</sub> , так и для их сочетаний.

Значение этого результата выходит за рамки обычной паспортизации свойств сверхтвердого материала, так как позволяет надежно рассчитать не только температуру Дебая для BN<sub>В</sub> и BN<sub>Сф</sub> , но с учетом этих данных рассчитать уравнение состояния нитрида бора.



**С.2.11.**  
**УПРАВЛЕНИЕ АТОМНОЙ СТРУКТУРОЙ ПЛЕНОК НИТРИДА БОРА В  
ПРОЦЕССЕ РОСТА В УСЛОВИЯХ ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМЫ.**

**Шулешов Е. Н., Хвостов В. В., Гусева М. Б.**

Московский Государственный Университет им. М.В. Ломоносова

119899 Москва, Воробьевы горы,  
МГУ им. М.В.Ломоносова, физический факультет,  
Кафедра физической электроники  
e-mail: eugene@pelc60a.phys.msu.su

На примере нитрида бора показана возможность управления структурой растущих нитридных пленок при использовании водородной плазмы.

Пленки кубического нитрида бора (с-BN), обладающие рядом уникальных свойств - широкой запрещенной зоной, легкой легируемостью с образованием полупроводника п- и р-типа, твердостью, сравнимой с алмазом - могли бы иметь широкое применение в качестве компонентов микроэлектронных устройств и как износоустойчивые покрытия. Однако проблема нанесения таких пленок до сих пор не решена.

В работе изучалось влияние ионизованных компонентов водородной СВЧ-плазмы на структуру поверхности гексагональной и аморфной модификаций нитрида бора (h-BN и a-BN, соответственно). Исследования проводились с помощью сравнения кривых электронной плотности, полученных методом обращения самосвертки из Оже - спектров образцов до и после обработки в плазме. Для адекватной интерпретации экспериментальных данных был проведен компьютерный расчет плотности валентных состояний  $sp^3$  - гибридной (кубической) фазы и  $sp^2$  - гибридных (аморфной и гексагональной) фаз. В работе использовались коммерческий гексагональный BN и аморфный нитрид бора, полученный путем разложения бор - аммония  $BH_3-NH_3$  в аргоне при 800 С.

Было обнаружено значительное уменьшение в результате 8-часовой обработки в плазме особенностей плотности валентных состояний, характерных только для  $sp^2$ -гибризированной компоненты. Это свидетельствует о преобразовании  $sp^2$  в  $sp^3$  - гибридную модификацию, то есть о формировании кубической фазы. В случае аморфного образца доля с-BN после экспозиции в плазме составила 50 ат. %, в случае гексагонального - 75 ат. %. Также было обнаружено повышение количества В-Н и N-N связей, составивших ~15%. Предложен механизм иницируемой атомарным водородом деформации графитоподобных плоскостей, ведущей к образованию  $sp^3$  - гибридной модификации. Проведенные оценки показали, что глубина структурной перестройки достигает 1 мкм.

## С.2.12.

### ЗАВИСИМОСТЬ СКОРОСТИ РОСТА GaN ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОДЛОЖКИ И ОТНОШЕНИЯ V/III В ПРОЦЕССЕ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВОЙ ЭПИТАКСИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АММИАКА

**Б.А. Борисов, А.Н. Алексеев, В.П. Чалый, А.Л. Дудин, Д.М. Демидов, Д.М. Красовицкий, Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, А.П. Шкурко**

ЗАО “Полупроводниковые приборы”

194156 Санкт-Петербург, а/я 29; E-mail: ter@atc.rfntr.neva.ru

Прогресс, достигнутый за последнее десятилетие в технологии получения тонких пленок нитридов III группы и приборов на их основе, базируется на быстром развитии методов эпитаксиального выращивания гетероструктур. Среди них лидирующее положение по-прежнему занимают различные модификации химического газофазного осаждения из металлоорганических соединений (MOCVD) [1,2]. В то же время, молекулярно-пучковая эпитаксия (МВЕ) нитридов по уровню достигнутых результатов [2-4] постоянно приближается к MOCVD. Концепция выращивания GaN при повышенных отношениях V/III представляется перспективной в плане улучшения структурных, оптических и электрических свойств слоев, полученных МВЕ [5]. Мы сообщаем результаты исследования кинетики роста GaN в зависимости от ключевых параметров, каковыми являются температура подложки и отношение V/III.

Слои GaN выращивались на установке АТС-EPN2, специально разработанной для эпитаксии нитридов. Источниками элементов III группы и легирующих примесей являются стандартные эффузионные ячейки, в качестве источника активного азота используется поток аммиака высокой чистоты. Основной особенностью установки является возможность проведения эпитаксии при повышенных температурах подложки (до 950°C) и отношениях V/III (до 1000) за счет внедрения ряда новых конструктивных решений. В частности, водяное охлаждение нагревателя образца позволяет минимизировать разложение NH<sub>3</sub> на нагретых поверхностях вне подложки, что препятствует образованию избыточного водорода, ведущего к росту общего давления в системе. Специфическое расположение газового ввода и конфигурация откачки обеспечивают поддержание условий молекулярного потока при существенно больших, по сравнению с аналогичным оборудованием, отношениях V/III.

В качестве подложки использован сапфир (0001) с металлизированной Mo обратной стороной и помещенный на безиндиевый держатель. Контроль температуры подложки осуществлялся посредством оптического пирометра и термопар. Скорость роста слоя и состояние его поверхности контролировались *in situ* лазерным интерферометром. Предваряющие эпитаксию процедуры в целом аналогичны описанным в литературе [4] и включают отжиг образца в вакууме и нитридизацию поверхности в потоке NH<sub>3</sub> при 950°C, выращивание низкотемпературного (490°C) буферного слоя GaN толщиной 25нм и его отжиг при 900°C. Эпитаксия слоев GaN проводилась в диапазонах температур подложки и отношений V/III 750-930°C и 10-800 соответственно. Скорость роста слоев в указанных условиях обычно составляла 1,2-1,6 мкм/ч.

Установлено, что при умеренных (<830°C) температурах подложки скорость роста слоев возрастает, практически неизменна и затем убывает при отношениях V/III

<20, 20-200 и >200 соответственно. В области отношений V/III около 20 изменение характера зависимости связано с переходом из области ограничения роста по азоту в область ограничения роста по галлию [3]. Из экспериментальных данных легко определяется степень превращения  $\text{NH}_3$ , которая составляет при указанных температурах около 5%. Спад скорости роста при отношениях V/III около 200 обусловлен нарушением режима молекулярного течения, поскольку длина свободного пробега атомов Ga составляет при этом несколько сантиметров. Значение максимально достижимого, без нарушения режима молекулярного течения, отношения V/III по крайней мере в два раза выше, чем на аналогичном оборудовании других исследовательских групп. Отметим, что эпитаксия возможна и при несколько больших потоках  $\text{NH}_3$  и требует лишь увеличения потоков из эффузионных ячеек для поддержания скорости роста. Оказалось, что легированные Mg образцы, выращенные в таких экстремальных для МВЕ условиях, имеют тенденцию к увеличению р-проводимости по сравнению с образцами, полученными при меньших значениях отношения V/III.

В диапазоне отношения V/III от 20 до 200 при температурах подложки более  $850^\circ\text{C}$  скорость роста GaN начинает заметно уменьшаться вследствие возросшей десорбции материала. Установлено, что скорость десорбции GaN в процессе роста определяется только температурой и практически не зависит от потока  $\text{NH}_3$  в указанном диапазоне отношения V/III. Такое поведение не согласуется с законом действующих масс, который выполняется в аналогичных экспериментах по эпитаксии GaAs. С другой стороны, прямое измерение скорости испарения в потоке  $\text{NH}_3$  и расчет в рамках кинетической модели [6] показывают существенное влияние величины потока аммиака на скорость испарения GaN в условиях, близких к свободному испарению. Нами определена температурная зависимость скорости свободного испарения GaN в вакууме, хорошо согласующаяся с литературными данными [6,7]. При этом в температурном диапазоне  $860-930^\circ\text{C}$  впервые наблюдались осцилляции отраженного от поверхности сигнала, свидетельствующие о гладкости исходной поверхности и послыном характере испарения GaN. Скорость десорбции в ходе роста оказалась существенно ниже скорости свободного испарения. Поэтому мы можем констатировать качественное соответствие с данными работы [6], учитывая различие в абсолютных потоках аммиака, исследованных ее авторами и нами.

Таким образом, нами показана возможность увеличения максимально достижимых в МВЕ значений отношения V/III, при этом обнаружена тенденция к улучшению р-легирования с увеличением потока  $\text{NH}_3$ . Определена скорость десорбции GaN в процессе роста, которая существенно ниже скорости свободного испарения в вакууме, но, в отличие от GaAs, практически не зависит от отношения V/III в пределах области ограничения роста по галлию.

[1] Sh.Nakamura. MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. 4S1, G1.1 (1999)

[2] O.Ambacher. J.Phys.D: Appl.Phys. 31, 2653 (1998)

[3] R.Held, D.E.Crawford, A.M.Johnston, A.M.Dabrian, P.I.Cohen. Surf.Rev.Lett. 5, 913 (1998)

[4] N. Grandjean, J. Massies, M. Leroux, Ph. Lorenzini. Jap.J.Appl.Phys. 37, L907 (1998)

[5] N. Grandjean, M. Leroux, J. Massies, M. Mestrine, M. Laught. Jap.J.Appl.Phys. 38, 618 (1999)

[6] N. Grandjean, J. Massies, F. Semond, S. Yu. Karpov, R. A. Talalaev. Appl. Phys. Lett. 74, 1854 (1999)

[7] Z.A. Munir, A.W. Searcy. J. Chem. Phys. 42, 4223 (1965)

### 3.1. НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТРАНСПОРТА ОСНОВНЫХ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В III–V НИТРИДАХ

Шмидт Н.М., Емцев В.В., Крыжановский А.С., Кютт Р.Н., Лундин В.В., Полоскин Д.В., Пушный Б.В., Ратников В.В., Титков А.Н., Усиков А.С.

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН  
Политехническая ул. 26, Санкт-Петербург 194021

Известно, что мозаичная структура слоев, присущая III–V нитридами, определяет пространственные неоднородности, наблюдаемые в фото- и катодолюминесценции. Можно ожидать влияние мозаичной структуры также и на транспорт носителей заряда. В данной работе исследовались взаимосвязь мозаичной структуры и особенности транспорта электронов в нелегированных и легированных кремнием слоях GaN и  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  ( $x \sim 0,1-0,2$ ), выращенных на сапфировых подложках (0001) методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (МО ГФЭ).

Структурные свойства слоев оценивались методами рентгено-дифракционного анализа (РДА) на двух- и трехкристальном дифрактометрах, используя  $\text{MoK}_\alpha$   $\text{CuK}_\alpha$ -излучения в симметричной и ассиметричной геометрии Лауэ и Брегга. Кроме того, с помощью атомно-силового микроскопа исследована шероховатость поверхности эпитаксиальных слоев. Температурная зависимость проводимости, подвижности и концентрации электронов измерялась в температурном интервале 77–300 К в геометрии Ван-дер-Пау с омическими контактами Ti/Al.

Методами РДА были определены пять компонент тензора микродисторсии и по этим данным оценивались характерные размеры доменов мозаичной структуры, наклон и угол разворота доменов. В результате были отобраны две группы образцов, отличающиеся между собой по этим структурным особенностям. Для образцов первой группы характерные углы наклона и разворота доменов были порядка нескольких угловых минут, для образцов второй группы — более 20 угловых минут. Среди этих двух групп были эпитаксиальные слои GaN с низким содержанием кремния и с концентрацией электронов  $n \sim (1-2) \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , с высоким содержанием кремния и с концентрацией электронов  $(1-2) \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ , а также нелегированные слои GaN с  $n \sim 2 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$ .

Исследование таких слоев на АСМ показало, что образцы из этих двух групп существенно отличаются между собой по шероховатости: для слоев первой группы характерные размеры микрорельефа по высоте ( $h$ ) составляли 0,1–0,4 нм, в то время как размер по плоскости ( $l$ ) колебался от 200 нм до 300 нм. Для слоев второй группы соответствующие величины составляли:  $h \sim (0,2-1,2)$  нм и  $l \sim (200-1000)$  нм. При этом величина подвижности для образцов из второй группы была в несколько раз ниже по сравнению с образцами из первой группы (Рис. 1). Для образцов второй группы наблюдалось заметное падение подвижности, в особенности при низких температурах, указывающее на рассеяние носителей на заряженных центрах. Различия в величинах подвижности почти на порядок наблюдалось для слаболегированных кремнием образцов (Рис. 1, кривые 2 и 4). При этом для образцов первой группы ход температурной зависимости близок к классической  $ln\mu \sim T^{-3/2}$ . Для всех нелегированных слоев GaN,  $n \sim 2 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , и  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ,  $n \sim 2 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ , типичными являлись низкие

значения подвижности  $\mu \sim 30\text{--}70 \text{ см}^2\text{В}^{-1}\text{с}^{-1}$  и вид температурной зависимости проводимости  $\ln\sigma \sim 1/T$  (Рис. 2, кривая 1). На этом же рисунке приведена температурная зависимость проводимости в слое GaN с такой же концентрацией электронов, но слабо легированного кремнием (кривая 2). Зависимости, аналогичные кривой 1 на Рис. 2, наблюдали на других материалах и обычно объясняли существованием потенциальных барьеров на границах зерен или на локализованных дефектах высокой концентрации. Вольт-емкостные измерения на нелегированных слоях указывают на обедненную приповерхностную область  $\sim 0.5\text{--}1 \text{ мкм}$  с низкой концентрацией носителей  $\sim 4 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$ . Для слоев с малой концентрацией кремния и с такой же концентрацией электронов,  $\sim 2 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , как в нелегированных слоях, обедненной области не наблюдаются, и измеряемая  $C\text{--}V$  методом концентрация  $(N_d - N_a)$  совпадает с концентрацией электронов, измеренной методом Ван-дер-Пау.

Полученные результаты свидетельствуют в пользу того, что с мозаичной структурой связано существование потенциальных барьеров, препятствующих транспорту носителей. Введение малых концентраций кремния позволяет уменьшить влияние этих барьеров, а в случае хорошо сформированной мозаичной структуры — свести их влияние к минимуму и получить высокие значения подвижности и температурный ход подвижности, близкий к классическому —  $\ln\mu \sim T^{3/2}$ .

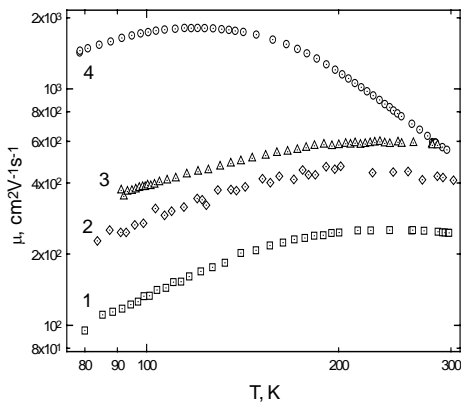


Рис. 1. Температурная зависимость подвижности в эпитаксиальных слоях GaN I (3,4) и II (1,2) групп образцов с концентрацией электронов  $1,5 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$  (1,3) и  $10^{17} \text{ см}^{-3}$  (2,4).

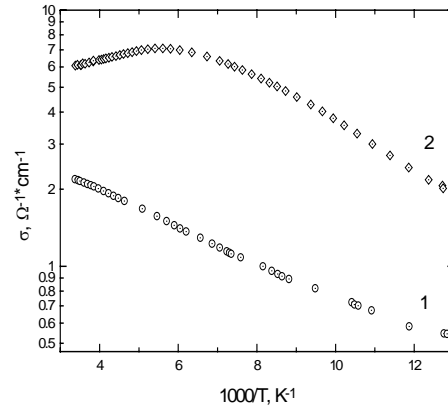


Рис. 2. Температурная зависимость проводимости слоев GaN с концентрацией электронов  $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$ : нелегированный (1) и слаболегированный кремнием (2).

## 3.2. ИЗУЧЕНИЕ СПЕКТРОВ ГЛУБОКИХ УРОВНЕЙ В СВЕТОДИОДНЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ AlGaN/GaN

**А.Я. Поляков, Н.Б. Смирнов, А.В. Говорков, М.Г. Мильвидский**

Институт “Гиредмет”,

109017, Москва, Б. Толмачевский пер., д. 5, E-mail: polyakov@mail.girnet.ru

**А.С. Усиков, Б.В. Пушный, В.В. Лундин**

ФТИ им. А.Ф. Иоффе,

194021, С.-Петербург, Политехническая ул., д. 26, E-mail: Usikov@vpegroup.ioffe.rssi.ru

Методами РСГУ и адмиттанс-спектроскопии исследованы спектры глубоких уровней и спектры электролюминесценции в светодиодных p-i-n структурах на основе AlGaN/GaN. Были изучены несколько типов структур:

- 1) гомопереходные структуры с n-областью, легированной кремнием, нелегированной i-областью и p-GaN, легированным магнием;
- 2) аналогичные по геометрии гетероструктуры, в которых p-область состояла из p-AlGaN (молярная доля алюминия около 5%) и контактного слоя p-GaN;
- 3) подобные же гетероструктуры, но с активной i-областью, легированной цинком;
- 4) такие же структуры, но с совместным легированием цинком и кремнием;
- 5) двойные гетероструктуры с нижним слоем n-AlGaN и верхним слоем p-AlGaN (молярная доля алюминия в обоих случаях около 5-7%) и контактными слоями p-GaN, p-GaN.

Установлено, что в светодиодных структурах первой группы слой области пространственного заряда (ОПЗ) перекрывает целиком i-область, так что емкостные и импедансные измерения относятся к p-области структуры. В таких измерениях выявлено присутствие дырочных ловушек  $E_v+0,18$ ,  $E_v+0,4$ ,  $E_v+0,85$  эВ и электронных ловушек  $E_c-0,55$  эВ. Первые дырочные ловушки связаны с акцепторными уровнями магния, вторые - скорее всего, ответственны за голубую люминесценцию, третьи - за желтую полосу люминесценции. Измерения, выполненные после засветки образцов при низкой температуре, указывают на метастабильность дырочной ловушки с энергией ионизации 0,4 эВ и позволяют предположить, что именно она ответственна за явление замороженной фотопроводимости, наблюдаемое в слоях p-типа. В спектрах электролюминесценции таких светодиодов на основе гомопереходов преобладают полоса с энергией около 2.9 эВ при комнатной температуре и около 3.2 эВ при температуре жидкого азота, что указывает на проникновение магния в i-область структуры.

В светодиодных структурах типа (2)-(4) измерения емкости и проводимости при различных частотах в зависимости от температуры указывают на то, что при температурах ниже комнатной i-область структуры полностью обеднена за счет сильного вымораживания преобладающих электронных ловушек  $E_c-0,55$  эВ. Граница ОПЗ при этих температурах находится в p-AlGaN. В низкотемпературных измерениях преобладают дырочные ловушки с энергией ионизации около 0.2 эВ. При температурах вблизи комнатной и выше концентрация электронов в нелегированном

слое структуры повышается, граница ОПЗ перемещается в этот слой, температурная зависимость проводимости на переменном токе определяется электронными ловушками  $E_c - 0,55$  эВ. В спектрах РСГУ структур типа (2) преобладают электронные ловушки с энергиями 0,55 эВ, 0,85 эВ и 0,75 эВ от края зоны проводимости. Как было установлено ранее, присутствие ловушек 0.85 эВ коррелирует с появлением интенсивной полосы люминесценции около 3.4 эВ, обычно связываемой с винтовыми дислокациями или дефектами упаковки. В спектрах электролюминесценции наблюдался сдвиг основной полосы излучения в коротковолновую область по сравнению с гомопереходами (3,1 эВ вместо 2,9 эВ), что указывает на появление барьера для проникновения магния в нелегированную активную область.

В структурах типа (3), (4) единственными глубокими центрами, которые обнаружены в спектрах РСГУ, являются электронные ловушки с уровнем около 0,55 эВ от края зоны проводимости. Положение основного пика электролюминесценции в этих легированных цинком или цинком и кремнием структурах смещается в длинноволновую сторону по сравнению с гомопереходами, однако глубокие уровни, связанные с цинком или с комплексами цинка и кремния, в спектрах РСГУ не обнаружены. Интересно, что во всех структурах типов (2)-(4) не обнаружено присутствие дырочных ловушек с энергией 0.85 эВ от края валентной зоны, что коррелирует со слабостью или полным отсутствием желтой полосы в спектрах электролюминесценции.

Наконец, в образцах пятого типа ОПЗ остается в нелегированном слое даже и при пониженных температурах, а концентрация электронов в этом нелегированном слое несколько выше, чем в нелегированных однослойных структурах и в светодиодных структурах на основе гомопереходов (несколько единиц на  $10^{16}$   $\text{см}^{-3}$  вместо  $10^{15}$   $\text{см}^{-3}$  в нелегированных однослойных пленках) Преобладающими центрами являются электронные ловушки с энергиями около 0,25 эВ, 0,6 эВ и 0,85 эВ от края зоны проводимости. Основная полоса электролюминесценции сдвинута в коротковолновую область (3.4 эВ при 300К) и имеет вид, характерный для нелегированного n-GaN, что указывает на существенное подавление диффузии магния в активный слой.

### 3.3.

## **GaN, ЛЕГИРОВАННЫЙ Zn И O: ПОЛУЧЕНИЕ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ**

***В.Г.Сидоров,***

С-Петербургский Государственный Технический Университет  
195251 С-Петербург, ул. Политехническая, 29; E-mail: [rykov@phsc3.stu.neva.ru](mailto:rykov@phsc3.stu.neva.ru)

В докладе представлены результаты комплексного исследования GaN, легированного одновременно Zn и O. Эпитаксиальные слои GaN(Zn,O) и излучающие структуры типа i-GaN(Zn)-i<sup>+</sup>-GaN(Zn,O)-n-GaN были выращены в хлоридно-гидридном процессе. Исследовались структурные, электрические, оптические и люминесцентные свойства слоев и структур. Уникальной особенностью GaN(Zn,O) является наличие в спектрах люминесценции эффективной голубой полосы с линейно поляризованным излучением. Максимум полосы находится при 2.55эВ, полуширина равна 0.3эВ, степень поляризации достигает 60%, КПД составляет 0.3%.

Дан сравнительный анализ электрических и люминесцентных свойств GaN(Zn) и GaN(Zn,O). Обсуждаются: оптимизация условий выращивания слоев и структур для достижения максимальной степени поляризации люминесценции; поляризационные характеристики люминесценции; энергетический спектр состояний и природа дефектов, ответственных за поляризованную люминесценцию в GaN(Zn,O); возможности получения p-GaN при легировании Zn и O.

Сообщаются характеристики светодиодов, изготовленных на основе GaN(Zn,O): голубых, белых и с переменным цветом от голубого до красного. Показана возможность создания ряда оптоэлектронных устройств при использовании данных светодиодов, имеющих бистабильные характеристики.

Работа поддержана Российской Федеральной программой «Интеграция» (Проект №75).



### 3.4. ПОЛЯРИЗАЦИОННАЯ ФОТОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ГЕТЕРОСТРУКТУР GaN/GaP

**В.Ю. Рудь**

Государственный технический университет  
195251 Санкт-Петербург, Политехническая 29, Россия; [rudvas@uniys.hop.stu.neva.ru](mailto:rudvas@uniys.hop.stu.neva.ru)

**В.М. Ботнарюк, Ю.В. Жиляев, Ю.В. Рудь**

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук  
194021 Санкт-Петербург, Политехническая 26, Россия

Выращивание эпитаксиальных слоев нитрида галлия GaN и создание гетероструктур (ГС) на их основе формирует новые перспективы развития полупроводниковой оптоэлектроники коротковолнового спектрального диапазона [1]. Однако, создание ГС из GaN связано с большими трудностями, обусловленными высоким рассогласованием в параметрах решетки, а иногда и различием в типе кристаллической структуры между этим соединением и имеющимся набором материалов для их использования в качестве подложек, которое вызывает ухудшение структурных характеристик и, следовательно, оптических свойств активной области и деградации параметров таких приборов. В настоящее время идет интенсивный поиск технологий выращивания совершенных слоев GaN. В представленной работе освещены результаты первых исследований фотоэлектрических явлений в ГС, полученных путем газофазного осаждения слоев GaN на монокристаллические пластины GaP.

Рост GaN проводился в открытой газотранспортной системе Ga-HCl-NH<sub>3</sub>-H<sub>2</sub> при температурах осаждения  $\approx 900$  °С. Осаждение велось на пластины GaP с ориентациями (100) и (111) п- и р-типа проводимости с концентрацией свободных носителей заряда  $(5-10) \times 10^{17}$  см<sup>-3</sup> при T=300 К. В результате разработанного технологического процесса на подложках GaP формируются однородно окрашенные слои GaN с варьируемыми посредством управления условиями осаждения цветом (от красного до темно-лилового) и концентрацией свободных электронов ( $10^{19}-10^{20}$  см<sup>-3</sup> при T=300 К). Полученные слои GaN имели зеркально-гладкую наружную плоскость независимо от ориентаций подложек.

Изо- и анизотипные ГС GaN/GaP обнаружили четкое выпрямление, их остаточное сопротивление заполняет интервал от  $10^3$  до  $10^7$  Ом, напряжение отсечки изменяется от 0.7 до 2.0 В, фактор неидеальности статических вольт-амперных характеристик достаточно высокий и составляет 4-5. Оказалось, что ориентация подложек не является определяющим фактором в отношении электрических свойств таких ГС.

Максимальная фоточувствительность ГС GaN/GaP достигает  $10^3$  В/Вт и реализуется при их освещении со стороны широкозонной компоненты в интервале между ширинами запрещенных зон контактирующих полупроводников. Резкий коротковолновый порог фоточувствительности ГС соответствует прямым межзонным переходам в GaN и свидетельствует о влиянии поглощения падающего излучения в широкозонном слое.

При освещении ГС линейно-поляризованным излучением (ЛПИ) вдоль нормали к плоскости GaN во всей области фоточувствительности от 0.8 до 3.5 эВ фототок короткого замыкания не обнаруживает какой-либо зависимости от пространственной

ориентации вектора электрического поля световой волны  $\mathbf{E}$  относительно кристаллографических осей в GaP. Это обстоятельство позволяет считать, что данное направление распространения ЛПИ в слое и подложке фотоизотропное. Как только угол падения ЛПИ отклоняется от  $\Theta = 0^\circ$ , начинает возникать различие между фототоками  $i^P \{ \mathbf{E} \text{ параллельно плоскости падения (ПП)} \}$  и  $i^S \{ \mathbf{E} \perp \text{ПП} \}$ , причем неравенство  $i^P > i^S$  сохраняется во всей области фоточувствительности. Угловые зависимости фототоков  $i^P(\Theta)$  и  $i^S(\Theta)$  при этом, в отличие от поверхностно-барьерных структур на GaP, ведут себя одинаковым образом. С ростом  $\Theta$  эти фототоки вначале растут, проходят через максимум и только затем снижаются. Эта закономерность позволяет считать, что для обеих поляризаций ЛПИ увеличение  $\Theta$  приводит к снижению потерь на отражение. Обнаруженная аномалия в угловых зависимостях фототоков с учетом [2] может быть следствием интерференционных явлений в слоях GaN.

Коэффициент наведенного фотоплетохроизма ГС GaN/GaP с увеличением угла падения следует параболическому закону  $P_1 \sim \Theta^2$ . В спектральных зависимостях  $P_1$  обнаружены ярко выраженные осцилляции, обусловленные интерференцией ЛПИ. Энергетическое положение экстремумов и глубина модуляции  $P_1$  оказались чувствительными к параметрам процесса осаждения слоев GaN.

Таким образом, обнаруженные (а) особенности угловых зависимостей фототоков и (б) осцилляции коэффициента наведенного фотоплетохроизма характеризуют выращенные слои как достаточно совершенные и однородные, а гетероструктуры с тонкими интерференционными слоями GaN могут использоваться в качестве перестраиваемых по длине волны фотоанализаторов ЛПИ с максимальной азимутальной фоточувствительностью до 400 В/Вт х град в спектральном диапазоне от 2.8 до 3.5 эВ.

- [1] S. Nakamura, M. Senoh, Y. Nagahawa, N. Iwasa, T. Yamada, T. Matsushita, H. Kiyoko, Y. Kiyoko, Y. Sugimoto. Appl. Phys. Lett., **68**, 3269 (1996).
- [2] V.Yu. Rud', Yu.V. Rud', T. Walter, H.W. Schock. Inst. Phys. Conf. Ser. , **152**, 971 (1997).

**3.5.**  
**КОРОТКОВОЛНОВАЯ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ**  
**СВОБОДНЫХ СЛОЕВ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО НИТРИДА ГАЛЛИЯ**  
**ОБУСЛОВЛЕННАЯ НЕОДНОРОДНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ**

***М.Е.Компан, И.Н.Сафронов, И.Ю.Шабанов, Ю.В.Жиляев***  
**ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН**

194021 С.-Петербург, Политехническая 26 e-mail <kompan@solid.ioffe.rssi.ru>

Получение и исследование свободных (отделенных от подложки) толстых слоев нитрида галлия представляют интерес и для фундаментальной оптики полупроводников и как источник информации об специфических свойствах этого типа материала.

В ходе изучения люминесценции описанных выше отделенных от подложки образцов нитрида галлия было обнаружено, что в некоторых случаях полоса люминесценции аномально сдвинута в коротковолновую сторону спектра. Репером для определения ожидаемого положения полосы люминесценции и существенным фактором для последующей интерпретации природы люминесценции обычно служит энергетическое положение свободного экситона, как, например, в [1]. В материалах с большой силой осциллятора оптического перехода на краю запрещенной зоны, к которым относится и нитрид галлия, эта величина легко определяется экспериментально по характерной особенности в спектре отражения.

На рис. 1 показаны спектры люминесценции и отражения образца с аномальной люминесценцией. Кривые 1 и 2 – спектры отражения вблизи энергии экситона при  $T = 300\text{K}$  и  $80\text{K}$ . Спектральное положение экситонных особенностей для данного образца при обеих температурах совпадает с положением аналогичных особенностей для образца с нормальным положением полосы люминесценции. Т.о. спектры отражения не выявляют различий в свойствах образцов – на фоне общего подъема коэффициента отражения с увеличением энергии кванта, в спектрах обоих образцов ясно просматриваются особенности вблизи  $3,42\text{ eV}$  при комнатной температуре и вблизи  $3,45\text{ eV}$  при  $80\text{ K}$ . Данные значения спектральных параметров хорошо соответствуют тем, которые известны из работ других авторов, например, [3,4]. Однако спектральное положение полос люминесценции для этих образцов отличается значительно –  $3,43\text{ eV}$  в одном случае и  $3,47\text{ eV}$  в другом. Таким образом, энергия фотона в максимуме полосы во втором случае на  $20\text{ meV}$  превышала энергию экситонного состояния, определяемую из спектров отражения соответствующего образца, что соответствует известной величине энергии связи экситона в GaN.

Исследования показали, что существует значительное различие спектральных характеристик для разных сторон образца GaN, демонстрировавшего аномальную коротковолновую люминесценцию. И полоса экситонного отражения и полоса люминесценции для стороны, первоначально контактировавшей с подложкой, были сдвинуты в сторону больших энергий относительно спектров другой стороны на  $150\text{ meV}$  и уширены относительно тех же полос в 2 - 2,5 раза. Поскольку образец выращивался номинально чистым и заведомо не содержал в достаточных количествах атомов замещения, которые могли бы заметно изменить ширину запрещенной зоны, единственным фактором, ответственным за изменение ширины запрещенной зоны,

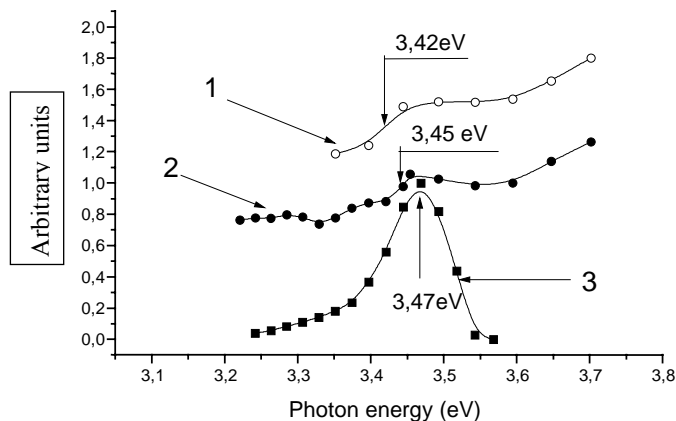
может являться наличие деформации. Влияние деформации на ширину запрещенной зоны нитрида галлия известно. Гидростатическое давление приводит к повышению  $E_g$  GaN с коэффициентом  $4,2 \text{ meV/kbar}$  [6], для неоднородно деформированных образцов сдвиги  $E_g$  зависят от величины и характера деформации [7,8].

В нашем случае эффект связан с тем, что деформация неоднородна. Различные оптические методики зондируют различные объемы материала. При отражении света он проникает в материал лишь на глубину порядка половины длины волны (что в нашем случае составляет меньше  $0,2 \text{ mkm}$ ), в то время как при регистрации люминесценции, даже при коэффициентах поглощения возбуждающего света порядка  $10^4 - 10^5 \text{ cm}^{-1}$ , существует ряд механизмов, которые могут обеспечить возбуждение люминесценции из более глубоких слоев материала, испытывающих более сильную деформацию. Наблюдающийся в настоящей работе сдвиг спектральных характеристик между двумя сторонами одного образца составляет порядка  $150 \text{ meV}$ , свидетельствует о наличии сильной неоднородной деформации материала и правильности данной интерпретации.

Таким образом, обнаружен сдвиг полосы краевого излучения свободных слоев нитрида галлия до энергий, превышающих энергию свободного экситона. Эффект интерпретирован как проявление неоднородной деформации материала и может быть использован для ее обнаружения и характеризации.

M.Tchounkeu, O.Briot, B.Gil, J.-P.Alexis, R.L.Aulombard // J.Appl.Phys.v.80, n.9.p.5352, (1996)

1. I.Akasaki, H.Amano // In: "Properties of Group III Nitrides" ed. By J.H.Edgar, EMIS DATAREVIEWS series, p.222, IEE
2. D.L.Camphausen, G.A.N.Connell // J.Appl.Phys. v.42, p.4438 (1971)
3. J.A.Freitas Jr., O.H.Nam, R.F.Davis, G.V.Saparin, S.K.Obyden // Appl.Phys.Lett. v.72, p.2990 (1998)
4. W.Li, W.X.Ni // Appl.Phys.Lett. v.68, p.2705 (1996)



### С.3.6. ПОВЕДЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ GaN ПОД ДЕЙСТВИЕМ ОБЛУЧЕНИЙ

Шмидт Н.М., Давыдов В.Ю., Емцев В.В., Козловский В.В., Лундин В.В., Полоскин Д.В., Пушный Б.В., Сахаров А.В., Усиков А.С.

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН  
Политехническая ул. 26, Санкт-Петербург 194021

Поведение дефектов в III–V нитридах под действием протонов, быстрых электронов,  $\gamma$ -излучения мало изучено. Между тем, такие исследования представляют интерес как с точки зрения понимания природы дефектов в этих материалах, так и для разработки методов создания материалов с заданными свойствами, например, изолированных областей необходимой топологии.

В работе исследовано влияние  $\gamma$ -излучения  $^{60}\text{Co}$ , быстрых электронов с энергией 0,9 МэВ и протонов с энергией 150 кэВ на поведение дефектов в эпитаксиальных слоях  $n$ -типа GaN, выращенных при пониженном давлении методом MOCVD на подложках сапфира с ориентацией (0001). Толщина слоев — 1–4 мкм. Отжиг облученных образцов проводился в атмосфере аргона в течение 20 минут, начиная со 100°C и до 750°C с шагом 100°C.

Все образцы до и после облучения исследовались на сканирующем электронном микроскопе, методами фотолюминесценции, рамановской спектроскопии, а также исследовалась температурная зависимость подвижности и концентрации электронов в температурном интервале 78–300 К в геометрии Ван-дер-Пау; использовались омические контакты Ti/Al. Кроме того, снимались  $C$ – $V$  зависимости барьера Шоттки Hg/GaN.

Хорошо известно, что степень влияния радиационных дефектов на электрофизические свойства материала существенно зависит от степени дефектности и уровня легирования исходных образцов. В связи с этим, в наших исследованиях было использовано две группы образцов: I группа — концентрация носителей ( $n$ )  $7 \times 10^{16}$ – $10^{17} \text{ см}^{-3}$ , подвижность ( $\mu$ ) —  $500$ – $600 \text{ см}^2 \text{ В}^{-1} \text{ с}^{-1}$ ; II группа —  $n$  —  $(1,5$ – $2) \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ,  $\mu$  —  $120$ – $200 \text{ см}^2 \text{ В}^{-1} \text{ с}^{-1}$ . Кроме того, во II-ой группе образцы были разделены по плотности нано- и микропайпов: Па — плотность ниже  $10^6 \text{ см}^2$ , Пб — плотность выше  $10^7 \text{ см}^2$ .

Для всех облученных образцов характерным является уменьшение интенсивности дефектной полосы в области 2,2 эВ и изменение морфологии в области нано- и микропайпов независимо от вида воздействия. Изменение морфологии выражается в размытии четкой огранки нано- и микропайпов и появлении выделений, предположительно Ga, на отдельных гранях дефектов или на поверхности слоя GaN. Такое предположение представляется разумным, исходя из результатов последних исследований природы нанопайпов. Из этих результатов следует, что нанопайпы содержат скопления микродефектов, содержащих Ga, C, O в амфотерном состоянии.

Введение электрически активных дефектов для двух групп различно. Для слаболегированных образцов первой группы концентрация и подвижность носителей заряда уменьшаются с увеличением дозы облучения, что наиболее заметно в области низких температур, в особенности после облучения протонами. Кроме того, при облучении протонами наиболее сильное воздействие наблюдается, по данным  $C$ – $V$

измерений, на глубине 0,6–1 мкм: концентрация падает почти на порядок, с  $7 \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$  до  $4 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$ , и появляется частотная зависимость емкости. Измерения температурной зависимости концентрации носителей заряда в тонких слоях, (~1 мкм), после облучения протонами показали появление глубокого уровня с энергией активации ~100 мэВ.

Для легированных образцов второй группы поведение заметно отличается, особенно при малых дозах облучения. Наблюдается значительный рост концентрации носителей, наиболее существенный в области низких температур, подвижность при этом, также как для первой группы образцов, уменьшается. Можно предполагать, исходя из опыта исследования облученных традиционных  $A^3B^5$  материалов (GaAs, InP), что происходит активация той части легирующей примеси, которая вошла в слой GaN в виде нейтральных комплексов до облучения. Таким образом, протекают два конкурирующих процесса: введение радиационных дефектов, уменьшающих подвижность, и ионизация нейтральных комплексов, содержащих легирующую примесь, повышающая концентрацию носителей.

Отжиг, введенных радиационных дефектов начинается при сравнительно низких температурах,  $T \geq 200^\circ\text{C}$ ; полное восстановление концентрации и подвижности наблюдается при температурах ~550°C. Дальнейшее повышение температуры отжига приводит к снижению подвижности, при этом в слоях, не подвергавшихся радиационному воздействию, при этих температурах никаких изменений не наблюдается.

Проведенные исследования показали, что, в основном, поведение электрически активных дефектов в эпитаксиальных слоях GaN под действием радиационного облучения подобно тому, что наблюдается для традиционных  $A^3B^5$ , за исключением поведения нано- и микропайпов — дефектов, присущих только III–V нитридам.

### С.3.7. ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОПЕРЕХОДОВ Si/GaN<O>.

**С.Е.Александров, Т.А.Гаврикова, В.А.Зыков**

С-Петербургский Государственный Технический Университет  
195251, С-Петербург, ул. Политехническая 29; E-mail: zukov@phsc3.stu.neva.ru

Введение кислорода в нитрид галлия сопровождается образованием оксинитридных твердых растворов GaN<O>. Наибольшая растворимость кислорода в нитриде галлия, соответствующая квазибинарному разрезу GaN-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, составляет ~30 ат.% при T=700-900°C. Считается, что кислород в кристаллической структуре GaN занимает позиции в анионной подрешетке, замещая азот. Одним из проявлений такого замещения является снижение концентрации донорных вакансий азота, о котором судят по уменьшению проводимости образцов при введении кислорода. Электронные проявления кислорода при этом не вполне ясны, поскольку формально при замене элемента 5 группы Периодической системы на элемент 6 группы следует ожидать донорного эффекта, что противоречит экспериментально наблюдаемому снижению проводимости при легировании GaN кислородом. Вероятно электронные проявления кислорода в GaN не столь просты, как это следует из формального анализа, о чем свидетельствуют данные по его поведению в аналогах нитрида - фосфиде и арсениде галлия. Какие либо сведения о физических свойствах оксинитридных твердых растворов в литературе отсутствуют. Тем не менее, высокая растворимость кислорода в GaN наряду с различием физических параметров нитрида и оксида галлия позволяют надеяться, что путем легирования нитрида галлия кислородом возможно изменение физических характеристик нитридного материала в достаточно широких пределах. В частности, нами установлено, что увеличение содержания кислорода в пленке оксинитрида сопровождается монотонным увеличением ширины запрещенной зоны (до ~4 эВ). Это обстоятельство позволяет надеяться на возможность создания на основе оксинитридов галлия оптоэлектронных приборов для видимого и ближнего ультрафиолетового диапазонов спектра.

В настоящей работе приводятся результаты исследования электрических и фотоэлектрических свойств приемников излучения на основе гетероперехода Si-GaN<O> с различным содержанием кислорода в пленке оксинитрида. Гетеропереходы получены химическим осаждением пленки GaN<O> из газовой фазы путем пиролитического разложения моноаммиака хлорида галлия (МХГ) в условиях контролируемой влажности на подложки кремния проводимостью n- и p-типа. Температура в зоне осаждения во всех экспериментах была одинакова и составляла 750°C, P<sub>МХГ</sub>=160 Па, парциальное давление паров воды менялось от 0 до 100 Па. На полученных ГП выполнены исследования электрических и фотоэлектрических свойств, включающие измерения сигнала фотоответа (в режиме фотоэдс) от черного тела, нагретого до 900К, спектрального распределения чувствительности, времени фотоответа и вольт-амперных характеристик. Измерения проводились при 80-290К.

Исследования показали, что в диапазоне 80-290К все ГП являются фоточувствительными. Абсолютная фоточувствительность гетеропереходов на n-Si на три порядка выше, чем на p-Si. При каждой температуре величина сигнала фотоответа зависит от содержания кислорода в оксинитридной пленке. В диапазоне давлений

$P_{H_2O}=0\div 40$  Па при увеличении содержания кислорода в пленках фотоэкс ГП растет. Наибольшая фотоэкс зарегистрирована для ГП n-Si/GaN<O> с пленкой оксинитрида галлия, выращенной при  $P_{H_2O}=40$  Па. Для этого образца при 290К удельная обнаружительная способность составляет  $D^*=2.1 \cdot 10^{12}$  Гц<sup>1/2</sup> Вт<sup>-1</sup> см. При более высоких содержаниях кислорода в пленке фоточувствительность уменьшается, а при  $P_{H_2O}=100$  Па сигнал фототовета спадает почти на два порядка.

Исследование кинетики фототоклика показало, что постоянная фототовета ГП имеет сложный характер. При освещении ГП фототоклик быстро достигает максимальной величины ( $\sim 5 \cdot 10^{-5}$  с), после чего медленно спадает ( $\sim 10^{-3}$  с), а в момент окончания светового импульса наблюдается обратный выброс и снова медленная релаксация фототоклика к нулевому значению. Дифференциальный вид фототоклика объясняется перезарядкой граничных состояний.

Спектральные характеристики, гетеропереходов на n-Si, имеют типичный для ГП вид. Фоточувствительность наблюдается как в области поглощения кремния, так и оксинитрида. Протяженность спектральной характеристики в коротковолновую область зависит от содержания кислорода в пленке оксинитрида: с ростом содержания кислорода в пленке спектральная характеристика ГП простирается в более коротковолновую область. Однако, оцененные по краю энергии квантов в этой области спектра не совпадают по значениям с шириной запрещенной зоны широкозонного материала. Предполагается, что этот эффект связан с особенностями электронного строения областей объемного заряда в изотипном гетеропереходе.

Исследование электрических свойств ГП показало, что все полученные структуры являются выпрямляющими. Проанализированы механизмы токопрохождения через переход. Показано, что ГП выращенные на n-кремнии имеют обедненные области по обе стороны от границы перехода, что объясняется наличием большого числа граничных состояний.



### С.3.8.

## НАВЕДЕННЫЙ ФОТОПЛЕОХРОИЗМ ГЕТЕРОСТРУКТУР GaN/Si

***Ю.В. Рудь, В.М. Ботнарюк, Ю.В. Жиляев***

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук  
194021 Санкт-Петербург, Политехническая 26, Россия; yuryrud@uniys.hop.stu.neva.ru

**В.Ю. Рудь**

Государственный технический университет  
195251 Санкт-Петербург, Политехническая 29, Россия

Нитрид галлия относится к полупроводниковым материалам, исследование которых в настоящее время протекает наиболее интенсивно. Это обусловлено в первую очередь прорывом в технологии этого широкозонного полупроводника, что позволило выявить перспективы его применения в коротковолновой и высокотемпературной электронике, фотопреобразователях и т.п. [1]. Решение проблем интеграции GaN с Si, в частности, может открыть новые возможности применений кремния для получения пластин GaN большой площади, а также совмещения уникальных свойств этих материалов. Настоящая работа посвящена первым исследованиям фоточувствительности гетероструктур (ГС) GaN / Si в линейно-поляризованном излучении (ЛПИ).

Слои GaN выращивались методом химического осаждения из паровой фазы в открытой газотранспортной системе  $H_2$ -HCl-NH<sub>3</sub>-Ga. В качестве подложек использованы пластины кремния p- и n-типа проводимости с концентрацией носителей заряда около  $10^{16} \text{ см}^{-3}$  при  $T=300 \text{ К}$ . В результате проведенных комплексных физико-технологических исследований разработаны режимы получения совершенных слоев GaN с толщинами до 20 мкм, которые по данным рентгеновских измерений ширины кривых качания (5 – 6 угловых градусов) соответствуют уровню совершенства более тонких слоев ( $\leq 1 \text{ мкм}$ ), полученных молекулярно-пучковой эпитаксией [2]. Слои всегда имели поликристаллическое строение с параметрами кристаллической решетки, соответствовавшими известным для этого вещества данным. Выращенные на кремниевых подложках с кристаллографическими ориентациями (100) и (111) слои GaN были однородно окрашены изменявшимся от черного до светло-желтого цветом в зависимости от толщины, а их наружная поверхность обычно была шероховатой. Изменения в ориентации подложек практически не сказались на совершенстве структуры слоев. Концентрация электронов в слоях достигала  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ , а холловская подвижность  $100 \text{ см}^2 / (\text{В} \times \text{с})$  при  $T=300 \text{ К}$ .

Анизотипные n-GaN/p-Si и изотипные n-GaN/n-Si ГС обнаруживают выпрямление и фотовольтаический эффект. Фоточувствительность (ФЧ) всех полученных ГС доминирует при их освещении со стороны слоев GaN и сохраняется на высоком уровне в диапазоне между ширинами запрещенных зон контактирующих материалов. Длинноволновая граница ФЧ согласуется с началом межзонного поглощения в кремнии, тогда как коротковолновая определяется уже поглощением в слоях нитрида галлия. Развитый метод выращивания слоев GaN обеспечивает получение ГС с максимальной ФЧ около 0.15 А/Вт при осаждении на подложки с ориентацией (111), тогда как при использовании подложек с ориентацией (100) ФЧ в ГС сразу падает на 2-4 порядка.

При освещении ГС линейно-поляризованным излучением (ЛПИ) вдоль нормали к

плоскости GaN обычно фотоплетохроизм не наблюдается, что определяется поликристалличностью слоев GaN и изотропным поглощением в кремнии. При наклонном падении ЛПИ возникает поляризационная фоточувствительность. В ГС с шероховатой наружной поверхностью GaN увеличение угла падения  $\Theta > 0^\circ$  сопровождалось монотонным спаданием фототоков  $i^P$  { электрический вектор световой волны E параллелен плоскости падения ЛПИ (ПП) } и  $i^S$  ( E перпендикулярен ПП ), причем  $i^P > i^S$ . Улучшение качества наружной плоскости GaN приводит к тому, что фототоки  $i^P$  и  $i^S$  вначале увеличиваются с ростом  $\Theta$ , проходят через максимумы и только после этого испытывают спадание. Такая особенность угловых зависимостей  $i^P$  и  $i^S$  позволяет считать, что для обеих поляризаций ЛПИ рост  $\Theta$  сопровождается понижением потерь излучения на отражении вследствие интерференционных явлений ЛПИ в достаточно совершенных слоях GaN.

Коэффициент наведенного фотоплетохроизма всех полученных ГС подчиняется квадратичному закону  $R_1 \sim \Theta^2$ . Согласно теоретической оценке величина  $R_1$  при  $\Theta = \text{const}$  определяется в первую очередь показателем преломления во входном окне ГС и при  $\Theta = 75^\circ$  должна достичь 35 %. Выполненные измерения показали, что величина  $R_1$  для исследованных ГС изменялась в пределах от 5 до 20% и в ряде из них испытывала осцилляции, которые согласно [3] могут быть связаны с интерференцией ЛПИ в слоях GaN, что и сопровождается понижением экспериментальной величина  $R_1$  относительно теоретической оценки.

Таким образом, обнаруженный наведенный фотоплетохроизм позволяет применить ГС GaN/Si в качестве широкодиапазонных ( 1.2 – 3.4 эВ ) фотоанализаторов ЛПИ с максимальной азимутальной ФЧ до 10 мА/ ( Вт х град), а проявившаяся чувствительность  $R_1$  к условиям формирования слоев GaN может использоваться для диагностики готовых ГС и развития технологических основ их выращивания.

[1] S. Nakamura. MRS Bulletin ( February, 1997) 29 (1997).

[2] G.A. Martin, B.N. Sverdlov, A. Botchkarev, N. Markoc, D.J. Smith, S.Y. Then, W.N. Thompson, M.H. Nayfez. Mat. Res. Soc. 395,67 (1996).

[3] В.Ю. Рудь, Ю.В. Рудь. ФТП. 31, 245 (1997).

### С.3.9.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ СЛОЕВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Al_xGa_{1-x}N$ , ВЫРАЩЕННЫХ НА САПФИРЕ.

*В.В.Третьяков, А.С.Усиков, А.В.Бобыль, Р.Г.Кютт, В.В.Лундин, Б.В.Пушный,  
Н.М.Шмидт.*

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН  
194021, С.-Петербург, ул. Политехническая, д.26;  
E-mail: V.Tretyakov@pop.ioffe.rssi.ru

При анализе структурного совершенства, оптических и электрических свойств слоев  $Al_xGa_{1-x}N$ , как правило, проводятся соответствующие аналогии со свойствами слоев GaN. К настоящему времени установлено, что структуру эпитаксиальных слоев GaN определяют присутствующие в них двуосные напряжения. Структура слоев GaN может быть представлена мозаичной (колончатой) моделью, характеризуемой эффективными размерами блоков мозаики и распределением деформаций, которые описываются тензором микродисторсии. Такой характер напряжений, по-видимому, должен влиять на особенности роста и свойства  $Al_xGa_{1-x}N$ . В частности, наличие поля упругих напряжений должно приводить к нарушению двумерного характера роста, и следовательно, к диффузии атомов, возникновению пространственных композиционных неоднородностей. Возможно, в таком случае характер композиционных неоднородностей будет определяться как механизмами релаксации напряжений, так и мозаичной структурой слоев. Наличие поля упругих напряжений также должно влиять на характер распределения активной примеси в слое.

Целью настоящей работы является исследование структурных свойств и пространственных неоднородностей слоев  $Al_xGa_{1-x}N$ , выращенных на сапфировых подложках (0001) методом газовой эпитаксии из металлоорганических соединений (МО ГФЭ), и установления взаимосвязи этих свойств с условиями роста.

Процедура роста включала осаждение на сапфировую подложку тонкого буферного слоя (GaN с добавлением Al) толщиной около 300 Å при низкой температуре (~510°C), отжиг буферного слоя с последующим эпитаксиальным ростом слоя GaN или основного  $Al_xGa_{1-x}N$  при высокой температуре (~1040°C) [1]. Характерные толщины эпитаксиальных слоев находились в пределах ~ 4 мкм соответственно. Полученные структуры были зеркально-гладкими и состояли из следующего набора слоев:

- структура А303 – слой GaN толщиной 0.5 мкм, слой AlGaN 4,5 мкм;
- структура А436 – слой GaN толщиной 3.5 мкм и слой AlGaN 0.5 мкм;
- структура А505 – слой AlGaN 4 мкм, легированный кремнием.

Слой  $Al_xGa_{1-x}N$  в структурах А303 и А436 выращивался при неизменных условиях, структура А505 - при увеличенном отношении в газовой фазе ТМА/(ТМА+ТМГ) в первые 25 минут роста и с предварительной нитридизацией поверхности подложки в потоке аммиака при температуре ~1040 С.

Исследование пространственной неоднородности проводилось методами микрокатодолюминесценции (МКЛ) и рентгеновского микроанализа (РСМА) с помощью микроанализатора Camebax как по поверхности пленок, так и по косому шлифу типа “шар-шлиф”. Рентгенодифракционные (РДА) измерения осуществлялись

на трехкристальном дифрактометре. на CuK $\alpha$ -излучении. Вольт- емкостные (C-V) измерения проводились с помощью ртутного зонда диаметром  $\sim 600\mu\text{м}$ .

Проведенные исследование показали, что слои Al $_x$ Ga $_{1-x}$ N, полученные в различных режимах роста обладают разным структурным совершенством и свойствами. В частности, можно утверждать, что слои Al $_x$ Ga $_{1-x}$ N полученные на подслое GaN, наследуют его микроструктуру. Также установлено, что в начальный момент роста слои Al $_x$ Ga $_{1-x}$ N характеризуются меньшим вхождением Al в твердый раствор с постепенным повышением его содержания к поверхности слоя, соответствующему постоянному потоку исходных компонент в газовой фазе. Подобный характер распределения Al по толщине толстых (более 0.5 мкм) Al $_x$ Ga $_{1-x}$ N слоев, выращенных в неизменных режимах роста, был продемонстрирован нами ранее. Этот эффект наблюдался в слоях Al $_x$ Ga $_{1-x}$ N, выращенных как непосредственно на низкотемпературном буферном слое, так и эпитаксиальных слоях GaN. Такое поведение подобно эффекту затягивания состава, ранее наблюдавшемуся в эпитаксиальных слоях InGaN, и также известному при получении эпитаксиальных слоев A $^3$ B $^5$ . Этот эффект связывался с наличием напряжений в растущем слое. Наши эксперименты показали, что увеличение на начальном этапе роста слоя Al $_x$ Ga $_{1-x}$ N отношения TMA/(TMГ+TMA) в газовой фазе за счет уменьшения потока TMГ с проведенной предварительно нитридизацией подложки, позволяет увеличить вхождение Al в слой с одновременным уменьшением напряжений в слое (A505). Следует заметить, что скорость роста эпитаксиальных слоев GaN, как показали эксперименты, находилась в линейной зависимости от потока TMГ. В связи с этим можно полагать, что скорость роста слоев твердого раствора Al $_x$ Ga $_{1-x}$ N с малым содержанием алюминия ( $x < 0.35$ ) также определяется потоком TMГ. Таким образом, уменьшение скорости роста слоя Al $_x$ Ga $_{1-x}$ N на начальном этапе за счет увеличения отношения TMA/(TMГ+TMA) в газовой фазе способствовало увеличению вхождения Al в слой и уменьшению в нем напряжений. В наибольшей степени этот эффект проявляется при росте слоя непосредственно на сапфировой подложке с низкотемпературным AlGa $_x$ N буфером. При этом сапфировая подложка перед ростом подвергается нитридизации. Данная процедура позволила вырастить слой с однородным распределением Al по толщине при неоднородном на первых 0.5 мкм распределением. Дальнейшее улучшение однородности распределения Al в слое может быть также связано с оптимизацией ростовых условий и в настоящее время исследуется.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 98-02-18109).

Литература.

1. W.V. Lundin, A.S. Usikov, B.V. Pushniy, U.I. Ushakov, M. Stepanov, N.M. Shmidt, A.V. Sakharov, Yu.M. Zadiranov, S.M. Sutorin, V. Busov, Proceedings of the 7<sup>th</sup> International Conference on Silicon Carbide, III-nitrides and Related Materials -97, Stockholm, Sweden, August 31 - September 5, 1997, part 2, p. 1125-1128.
2. W.V. Lundin, A.S. Usikov, B.V. Pushnyi, U.I. Ushakov, M. Stepanov, N.M. Shmidt, T.V. Shubina, A.V. Sakharov, N.N. Faleev, V.A. Solov'ev, A.A. Sitnikova, Yu. Kudriavtsev, B.Ya. Ber, Yu.M. Zadiranov, Proceedings of the 7<sup>th</sup> International Conference on Silicon Carbide, III-nitrides and Related Materials -97, Stockholm, Sweden, August 31 - September 5, 1997, part 2, p. 1315-1318.

### С.3.10. ОПРЕДЕЛЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА В НИТРИДЕ ГАЛЛИЯ.

Ю.А.Буренков, В.И.Николаев  
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе, РАН,  
194021 С.-Петербург, Политехническая, 26  
e-mail: [nikolaev.v@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:nikolaev.v@pop.ioffe.rssi.ru)

В работе изучались упругих свойств нитрида галлия путем прямых акустических измерений. Модуль Юнга  $E$  определялся резонансным методом при электрическом возбуждении либо продольных, либо изгибных колебаний в образце. Величина  $E$  вычислялась на основании данных о резонансной частоте  $f$ . Пример акустического спектра приведен на рис.1. В случае продольных колебаний

$$E=4dl^2f^2n^{-2}, \quad (1)$$

где  $l$  – длина образца,  $n$  – номер возбуждаемой гармоники, при изгибных колебаниях использовалось выражение

$$E=48\pi^2 l^4 d f^2 / \alpha^2 h^2, \quad (2)$$

где  $h$ - толщина пластины,  $\alpha=1.8751$ . Величина плотности определялась гидростатическим взвешиванием при комнатной температуре и оказалась равной  $d=6.074 \text{ g/cm}^3$ . Детальное описание установки и процедуры измерения  $f$  приведены в [1]. Образцы вырезались из большого поликристалла нитрида галлия, выращенного в процессе газотранспортной эпитаксии. Они представляли собой поликристаллический, темного цвета монолит без трещин с крупнозернистой структурой. Размеры образцов достигали  $3 \times 3 \times 12 \text{ мм}^3$ , что и позволяло использовать классические методы исследования. Рентгеновские измерения показали, что образец имеет текстуру в направлении перпендикулярном боковой поверхности и по полуширине линий не слишком сильно уступает монокристаллическим эпитакиальным слоям. Определение микротвердости по Виккерсу дало значение 13 GPa, что характерно для кристаллов GaN [2].

Авторы признательны Ю.В.Жилиеву за предоставленные образцы

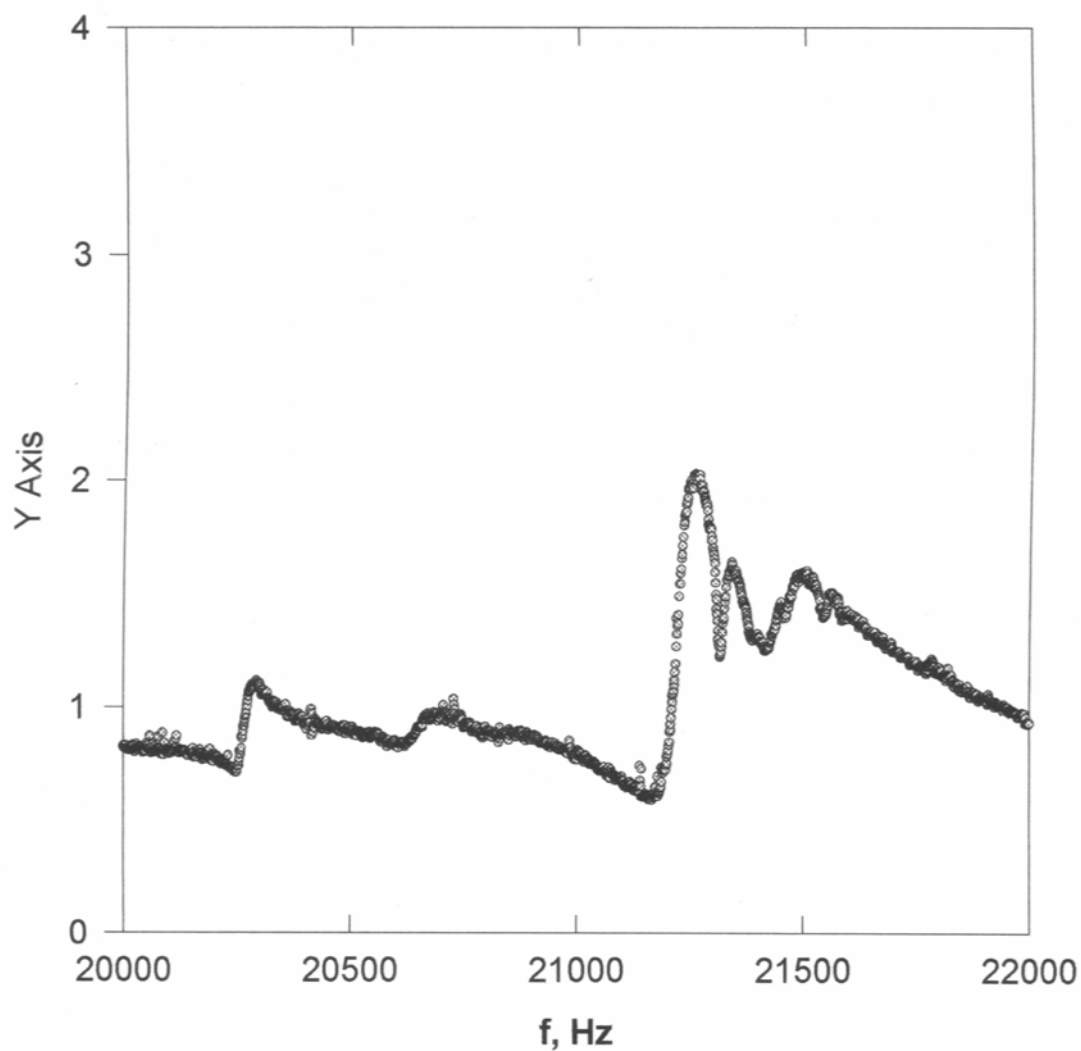


Рис.1. Спектр изгибных колебаний в GaN при T=290К.

[1] Ю.А.Буренков, С.П.Никаноров, А.В.Степанов // Изв.АН СССР Сер. Физ.1971. Т.35. N3. С525

[2] Николаев В.И., Шпейзман В.В., Смирнов Б.И. Материалы Второго Всероссийского Совецания "Нитрид галлия, алюминия и индия. Структуры и приборы", Санкт-Петербург 2 июня 1998, Изд. СПбГТУ 1998, С.32

4.1.  
**ЛАЗЕРНАЯ ГЕНЕРАЦИЯ В ВЕРТИКАЛЬНОМ НАПРАВЛЕНИИ ПРИ  
ОПТИЧЕСКОЙ НАКАЧКЕ В КВАНТОВОРАЗМЕРНЫХ InGaN/GaN  
ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ**

***А.В. Сахаров, В.В. Лундин, И.Л. Крестников, В.А. Семенов, А.С. Усигов,  
А.Ф. Цацульников, М.В. Байдакова, Ю.Г. Мусихин, И.П. Сошников<sup>а</sup>, Н.Н. Леденцов<sup>б</sup>  
<sup>1</sup>, Ж.И. Алферов, А. Hoffmann<sup>б</sup> and D. Bimberg<sup>б</sup>***

Физико-Технический Институт им.А.Ф.Иоффе РАН, 194021 С.-Петербург, ул.

Политехническая 26,

E-mail val@beam.ioffe.rssi.ru

<sup>а</sup> Universitaet Karlsruhe, 76128 Karlsruhe Germany

<sup>б</sup> Institut fuer Festkoerperphysik, Technische Universitaet Berlin, Hardenbergstr. 36, 10623  
Berlin, Germany

В последние несколько лет ведутся интенсивные исследования структур на основе нитридов III группы, связанные с получением светодиодов и лазеров работающих в ближней ультрафиолетовой, синей и зеленой областях спектра [1]. На данный момент уже получены инжекционные лазеры со сроком службы 10000 ч. и лазеры с мощностью 400 мВт.

В данной работе мы исследовали структурные и оптические свойства структур с одним или несколькими тонкими внедрениями InGaN в качестве материала активной области.

Структуры были выращены методом газофазной эпитаксии из металорганических соединений на подложках из сапфира с ориентацией (0001). В качестве газа-носителя использовался водород (при росте GaN) или аргон (при росте InGaN/GaN), в качестве источника элементов III группы - триметилгаллий (ТМГ) и триметилиндий (ТМИ), в качестве источника азота - аммиак. В качестве буферного слоя использовался низкотемпературный AlGaIn [2]. Тонкие внедрения InGaN формировались изменением температуры подложки при постоянных потоках ТМИ и ТМГ. Такой метод формирования квантовых ям является наиболее удобным, так как при низких скоростях роста (в данном случае ~0.1 нм/сек) вхождение индия сильно зависит от температуры.

Структурные свойства полученных образцов были исследованы методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии. Для многослойных структур сочетание этих методов позволило одновременно определить толщину InGaN внедрения и расстояние между ними которые изменяются в диапазоне 2 - 4 нм и 9-12 нм, соответственно. При этом длина волны излучения изменялась в диапазоне 380-490 нм. Данные просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения показали наличие неоднородного распределения In с характерным масштабом 10 нм.

Рядом авторов ранее также было показано формирование наноразмерных объектов как при осаждении тонких слоев InGaN высокого состава [3], так и при спинодальном распаде толстых слоев InGaN [4].

На Рис.1 представлены низкотемпературные спектры фотолюминесценции (ФЛ) при низкой и высокой плотности накачки и спектр оптического пропускания для структуры с 12 внедрениями InGaN. Следует отметить что максимум ФЛ расположен существенно ниже по энергии чем особенность в спектре пропускания связанная с InGaN внедрениями. Эта особенность а также температурная зависимость интенсивности и положения пика ФЛ подтверждают образование структур с трехмерной локализацией носителей (квантовых точек).

Для этой структуры было получено стимулированное излучения в горизонтальном направлении и лазерная генерация в вертикальном направлении ( $\lambda=400$  нм) при температурах до 200 К для структуры не содержащей высокоотражающих зеркал. Факт лазерной генерации подтверждается наличием мод резонатора Фабри-Перо, образованного поверхностями раздела GaN/воздух и GaN/сапфир и пороговым сверхлинейным ростом интенсивности одной моды с увеличением накачки.

При увеличении накачки наблюдается коротковолновый сдвиг мод резонатора, что обусловлено изменением показателя преломления в активной области. Наибольший сдвиг наблюдается для самой коротковолновой моды (Рис.2), в то время как длинноволновые моды практически не сдвигаются. Данный эффект может быть описан соотношениями Крамерса-Кронига, а его большая величина (2.6 нм) обусловлена гигантским изменением коэффициента поглощения (усиления) в активной области.

При температурах до 120К пороговая плотность накачки меняется незначительно, и характеристическая температура ( $T_0$ ) составляет 480 К. При более высоких температурах пороговая плотность накачки возрастает ( $T_0=70$  К), что может быть связано как с термическим выбросом носителей из КТ, сопровождаемым их утечкой в матрицу GaN и безызлучательной рекомбинацией, так и с изменением времени излучательной рекомбинации с температурой. Такой характер зависимости характерен для лазеров на основе структур с квантовыми точками (КТ).



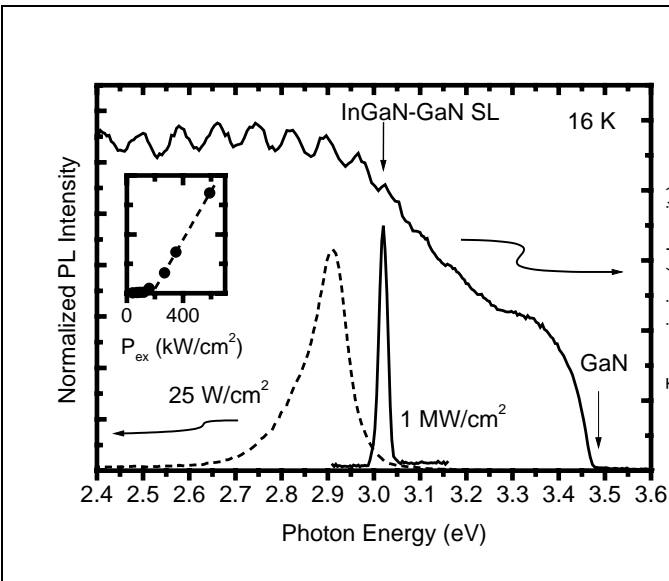


Рис.1 Спектры фотолюминесценции низкой и высокой плотности накачки спектр оптического пропускания структуры с 12 внедрениями InGaN вставке показана зависимость интенсивности ФЛ от плотности накачки. Температура 16 К.

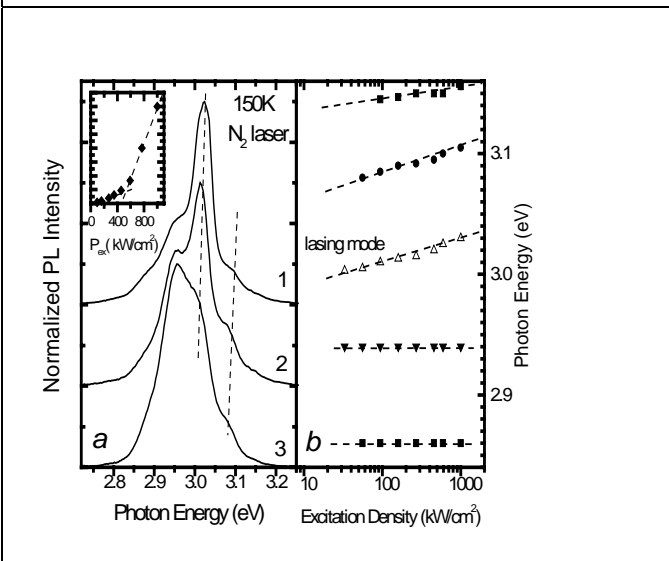


Рис.2 Спектры ФЛ при различных плотностях накачки при температуре 150 К (а) 1 – 1 МВт/см<sup>2</sup>, 2 – 0.59 МВт/см<sup>2</sup>, 0.16 МВт/см<sup>2</sup> (На вставке показана зависимость интенсивности ФЛ от плотности накачки.), и зависимость положения мод резонатора от плотности накачки (b).

- <sup>1</sup>S. Nakamura, M. Senoh, S. Nagahama, N. Iwasa, T. Yamada, T. Matsushita, H. Kiyoku, Y. Sugimoto, T. Kozaki, H. Umemoto, M. Sano, and K. Chocho, Appl. Phys. Lett. **72**, 2014 (1998)
- <sup>2</sup>J. Christen, T. Hempel, F. Bertram, N.N. Ledentsov, D. Bimberg, A.V. Sakharov, M.V. Maximov, A.S. Usikov, W.V. Lundin, B.V. Pushnyi, Zh.I. Alferov, Physica E **2**, 557 (1998)
- <sup>3</sup>K. Tachibana, T. Someya, Y. Arakawa, Appl. Phys. Lett. **74**, 383 (1999).
- <sup>4</sup>S. Nakamura, M. Senoh, S. Nagahama, N. Iwasa, T. Yamada, T. Matsushita, Y. Sugimoto, and H. Kiyoku, Appl. Phys. Lett. **70**, 2753 (1997).
- <sup>5</sup>I.L.Krestnikov et al Phys.Rev.B (in print) (1999)

## 4.2.

### РЭМ-ДИАГНОСТИКА МОРФОЛОГИЧЕСКИХ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ СВОЙСТВ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ДЛЯ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ.

*Е.Н.Мохов\**, *А.А.Вольфсон\**, *Г.В.Сапарин\*\**, *С.К.Обыден\*\**, *П.В.Иванников\*\**,  
*J.Freitas Jr.\*\*\**.

\*) ФТИ им. А.Ф.Иоффе, 194021, Санкт-Петербург. E-mail: <mailto:mokhov@mail.line.ru>

\*\*\*) МГУ им. М.В.Ломоносова, физ. фак-т, 119899 Москва. E-mail: [SAPARIN@mics.msu.su](mailto:SAPARIN@mics.msu.su)  
<http://semlab.mics.msu.su> ; \*\*\*) Naval Res. Lab., Washington DC, 20375, USA

Проводились исследования морфологических и оптических свойств эпитаксиальных пленок нитрида галлия, осажденных из металлоорганической газовой фазы (MOVPE-технология) на подложку GaN/AlN/6H-SiC, а также образцов, полученных сублимационным сэндвич-методом на подложке из карбида кремния и сапфира. Анализ производился с помощью растрового электронного микроскопа, оснащенного катодолюминесцентной приставкой и детектором обратноотраженных электронов, рамановских спектров рассеяния, с использованием линии в 514 нм Ar-лазера, и спектров, полученных при низкотемпературной фотолюминесценции, возбуждаемой линией 325 нм HeCd-лазера [1-3].

Образцы, полученные с помощью первой технологии, представляли собой GaN пленки толщиной 1,5 - 2 мкм, осажденные на 100 мкм буферный слой из AlN на подложке из 6H-SiC (0001). Далее эти поверхности покрывались 100 нм слоем SiO<sub>2</sub>, на котором литографическим способом и стандартным травлением формировались окна шириной в 3 и 5 мкм с расстоянием между ними от 3 до 40 мкм. Затем образец вновь помещался в реактор, и в этих окнах проводилось окончательное выращивание на подложке полоскообразных структур с прямоугольным и трапецеидальным сечением за счет вертикального и латерального роста.

Информация, выявленная из рамановских спектров, полученных с пространственным разрешением около 1 мкм, снятых с отдельных полосок как на сечениях, так и на поверхности, отмечает, что в этих областях уменьшаются биаксиальные напряжения, а также концентрация структурных дефектов в местах латерального роста.

Низкотемпературная фотолюминесценция в интервале температур от 6К до 50К с пространственным разрешением, определяемом диаметром лазерного пучка в интервале от 20 до 60 мкм, обнаружила дополнительную люминесцентную эмиссию на 3.263 эВ, которая связывается с рекомбинацией на мелких донорах и акцепторных дефектах.

Для изучения пространственного распределения излучающих дефектов были использованы данные катодолюминесцентной электронной микроскопии. Отмечено, что неоптимизированный рост структур (скорость роста не регулируется и большое расстояние между окнами) приводит к гомоэпитаксиальным слоям трапецеидального сечения. Быстрый вертикальный рост для структур приводит к появлению высокой плотности дефектов, люминесцирующих в желтой области спектра. Однако синяя эмиссия наблюдается в латеральных структурах, имеющих треугольную форму

сечения. Для полосовых структур, возникших при регулируемом вертикальном росте (латеральная структура имеет прямоугольную форму) на вершине полос интенсивность желтой эмиссии резко падает и превалирует синяя полоса в излучении. Детальные низкотемпературные исследования краевой эмиссии из гомоэпитаксиальных слоев GaN предполагают связь новой полосы с донором Si и существенной ролью присутствующего O.

Сублимационная методика выращивания GaN применяется для формирования слоев со скоростью около 1 мм/час в интервале температур 1000 - 1300<sup>0</sup> С. Католюминесцентная растровая микроскопия позволяет исследовать качество получаемого материала в зависимости от вариации технологических условий выращивания. Были исследованы поверхности и сколы 25 образцов, выращенных сублимационной методикой на подложках из карбида кремния и сапфира. Неоднородность люминесценции по поверхности характеризует качество материала. К типичным неоднородностям можно отнести полосчатые структуры, локальные включения и пятна различной формы. Наиболее часто выявлялись морфологические дефекты поверхности. Использование сигналов католюминесценции и обратно отраженных электронов позволило идентифицировать места световой эмиссии. Так, основная поверхность гексагональных зерен пленки имеют синее свечение а трещины вдоль их периферии дают желтую эмиссию. На сколах структур, сформированных как на карбиде кремния, так и на сапфире, наблюдаются нитевидные области, люминесцирующие в синей части спектра, проникающие нормально к поверхности через весь образец. Поскольку эти неоднородности проявлялись и в условиях фиксированной концентрации примеси, можно полагать, что причиной их появления могут быть локальные стехиометрические изменения, плотность дислокаций и т.д.

1. Мохов Е.Н., Сапарин Г.В., Роенков А.Д., Обыден С.К., Ахмедов Б.А., Известия Академии Наук, серия физическая, Т.57, № 8, стр. 51-55, 1993
2. E.N.Mokhov, A.D.Roenkov, G.V.Saparin, S.K.Obyden, P.V.Ivannikov, J.Freitas, *Canning*, V.19, #3, p.191-192,1997
3. J.Freitas, O-Hyun Nam, R.Davis, G.V.Saparin, S.K.Obyden, *Applied Physics Letters*, V.72,# 23, p.2990-2992, 1998.

### 4.3. КАТОДОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР InGaN/GaN ДЛЯ СВЕТОДИОДОВ

**О.Н. Ермаков, Г.А. Александрова**

АО НПП “Сапфир”, Москва, 105318, Щербаковская ул., 53

**М.В. Чукичев**

МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, 119899, Воробьевы горы

Представлены результаты исследования спектров катодолюминесценции (КЛ) твёрдых растворов InGaN, являющихся перспективным материалом для разработки сверхярких светодиодов сине-зелёного диапазона спектра.

Эпитаксиальные гетероструктуры InGaN с эффективной люминесценцией в диапазоне от УФ - до сине-зелёной области спектра получали на подложках сапфира (0001) методом эпитаксии из металло-органических соединений на установке “Epiquip”.

Установлено, что в спектрах КЛ InGaN с малым содержанием In при  $T = 300$  К доминирует резкая краевая полоса ( $\lambda = 375$  нм), при этом с ростом содержания In до  $x = 0,13$  она смещается в фиолетовую область спектра, существенно уширяется и приобретает слабо выраженную структуру.

Спектры КЛ InGaN с малым содержанием In при  $T = 79$  К близки к спектрам КЛ GaN и содержат полосы рекомбинации свободных экситонов, связанных экситонов и донорно-акцепторной рекомбинации.

Установлено, что увеличение содержания In в твёрдых растворах InGaN сопровождается размытием тонкой структуры спектров низкотемпературной КЛ с формированием уширенных полос со слабо выраженной структурой.

Возрастание толщины эпитаксиальных слоёв InGaN приводит к уменьшению полуширины полосы люминесценции и существенному росту крутизны её коротковолнового склона.

Экспериментально наблюдаемый характер спектров КЛ InGaN приписывается суперпозиции как собственного, так и примесного каналов излучательной рекомбинации, а также проявлению многократных отражений в микрорезонаторе.

Обсуждаются причины, приводящие к существенному уширению спектров краевой полосы люминесценции InGaN по сравнению с GaN.

С использованием сравнения с полученными ранее данными по КЛ других твёрдых растворов, в частности InGaP, делается вывод о том, что уширение спектров КЛ InGaN может быть обусловлено влиянием эффектов статистического беспорядка на излучательную рекомбинацию с участием локализованных экситонов.

Предполагается, что дальнейшая оптимизация условий синтеза с использованием метода эпитаксии из металло-органических соединений и уменьшение уровня фоновых примесей могут позволить добиться существенного улучшения монохроматичности люминесценции структур InGaN.

#### 4.4. РАМАНОВСКИЕ СПЕКТРЫ И ДИНАМИКА РЕШЕТКИ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО InN

***В.Ю.Давыдов, А.А.Клочихин, И.Н.Гончарук, А.Н.Смирнов, В.В.Мамутин,  
В.А.Векшин, С.В.Иванов***

Физико-Технический институт им. А.Ф. Иоффе, С-Петербург, 194021, Россия  
*valery.davydov@pop.ioffe.rssi.ru*

***М.Б.Смирнов***

Институт Химии Силикатов, С-Петербург, 199155, Россия

***И.А.Аброян, А.И.Титов, В.Д.Петриков,***

С-Петербургский Государственный Технический Университет, С-Петербург, 195251, Россия

Фононный спектр является одной из важнейших физических характеристик вещества, поскольку определяет многие его тепловые и оптические свойства. В то же время сведения о динамике кристаллической решетки InN практически полностью отсутствуют. Главным образом это связано с отсутствием высококачественных образцов InN.

Мы приводим результаты детального анализа рамановских спектров первого и второго порядков, которые были измерены на образцах гексагонального InN. Исходно нелегированные, а также легированные Mg слои InN толщиной 0.1-0.7 мкм были выращены методом молекулярно-пучковой эпитаксии на подложках сапфира ориентации (0001) и (1012) [1]. Все исследованные образцы представляли собой вырожденные полупроводники с электронным типом проводимости. Нелегированные слои InN имели концентрацию носителей порядка  $2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$  и подвижность  $600 \text{ см}^2/\text{Вс}$ . В образцах легированных Mg концентрация носителей составляла  $1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ , а их подвижность  $150 \text{ см}^2/\text{Вс}$ .

Рамановские измерения были выполнены при комнатной и криогенных температурах с использованием энергий возбуждения в диапазоне 1.83-2.54 эВ. Исследование поляризованных спектров первого порядка выявило полное согласие с правилами отбора для вюртцитной структуры, что указывает на высокое качество изученных слоев. Впервые были наблюдаемы и идентифицированы все шесть оптических мод, которые разрешены правилами отбора в рамановских спектрах гексагонального InN:  $E_2(\text{нижняя})=87 \text{ см}^{-1}$ ,  $A_1(\text{TO})=447 \text{ см}^{-1}$ ,  $E_1(\text{TO})=475 \text{ см}^{-1}$ ,  $E_2(\text{верхняя})=488 \text{ см}^{-1}$ ,  $A_1(\text{LO})=585 \text{ см}^{-1}$  и  $E_1(\text{LO})=593 \text{ см}^{-1}$  (см. Рис.1).

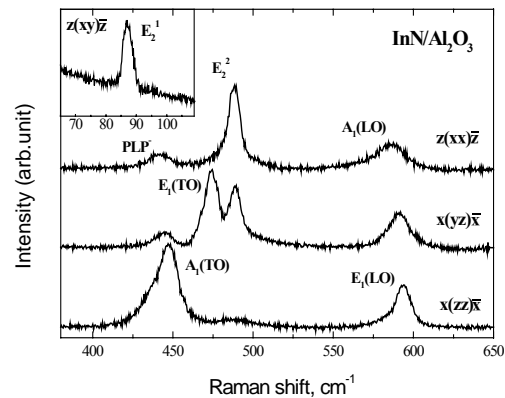


Рис.1 Поляризованные рамановские спектры гексагонального InN.

Была обнаружена и детально исследована трансформация Рамановского спектра в области разрешенного  $A_1(LO)$  фонона, наблюдаемая при введении акцепторных примесей в InN. Полученные результаты объяснены нарушением правил отбора вследствие присутствия примесей, что ведет к возникновению однофононного рассеяния на запрещенных  $E_1(LO)$  колебаниях, взаимодействующих с возбуждениями электронной плазмы.

С целью получения информации о поведении фононов по всей зоне Бриллюэна были изучены рамановские спектры второго порядка. Исследованный спектральный интервал включал в себя обертона и составные тона как оптических, так и акустических фононов. Часть образцов была подвергнута облучению ионами  $N^+$  с энергией 30 кэВ и  $H^+$  с энергией 150 кэВ. Спектры таких образцов позволили получить информацию об энергиях акустических фононов на границе зоны Бриллюэна. Из рамановских спектров облученных образцов были получены также данные о частотах мод симметрии  $B_2$ , которые являются запрещенными как в ИК, так и в рамановском рассеянии:  $B_2(\text{нижняя})=220 \text{ см}^{-1}$  и  $B_2(\text{верхняя})=565 \text{ см}^{-1}$ .

Впервые выполнен расчет фононных дисперсионных кривых и функции плотности состояний (ФПС) в гексагональном InN по всей зоне Бриллюэна (см. Рис.2). Для расчета динамики решетки InN была применена феноменологическая модель, основанная на использовании парных короткодействующих межатомных потенциалов и кулоновского потенциала в приближении жестких ионов [2]. Заряды ионов выбирались таким образом, чтобы воспроизвести величину наблюдаемого LO-TO расщепления. Короткодействующие потенциалы учитывали межатомные взаимодействия вплоть до второй координационной сферы. Параметры потенциала определялись путем подгонки фононных частот в центре и на границе зоны Бриллюэна к их экспериментальным значениям, полученным из рамановских данных. Хорошее согласие между расчетной ФПС и экспериментальной ФПС, которая была восстановлена из рамановских спектров образцов имплантированных  $N^+$  и  $H^+$ , говорит о надежности полученных данных о динамике кристаллической решетки гексагонального InN.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (проекты No. 99-02-18318 и No. 99-02-17103).

1. V.V.Mamutin, V.N.Zhmerik, T.V.Shubina, A.A.Toropov, A.V.Lebedev, V.A.Vekshin, S.V.Ivanov, and P.S.Kop'ev, Tech.Phys.Lett. 24, 467 (1998).
2. V.Yu.Davydov, Yu.E.Kitaev, I.N.Goncharuk, A.N.Smirnov, J.Graul, O.Semchinova, D.Uffmann, M.B.Smirnov, A.P.Mirgorodsky, and R.A.Evarestov, Phys.Rev.B 58, 12899 (1998).

Рис.2 Рассчитанные дисперсионные кривые фононов и ФПС для гексагонального InN. Экспериментальные данные показаны темными квадратами.

## 4.5. РЕНТГЕНОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК НИТРИДА АЛЮМИНИЯ

*Б.П.Захарченя, Б.Р.Намозов, М.П.Коробков\*, Э.М.Шер*

Физико-Технический Институт им. А.Ф.Иоффе РАН

\* Санкт-Петербургский Государственный Технический Университет

Ранне нами сообщалось [1] о первоначальных результатах оптических исследований тонких слоев нитрида алюминия (AlN) в видимом и УФ спектральном диапазоне. В данной работе исследовались тонкие слои AlN, выращенные на подложках карбида кремния и сапфира, а также объемные образцы керамического нитрида алюминия. Пленки AlN на подложках из SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> получены магнетронным распылением керамического нитрида алюминия в аргоново-азотной атмосфере. Образцы были однородны по толщине и имели зеркально-гладкую поверхность. Исследования малоуглового рентгеновского рассеяния показали хорошо сформированную структуру слоев нитрида алюминия [2]

На Рисунке 1 приведены спектры рентгенолюминесценции некоторых образцов AlN при комнатной температуре. Независимо от типа материала во всех спектрах наблюдается широкая полоса люминесценции в УФ области спектра с длительным (~1 сек) временем затухания. Данное свечение может быть обусловлено рекомбинацией электронно-дырочных пар с донорных и акцепторных ловушек, образуемых собственными дефектами и неконтролируемыми примесями.

В керамическом AlN свечение сосредоточено в области 4 эВ, в пленках выращенных на сапфировой подложке -4.5 эВ. В слоях AlN выращенных на подложке SiC наблюдаемая люминесценция наиболее коротковолновая -5.5 эВ. По нашему мнению, коротковолновый сдвиг пика люминесценции адекватно характеризует структурное совершенство материала, что согласуется с данными рентгеноструктурного анализа [2].

[1] Б.П.Захарченя, Б.Р.Намозов, М.П.Коробков, Э.М.Шер «Нитриды галлия, алюминия и индия : структуры и приборы», Материалы 2го Всероссийского совещания, УФ люминесценция нитрида алюминия, с. 49-50

[2] М.Е.Бойко, Э.М.Шер, в данном сборнике

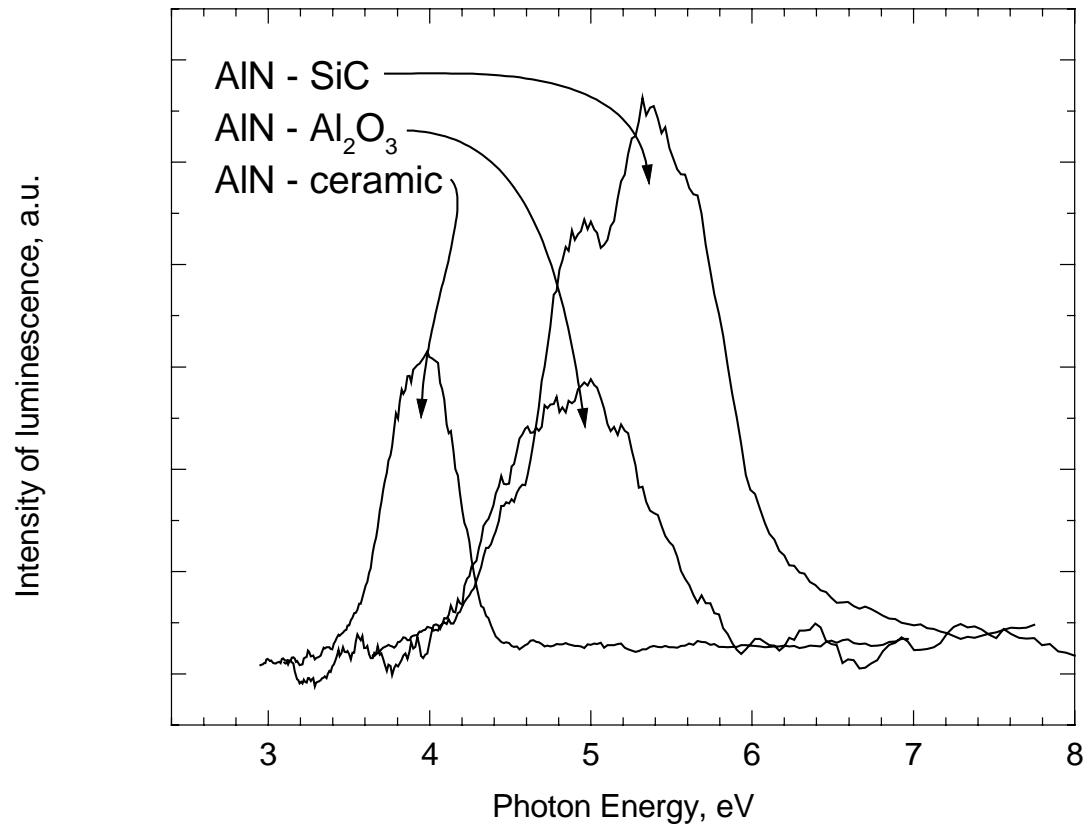


Рисунок 1



#### С.4.6. ПОЛЯРИЗОВАННАЯ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ НИТРИДА ГАЛЛИЯ

*А.Г.Дрижук, А.Д.Шагалов, М.Д.Шагалов, С.В.Шестериков.*

Вологодский государственный технический университет  
160008, Вологда, ул. Ленина 15, ВоГТУ.

Газофазный метод получения GaN в хлоридной системе (HVPE) на сапфировых подложках ориентации (101 $\bar{2}$ ) при одновременном легировании Zn и O представляет интерес тем, что позволяет изготовить светоизлучающие структуры с голубой поляризованной электролюминесценцией [1]. Успехи, достигнутые в последнее время в технологии эпитаксиального выращивания GaN, позволяют надеяться на промышленное освоение и таких структур.

Исследованные структуры выращены HVPE методом на сапфировых подложках ориентации (101 $\bar{2}$ ), диаметром ~25 мм. Осаждение GaN проводилось при температуре ~900÷1000°C. Средняя скорость роста составляла 20 мкм./час. Толщина не легированного n-слоя (вместе с буферным слоем) составляла 15÷20 мкм. На нелегированный слой GaN наращивался слой GaN(Zn-O) толщиной 0,4÷1 мкм. Давление паров цинка в зоне роста задавалось температурой источника цинка ( $T_{Zn}=520\div600K$ ).

Особенностью легирования слоев являлось то, что в зоне осаждения осуществлялось взаимодействие Zn с парами H<sub>2</sub>O, которые поставлялись вместе с NH<sub>3</sub>. Содержание H<sub>2</sub>O в NH<sub>3</sub> составляло ~10<sup>-4</sup> объемных %. Скорость роста легированного слоя задавалась расходом GaCl и равнялась 7÷10 мкм./час.

Термодинамический анализ показал, что условия выращивания легированного слоя способствуют росту поверхностной концентрации Zn находящегося преимущественно в виде Zn-O. Подтверждением этого является наличие в спектрах инфракрасного отражения структур полосы остаточных лучей 20÷30 мкм характерной для ZnO.

Для структур, выращенных таким образом, характерна полоса люминесценции, имеющая при T=300K максимум интенсивности  $h\nu_{max}\sim 2,55\text{эВ}$  и полуширину  $\Delta h\nu_{0,5max}\sim 0,3\text{эВ}$ . Ее характерное отличие от других полос люминесценции GaN(Zn) является высокая степень линейной поляризации ( $P\approx 60\%$ ) а также наличие в спектре возбуждения ее двух максимумов с  $h\nu_{max}\sim 2,8\text{эВ}$  и  $h\nu_{max}\sim 3,2\text{эВ}$ . Причем интенсивность первого в 2÷3 раза выше интенсивности второго. Данную полосу поляризованной люминесценции (ППЛ) связывают с переходами между уровнями цинко-кислородного комплекса [2]. Однако большая полуширина ее спектра ставит под сомнение элементарность данной полосы.

Проведенные исследования подтверждают сложный состав ППЛ. Так анализ формы и температурного поведения ППЛ GaN(Zn-O) показывает, что она состоит из множества элементарных полос, которые не поддаются отчетливому разрешению. При этом степень поляризации люминесценции изменяется вдоль спектра, увеличиваясь с частотой, и имеет постоянное значение лишь на коротковолновом крыле спектра. При возбуждении узкими линиями из полосы возбуждения с  $\hbar\omega_{max}\sim 2,8\text{эВ}$  обнаружено, что с ростом частоты возбуждающего излучения происходит смещение положения максимума люминесценции от 2,35 эВ. до 2,55 эВ. Одновременно наблюдается

уширение спектра и увеличения степени поляризации люминесценции от 20% до 60%. Причем интенсивность люминесценции зависит от ориентации плоскости поляризации возбуждающего света относительно гексагональной оси кристалла. При возбуждении узкими линиями из области второго максимума изменение поляризационных характеристик люминесценции не наблюдалось.

На элементарность ППЛ показывает так же наблюдаемое в ряде образцов при изменении температуры от 300К до 77К. уменьшение степени поляризации люминесценции до нуля с дальнейшим ее увеличением до 20% с новым азимутом плоскости поляризации повернутым на 90°. При этом происходит уширение спектра в 1,5-2 раза и смещение  $\hbar\omega_{\max}$  на 0,2эВ. в коротковолновую область. В большинстве же образцов с ростом температуры от 77К до 400К наблюдается рост степени поляризации на 5÷10%.

В области температур ( $T \geq 520\text{К}$ ) степень поляризации люминесценции с ростом температуры убывает и при  $T \sim 600\text{К}$  исчезает совсем, хотя фото- и электролюминесценция (ЭЛ) наблюдается вплоть до  $T \sim 800\text{К}$ . Максимум эффективности поляризованной ЭЛ достигается при  $T \sim 350 \div 380\text{К}$ . При  $T > 520\text{К}$  наблюдаются изменения некоторых характеристик структур. Так существенной особенностью кинетики поляризованной ЭЛ структур является асимметричность спада и нарастания интенсивности излучения. Нарастание излучения могло быть описано постоянной времени  $t \geq 5 \cdot 10^{-6}\text{с}$ , а спад  $t \leq 10^{-7}\text{с}$ . Причем постоянная времени нарастания электролюминесценции зависит от скважности импульсов возбуждающего напряжения и не повторяет кинетику нарастания тока в структуре. При  $T \geq 600\text{К}$ . кинетика ЭЛ описывается одной постоянной времени  $t \leq 10^{-7}\text{с}$ . В спектре возбуждения люминесценции при этих температурах отсутствует полоса с  $\hbar\omega_{\max} \sim 2,8\text{эВ}$ . Происходит изменение и некоторых фотоэлектрических свойств структур.

Вышеприведенные результаты показывают, что энергетические зазоры между уровнями анизотропных центров (АЦ) ответственных за ППЛ в GaN, распределены в интервале энергий  $\sim 2,2 \div 2,8\text{эВ}$ . Эти результаты находятся в соответствии с данными работы [3], в которой исследованиями фотоёмкости структур установили, что в запрещенной зоне GaN(Zn,O) глубокие уровни непрерывно распределены в интервале энергий 0,9-1,5 эВ. выше потолка валентной зоны. Полученные результаты показывают также, что АЦ могут иметь различную ориентацию в кристаллической решетке GaN и различную температурную зависимость характеристик люминесценции связанной с этими центрами. Эти выводы подтверждает также анализ спектральных и поляризационных характеристик люминесценции. Обсуждаются некоторые возможные модели АЦ ответственных за поляризованную люминесценцию в GaN.

#### Литература

- [1] М.Д.Шагалов, А.Г.Дрижук. Письма в ЖЭТФ, 30, N1, 116 (1979)
- [2] А.Г.Дрижук, М.Д.Шагалов. Оптика и спектроскопия. 61, N5, 1034, (1986)
- [3] Д.С.Гурджиев, В.В.Зориков, В.М.Михелашвили и др. Сообщения АН Грузинской ССР, 119, 89 (1985)

### С.4.7.

## ИЗЛУЧАТЕЛЬНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ-НИТРИДАХ.

*А.Л.Оружейников, А.В.Дмитриев*

Физический факультет МГУ  
119899, Москва, E-Mail:dmitriev@lt.phys.msu.su

На основании имеющихся экспериментальных данных о величине фундаментального поглощения в GaN, InN и AlN нами рассчитаны темпы излучательной рекомбинации зона-зона в этих веществах и их бинарных твердых растворах в широком диапазоне температур и концентраций носителей. Вычислены также излучательные времена жизни свободных экситонов в нитридных полупроводниках.

Расчет включал в себя определение величины матричных элементов прямых оптических переходов между зоной проводимости и валентной зоной в указанных материалах по экспериментальным частотным зависимостям коэффициента поглощения в области фундаментального поглощения [1-4]. Получены значения, которые согласуются с результатами спектральных расчетов ([4-5] для GaN). При вычислении темпа излучательной рекомбинации в бинарных твердых растворах нитридов мы предполагали, что основные параметры (матричный элемент перехода, эффективные массы носителей и т.п.) можно линейно интерполировать между их значениями у компонентов, а зависимость ширины запрещенной зоны от состава описать квадратичным полиномом вида:

$$E_g^{AB} = xE_g^A + (1-x)E_g^B - bx(1-x),$$

где под А и В подразумеваются какие-либо из соединений GaN, InN и AlN, а значения параметра b найдены в работах [1,6-8].

Используя формулу Варшни [9] для температурной зависимости ширины запрещенной зоны, мы рассчитали коэффициенты излучательной рекомбинации в широких областях изменения температуры и состава. Было установлено, что при одинаковой температуре этот коэффициент выше в InN и близких к нему твердых растворах и уменьшается по мере роста содержания AlN. Например, при T=300K для InN этот коэффициент равен  $0.52 \times 10^{-10} \text{ см}^3 \text{ сек}^{-1}$ , а для  $\text{In}_{0.6}\text{Al}_{0.4}\text{N}$  –  $0.26 \times 10^{-10} \text{ см}^3 \text{ сек}^{-1}$ . Интересно отметить, что для бинарного раствора  $\text{Ga}_x \text{In}_{1-x} \text{N}$  темп излучательной рекомбинации зависит от состава незначительно.

На основе вычисленных матричных элементов межзонного перехода сделаны расчеты времен жизни экситонов в основных полупроводниках-нитридах InN, GaN и AlN. Для излучательной рекомбинации свободных экситонов найдены характерные для каждого материала коэффициенты K, входящие в температурную зависимости времен жизни экситонов:

$$\tau_{\text{ex}} = K T^{3/2}$$

Значения времен жизни экситонов (0.21-0.65нс), вычисленные при T=60K, согласуются с теми, что были установлены экспериментально в работах [10-11].

- [1] H.Angerer, D.Brunner, F.Freudenberg, O.Ambacher, M.Stutzmann, R.Hopler, T.Metzger, E.Born, G.Dollinger, A.Bergmaier, S.Karsch, and H.-J.Korner, Appl. Phys. Lett., 71, 1504, (1997).
- [2] K.Osamura, K.Nahajima, Y.Murakami, P.H.Shingu, and A.Ohtsuki, Solid State Commun., 11, 617, (1971).
- [3] Puychevriier N., Menoret M., Thin solid films, 36, 141,(1976).
- [4] Suzuki M., Uenoyama T., Jpn. J. Appl. Phys., 35, 543,(1996).
- [5] J.S.Im, A.Moritz, F.Steuber, V.Harle, F.Scholz, and A.Hangleiter, Appl. Phys. Lett., 70, 631, (1997).
- [6] Yoshida S., Misawa S. and Gonda S., J. Appl. Phys., 53, 6844, (1982).
- [7] Sakai S., Ueta Y., Terauchi Y., Jpn. J. Appl. Phys., 32, 4413, (1993).
- [8] Y. Koide, H. Itoh, M.R.H.Khan, K.Hiramatu, N.Sawaki, and I.Akasaki, J. Appl. Phys., 21, 4540, (1987).
- [9] Y.P.Varshni, Physica 34, 149, (1967).
- [10] G.D.Chen, M.Smith, J.Y.Lin, H.X.Jiang, Su-Huai Wei, M.Asif Khan, and C.J.Sun, Appl. Phys. Lett., 68, 2784, (1996).
- [11] M.Smith, J.Y. Lin, H.X.Lang, A.Khan, Q.Chen, A.Salvador, A.Bochkarev, and H.Morkoc, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. V.449, 829, (1997).

#### **С.4.8.**

### **СПЕКТРЫ ВОЗБУЖДЕНИЯ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ И ОТРАЖЕНИЯ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ, ВЫРАЩЕННОГО ГФЭ-МЕТОДАМИ НА РАЗЛИЧНЫХ ПОДЛОЖКАХ, В ОБЛАСТИ ФУНДАМЕНТАЛЬНОГО ПОГЛОЩЕНИЯ.**

***А.Н.Туркин, А.Ю.Романенко, В.В.Михайлин.***

Московский Государственный Университет им. М.В.Ломоносова,  
физический факультет  
119899 Москва, Воробьевы Горы, МГУ им. М.В.Ломоносова, физический ф-т; E-mail: turkin@scon175.phys.msu.su

***А.С.Усиков, Б.В.Пушный, В.В.Лундин.***

Физико-Технический Институт им. А.Ф.Иоффе РАН  
194021 Санкт-Петербург, Политехническая ул., д.26;  
E-mail: usikov.vpegroup@pop.ioffe.rssi.ru

Исследованы спектры отражения и возбуждения люминесценции образцов нитрида алюминия (AlN). Данные образцы были выращены в ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН (г. Санкт-Петербург) методом металло-органической газофазной эпитаксии (МО ГФЭ) на подложках из сапфира и аморфного кремния. Измерения проводились на синхротронном ускорителе DESY в Германии. Данные измерения являются первым шагом новых совместных исследований эпитаксиальных структур AlN, выращенных МО ГФЭ методом в ФТИ им. А.Ф.Иоффе. Эти исследования продолжают исследования микрокристаллов AlN, проводившихся на физическом факультете МГУ им. М.В.Ломоносова в середине 70-х годов.

Свойства AlN как люминофора и широкозонного полупроводника начинали изучать в МГУ в 70-х годах. Исследовались спектры отражения и возбуждения люминесценции монокристаллов и кристаллических порошков AlN [1,2]. С развитием исследований гетероструктур на основе нитридов III группы, а особенно GaN и его твердых растворов, повысился интерес и к нитриду алюминия как к одному из составляющих веществ названных выше гетероструктур.

Спектр возбуждения нитрида алюминия состоит из целого ряда широких полос в области до 12 эВ. При этом некоторым максимумам в спектре возбуждения соответствуют максимумы и “плечи” (но никак не минимумы) в спектре отражения. При более детальном исследовании спектров возбуждения обнаружен целый ряд узких интенсивных полос возбуждения, а также менее резко выраженная структура, напоминающая фононную. Сложная структура спектра возбуждения не может быть объяснена только межзонными переходами, т. к. теория последних предсказывает только широкие полосы, лишённые тонкой структуры. Возможно, узкие линии являются проявлением экситонных переходов между экстремумами зон.

В спектрах отражения образцов AlN, выращенных методов МО ГФЭ на подложке из сапфира обнаружена квазипериодическая структура. Подобная структура встречалась в спектрах электролюминесценции светодиодов на основе InGaN/AlGaN/GaN гетероструктур с квантовыми ямами и объяснялась интерференцией отраженного от сапфировой подложки прошедшего в базовый слой GaN и отраженного от него излучения [3]. Аналогичную интерпретацию можно

предать и данной структуре в спектрах отражения образцов AlN, выращенных на сапфире. Рассчитанная из анализа интерференционной структуры разность длин волн между максимумами совпадает с экспериментальной разностью длин волн с достаточно хорошей точностью.

Результаты анализа интерференции имеют большое значение. Из расчета интерференционной структуры можно судить о качестве выращенных слоев AlN.

В спектрах образцов AlN, выращенных на подложке из аморфного кремния, структуру, подобную описанной выше, обнаружить не удалось. В целом же результаты спектральных измерений эпитаксиальных слоев AlN говорят о том, что данный первый шаг, предпринятый в исследовании с применением синхротронного излучения, является многообещающим и измерения надо продолжать. Первые результаты новых исследований в общих чертах напоминают результаты, полученные в 70-е годы в МГУ им. Ломоносова. Дальнейшие исследования должны принести больше конкретных совпадений и отличий.

[1] В.В.Михайлин, В.Е.Орановский, Й.Пастрняк, С.И.Пачесова и М.В.Фок, Изв. АН СССР, сер. физ., **40**, 11 (1976).

[2] В.В.Михайлин, В.Е.Орановский, С.И.Пачесова, М.В.Фок, Труды ФИАН им. П.Н.Лебедева, **97**, 41 (1977).

[3] К.Г.Золина, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. ФТП, **31** (9), 1065 (1997).

**С.4.9.**  
**ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ КРИСТАЛЛОВ GaN, ЛЕГИРОВАННЫХ**  
**РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ И ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ**

**М.М.Мездрогина, А.В.Андреанов, Ю.В.Жуляев, В.Ю.Некрасов, И.Н.Сафронов**  
ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, г.Санкт-Петербург

Широкозонный прямозонный полупроводник GaN перспективен для создания источников спонтанного и стимулированного излучения в синей и ультрафиолетовой области спектра, кроме того интересны применения этого материала в приборах высокотемпературной электроники. Введение в кристаллы редкоземельных (РМЗ) и переходных (ПМ) металлов может существенно расширить область возможного использования данного материала.

В настоящей работе приводятся результаты исследования влияния примесей редкоземельных и переходных металлов (Eu, Y, Ti, Cr) на спектр излучательной рекомбинации в объемных кристаллах GaN. Кристаллы GaN выращивались двумя методами: газовой эпитаксией с отделением от подложки и методом сублимации. Исходный материал подвергался отжигу в атмосфере атомарного азота (азот-аргоновой плазме). Проводилось измерение спектров стационарной фотолюминесценции при  $T=300$  К, возбуждаемой светом He-Cd лазера ( $\lambda=325$  нм). Спектры ФЛ исходных кристаллов имели форму характерную для GaN: наличие полосы, близкраевой рекомбинации при 3,4 В, а также широкой "желто-зеленой" дефектной полосы с максимумом при 2,2 эВ. Исследовано влияние параметров исходных кристаллов и режимов отжига на величины интенсивности и полуширины полосы близкраевой рекомбинации и "дефектной" полосы с максимумом 2,2 эВ с целью получения кристаллов с минимальной концентрацией дефектов.

Установлено, что введение ионов  $\text{Eu}^{3+}$ ,  $\text{Eu}^{2+}$  приводит к значительному увеличению интенсивности близкраевой ФЛ и значительному уменьшению ФЛ при 2,2 эВ. При введении ионов Y наблюдается уменьшение интенсивности как дефектной, так и близкраевой ФЛ. Наблюдалось существенное изменение морфологии поверхности исследуемых кристаллов при введении металлических примесей.

Будут также обсуждаться особенности влияния на ФЛ примесей Cr и Ti, введенных в кристаллы GaN, выращенные методом сублимации в процессе роста.

## С.4.11. ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КУБИЧЕСКОГО И ГЕКСАГОНАЛЬНОГО BN

**М.А. Злобина, В.В. Соболев**

Удмуртский государственный университет  
426034 Ижевск, Университетская 1; E-mail: [sobolev@uni.udm.ru](mailto:sobolev@uni.udm.ru)

В последнее время появилась возможность получения качественных образцов как кубического (с-BN), так и гексагонального BN (h-BN), что позволило проводить более точные исследования и расчеты для этих материалов.

По известным спектрам отражения с-BN[1] (2-23 эВ) и  $\epsilon_1$ ,  $\epsilon_2$  h-BN[2] (0-40 эВ) рассчитаны полные комплексы фундаментальных оптических функций: коэффициент отражения R, мнимая и реальная части диэлектрической проницаемости, коэффициент поглощения  $\mu$  и т. д. Всего 14 функций. Для сравнения представлены данные расчетов оптических функций по спектрам  $\epsilon_1$ ,  $\epsilon_2$  h-BN [3] (0.05-10 эВ) и по спектрам функций характеристических и поверхностных потерь h-BN [4] (5-9 эВ и 13-30 эВ).

Методом диаграмм Арганда [5] без подгоночных параметров впервые интегральные кривые  $\epsilon_2$  с-BN и h-BN были разложены соответственно на 16 и 12 компонент. Определены три основных параметра каждой компоненты (энергия максимума  $E_i$ , полуширина  $H_i$ , сила осциллятора  $f_i$ , а также площади  $S_i$  и относительной площади  $S_i/S_m$  компонент).

На основе известных теоретических расчетов зон [6-11] предложены модели возможной природы этих компонент диэлектрической проницаемости (таблица). Полученная информация используется для сравнения оптических свойств с-BN и h-BN. В результате установлена принципиально новая, существенно более полная и глубокая основа для объяснения известных свойств нитрида бора обеих модификаций и теоретических расчетов их электронной структуры.

Работа выполнена при поддержке Центра фундаментального естествознания (С.–Петербургский университет).

[1] N.Miyata, K. Moriki, O. Mishima et. al. Phys. Rev. B, 40, 12028 (1989).

[2] C. Tarrío, S.E. Schnatterly, Phys.Rev. B, 40, 7852 (1989).

[3] D.M. Hoffman, G.L. Doll, P.C. Eklund, Phys.Rev. B, 30, 6051 (1984).

[4] R Mamy, J. Thomas, G. Jezeguel et. al. Journal de physique-lettres, 22, 2473 (1981).

[5] В.В. Соболев, В.В. Немошкаленко. Электронная структура полупроводников. Киев: Наукова думка. 1988. 423 с.

[6] В.В. Немошкаленко, В.Г. Алешин. ФТТ, 12, 59 (1970).

[7] L.A. Hemstreet, C.Y.Fong, Phys.Rev.B, 6, 1464 (1972).

[8] Y.E. Tsay, A.Vaidyanathan, S.S. Mitra, Phys.Rev.B, 19, 5422 (1979).

[9] C. Prasad, J.D. Dubey, Phys.St.Sol. (b), 125, 629 (1984).

[10] J.-N. Xu, W.Y. Ching, Phys.Rev.B, 44, 7787 (1991).

[11] H. Bross, R. Bader, Phys.St.Sol. (b), 191, 369 (1995).



Таблица

Параметры шестнадцати компонент ( $E_i$ ,  $\Gamma_i$ ,  $f_i$ ,  $S_i/S_m$  в эВ) интегрального спектра диэлектрической проницаемости кубического нитрида бора, их возможные энергии (в эВ) и природа по теоретическим расчетам [6-11].

$O_i$	Наши данные				пере- Ход	[6]	[7]	[8]	[9]	[10]	[11]
	$E_i$	$\Gamma_i$	$f_i$	$S/S_m$							
$O_1$	7.3	1.5	1.18	0.11	$\Gamma_{15}-\Gamma_1$	6.2	8.4	8.8	10.9	8.7	10.5
					$\Delta_5-\Delta_1$	7.4	12.7	11.6	11.8	10.4	9.7
$O_2$	9.25	1.8	0.78	0.19	$\Gamma_{15}-\Gamma_{15}$	6.6	10.8	11.3	13.0	10.4	8.6
					$L_3-L_1$	8.4	10.1	10.0	10.4	12.4	12.2
					$K_2-K_1$	—	—	—	—	—	10.5
$O_3$	10.8	0.9	0.29	0.13	$X_5-X_3$	7.0	12.7	12.3	13.2	10.3	9.4
$O_4$	11.55	1.2	0.6	0.37	$\Sigma_2-\Sigma_1$	10.4	12.7	12.8	12.5	12.0	11.0
					$\Lambda_3-\Lambda_{1,3}$	—	—	—	—	—	12.0
$O_5$	12.7	1.0	0.16	0.15	$L_3-L_3$	10.6	15.1	14.8	17.7	14.0	16.7
$O_6$	13.7	2.2	0.85	1.0	$\Delta_5-\Delta_1$	12.3	15.0	15.0	15.0	15.0	15.5
$O_7$	14.6	0.58	0.04	0.05	$K_1-K_1$	—	—	—	—	—	14.6
$O_8$	15.2	1.0	0.09	0.13	$X_5-X_1$	12.2	13.5	13.8	19.2	15.0	14.0
$O_9$	15.9	1.3	0.05	0.09	$\Sigma_1-\Sigma_1$	14.0	16.2	16.8	15.5	15.7	15.0
$O_{10}$	17.0	2.4	0.47	0.89	$\Sigma_1-\Sigma_1$	17.0	—	22.5	20.0	17.7	16.0
					$\Lambda_3-\Lambda_1$	—	—	—	—	—	17.0
$O_{11}$	18.3	1.4	0.09	0.19	$L_1-L_1$	—	—	—	—	—	19.5
$O_{12}$	18.8	0.8	0.01	0.02	$\Delta_{3,4}-\Delta_1$	—	—	—	—	—	20.5
$O_{13}$	19.5	1.7	0.14	0.32	$\Delta_{3,4}-\Delta_{3,4}$	—	—	—	—	—	21.0
$O_{14}$	20.3	0.6	0.01	0.02	$K_1-K_1$	—	—	—	—	—	22.5
$O_{15}$	21.2	2.4	0.17	0.42	$\Sigma_2-\Sigma_2$	—	—	—	—	—	22.5
$O_{16}$	22.7	1.0	0.04	0.11	$\Delta_{3,4}-\Delta_1$	—	—	—	—	—	24.0
					$\Lambda_3-\Lambda_1$	—	—	—	—	—	24.0

## 5.1. СПЕКТРЫ И КВАНТОВЫЙ ВЫХОД ИЗЛУЧЕНИЯ СВЕТОДИОДОВ С КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР ИЗ GaN

***А.Э.Юнович, В.Е.Кудряшов, С.С.Мамакин, А.Н.Туркин***

Московский Гос. Университет им. М.В.Ломоносова, Физический факультет,  
119899 Москва. E-mail: yunovich@scon175.phys.msu.ru

***А.Н.Ковалев, Ф.И.Маняхин***

Московский Институт Стали и Сплавов, Ленинский Проспект 4, 117936 Москва.

Исследованы квантовый выход и спектры люминесценции зеленых светодиодов (СД) на основе гетероструктур InGaN/AlGaIn/GaN с множественными квантовыми ямами (МКЯ) в диапазоне токов  $J = 10^{-6} - 10^{-1}$  А. СД были изготовлены в лаборатории фирмы Хьюлетт-Паккард и имели небольшой разброс квантового выхода излучения ( $\pm 15\%$ ) при рабочих ( $\approx 10$  мА) токах. Образцы СД были разделены на три группы по 20 штук, различающиеся по яркости излучения при рабочем токе  $J = 10$  мА ( $\pm 10\%$ ): 1.2 кд (Q), 1.0 кд (N), 0.9 кд (P). Различия связаны с разной зависимостью интенсивности излучения от тока и напряжения. Это обусловлено существенным различием распределения заряженных центров в области пространственного заряда гетероструктур и различной ролью туннельной компоненты тока при малых напряжениях на диодах. Для “Q” спектры были исследованы от  $J \approx 0.15$  мкА, для “N” – от 20 мкА; для “P” – от 60 мкА (рис. 1).

Положение основного максимума в спектрах при малых токах ( $\hbar\omega_{\max} = 2.35 \div 2.36$  эВ;  $J = 0.05 \div 0.5$  мА) не зависит от напряжения. При токах  $J > 1$  мА спектральная полоса сдвигается с током в интервале  $\hbar\omega_{\max} = 2.36 \div 2.52$  эВ (рис. 1). Форма полосы описана моделью заполнения хвостов плотности состояний, обусловленных флуктуациями потенциала [1]. В описании вводится 3 или большее число параметров, учитывающих влияние интерференции и степени заполнения состояний вблизи краев эффективной запрещенной зоны.

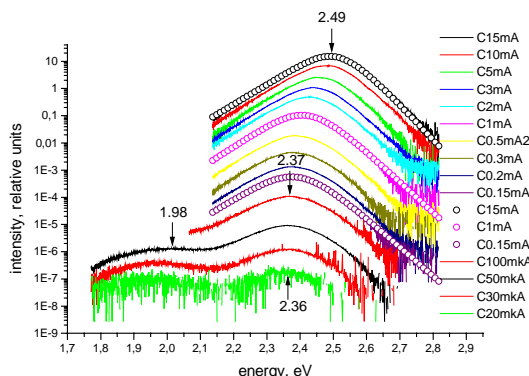


Рис.1. Спектры ЭЛ светодиода HLMP-CE30 N1 (точки – аппроксимация [1]).

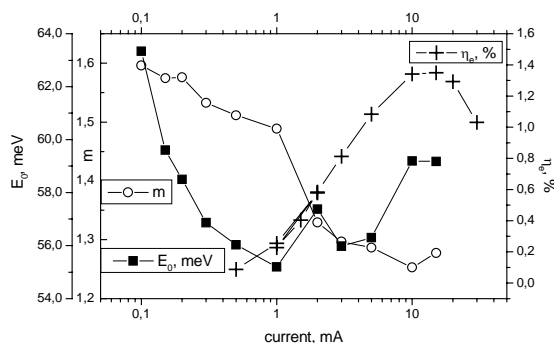


Рис.2. Зависимость показателей экспоненциального спада спектров и квантового выхода диода HLMP-CE30 N1 от тока.

Максимум квантового выхода СД наблюдается при токах, соответствующих минимуму показателей экспоненциального спада спектров:  $E_0$  – длинноволнового и  $E_1 = mkT$  - коротковолнового (рис.2). Результаты обсуждаются с точки зрения возможных неоднородностей структур. Обсуждается различие «стоящей» и «движущейся» полос.

При  $J \leq 100$  мкА в СД с малой толщиной области пространственного заряда ( $\leq 120$  нм) в длинноволновой части спектров обнаружена полоса туннельного излучения, положение  $\hbar\omega_{\max}$  которой соответствует напряжению ( $\hbar\omega_{\max} \approx eU = 1.92 \div 2.05$  эВ), т.е. смещено относительно аналогичной полосы ( $\hbar\omega_{\max} = 2.1 \div 2.3$  эВ) в голубых СД [1].

Вольт-амперные характеристики светодиодов имеют три основных участка: туннельный, инжекционный (вблизи максимума квантового выхода) и линейный (существенна роль последовательного сопротивления). Обсуждается соответствие разных механизмов излучательной рекомбинации разным участкам ВАХ. Распределение эффективной концентрации заряженных акцепторов в области пространственного заряда,  $N_A(w)$ , было определено из измерений динамической емкости СД (рис. 3). Для группы СД «Q» величина  $N_A(w)$  максимальна,  $\approx 2 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>, но максимальна и величина  $w \approx 200$  нм, для групп «N» и «P»  $N_A(w) \approx 3 \div 5 \cdot 10^{17}$  см<sup>-3</sup>, но  $w \approx 120$  нм, что согласуется с разной ролью туннельных эффектов.

Обсуждается различие параметров, описывающих спектры, для СД с одиночными квантовыми ямами (фирмы «Nichia Chemical») [2] и с МКЯ (фирм «Toyoda Gosei» [1] и «Hewlett-Packard»).

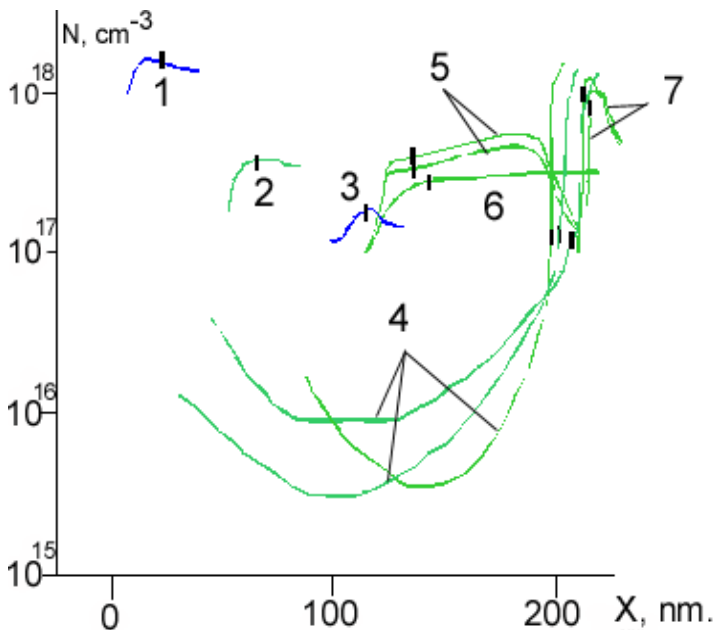


Рис.3. Распределение эффективной концентрации заряженных центров в р-области структур; вертикальная метка – при напряжении  $V = 0$ . 1, 2 – СД от Ничия; 3, 4 – СД от Тойода Госей [1]. 5-7 – СД фирмы Хьюлетт-Паккард : 5 – P, 6 – N, 7 – Q.

[1] В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович, А.Н.Ковалев, Ф.И.Маняхин, ФТП, **33** (4), 445 (1999).

[2] К.Г.Золина, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. ФТП, **31** (9), 1055 (1997).

## 5.2. ФОТОРАДИОМЕТРИЯ СВЕТОДИОДОВ: ОСОБЕННОСТИ, МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЙ.

Л.С. Ловинский

ВНИИ Оптико-Физических Измерений, Москва, Озерная ул., 46

Методы и средства светодиодной радиометрии достаточно хорошо исследованы и разработаны. В настоящее время в России действуют два Государственных эталонов и внедрено множество вторичных средств измерений потока (мощности) непрерывного и импульсного излучения светодиодов [1-3], которыми оснащены метрологические центры, заводы-изготовители светодиодной продукции и другие потребители.

Однако, в области светодиодной фотометрии существующая система метрологического обеспечения, основанная на лампах накаливания [4] не может быть использована, т.к. основные характеристики светодиодов существенно отличаются от соответствующих характеристик световых источников теплового спектра, что приводит к некорректным результатам измерений.

Наиболее ярко эти отличия проявились после появления новых светодиодов на основе GaN и его твердых растворов. К ним относятся:

- резкая анизотропия пространственных индикатрис из-за необходимости формирования узкого угла излучения и наличия торцевого электрического контакта при использовании сапфировыхложек;
- сложная несимметричная и немонотонная форма спектра излучения, связанная с переотражениями от подложки, интерференции в слое GaN и конкуренции различных механизмов излучательно рекомбинации;
- сильная зависимость вида спектральных характеристик от тока, а также ее сублинейность;
- высокая температура перегрева кристалла и связанная с ней возможность повышенной деградации излучения.

Поэтому в последнее время были разработаны новые методы и средства измерения в области светодиодной фотометрии, не связанные с таковыми для сплошного спектра [5-6] и во многом даже не соответствующим международным рекомендациям МКО [7].

Методы основаны на применении корректных и адекватных оптических измерительных систем и новых принципов оценки погрешностей измерений. Разработанные на этой основе средства обеспечивают измерения силы света и светового потока светодиодов и излучателей на их основе в диапазонах  $10^{-5}$ - $10^3$  кд и  $10^{-2}$ - $10^3$  лм с погрешностью 3-10%. Эти средства состоят из специальных шаровых фотометров с повышенным качеством коррекции на краях видимого диапазона и стабилизированных светодиодных излучателей с характеристиками, аналогичными измеряемым. Указанные средства измерений могут быть поставлены любому заинтересованному потребителю, возможны также лизинг и эксплуатации у разработчика.

- [1] ГОСТ 8.273-78
- [2] ГОСТ 8.538-85
- [3] Л.С. Ловинский Измерительная техника №2, 1993 с. 34-35.
- [4] ГОСТ 8.023-90.
- [5] Л.С. Ловинский Измерительная техника №9, 1998 с. 9-14.
- [6] Л.С. Ловинский Светотехника №1, 1999 с.16-18.
- [7] Л.С. Ловинский Светотехника №3, 1999

### 5.3.

## СВЕТОДИОДЫ И СВЕТОСИГНАЛЬНАЯ АППАРАТУРА

***Б.Ф.Тринчук, В.М.Дмитров, Е.А.Еремин, О.М.Каменская, О.Ю.Пивовар,***

***В.Д.Сажжеев, А.Б.Синицын, В.Н.Соколов, В.Д.Соколов***

Научно-производственная внедренческая фирма "Свеча"

103617, Москва, Зеленоград, корп. 1466, кв. 84

Светосигнальная аппаратура на светоизлучающих диодах (СИД) прошла в своем развитии младенческий период и вышла на этап промышленного внедрения. Многие из того, что предлагалось к разработке в [1], уже внедрено или внедряется в действующие системы сигнализации и безопасности. В первую очередь, это автодорожные светофоры, производство которых фирмой "Свеча" и установка в Москве в 1997 году впервые в мире в большом количестве (1000 штук) удивила западные средства информации [2,3]. Третий год эксплуатации светофоров подтверждает их высокую надежность и малое энергопотребление. В прошлом году началась массовая установка светофоров на СИД в Стокгольме [4], планируется установка в Лондоне и т.д.

Обсуждаются две концепции развития светодиодных автодорожных светофоров. Первая базируется на создании модулей на СИД, которые следует размещать в корпусах ламповых светофоров, находящихся в эксплуатации. Вторая концепция предусматривает создание светофоров на СИД с новыми специализированными под последние корпусами.

Первая концепция отражает историю создания суперярких СИД: от красных к желтым, далее появились синие, зеленые и белые СИД. Американские и канадские ученые и инженеры начали разрабатывать светофорные секции красного излучения, так как американский стандарт [5] требует обеспечения столь высоких значений величины осевой силы света зеленого (в 2 раза больше, чем красного) и желтого сигналов (в 5 раз больше), что создание секций с этими сигналами экономически нецелесообразно. Поэтому и появились комбинированные светофоры в ламповых корпусах. Третьим обстоятельством, способствующим развитию этой концепции, является нежелание крупных фирм-производителей светофоров кардинально перестраивать производство корпусных деталей.

Мы считаем, что более перспективным является создание специализированных корпусов для светофоров на СИД. При этом мы опираемся на европейский и российский стандарты [6,7], которые не устанавливают принципиальную разницу между величинами сигналов разных цветов, хотя в некоторых странах увеличивают несколько величину желтого сигнала (в России - в 1,5 раза).

Описана конструкция специализированного светофора на СИД второго поколения. В работе рассмотрены вопросы формирования светового пучка с необходимым угловым распределением излучения. Создана оптическая схема на основе регулярной растровой системы - мультилинзы [8], обеспечивающей получение на выходной апертуре светофора равномерности излучения лучше, чем 1:1,5. Анализируются другие возможные решения оптических схем, их недостатки и достоинства.

Проанализированы различные электрические схемы светофоров. Показано, что в отличие от [9] можно обеспечить высокую надежность светофоров при электропитании напряжением 220/127 В без преобразования напряжения [10].

Рассмотрены схемы стабилизации выходных светотехнических параметров светофоров, в частности, осевой силы света при изменении напряжения питающей сети.

Проанализированы возможные технические решения задачи перехода с дневного на ночной режим работы светофора с уменьшением осевой силы света в 2...3 раза. Разработана концепция перевода светофоров с электропитания напряжением 220/127 В на пониженное напряжение, например, 36 В. Показано, что это обеспечит повышение эффективности светофоров в 1,5 раза при электропитании и управлении светофорами от находящихся в эксплуатации контроллеров, использующих в качестве коммутаторов тиристоры и симисторы.

Сообщается о новых разработках дорожных знаков с изменяющимся сигналом (до 9 сигналов в одном корпусе).

Изложены результаты исследований и разработки железнодорожных маршрутных указателей (цифровых и положения) [11], результаты эксплуатационных испытаний.

Сообщается о ходе опытно-конструкторской разработки железнодорожных светофоров.

Приведены результаты исследований и разработок заградительного огня для обеспечения безопасности полетов самолетов [12]. По сравнению с серийными огнями на лампах накаливания энергопотребление уменьшено в 13 раз, а долговечность источника света увеличена в 100 раз.

На нескольких мостах в Москве находятся в эксплуатации береговые навигационные огни, предназначенные для указания судоводителям высоты мостов и направления судового хода.

Проанализировано развитие СИД, обсуждаются перспективы применения СИД большой удельной мощности для различных светосигнальных приборов.

[1] Б.Ф.Тринчук. Светотехника, **5**, 23 (1997).

[2] Moscow Signals. Traffic Technology International, **April/May '98**, 13 (1998).

[3] Green light for LED signals. Traffic Report, Volume **1**, Issue 1, 4 May, 5 (1998).

[4] Terry Randolph. Traffic Technology International, **Oct/Nov '98**, 58 (1998).

[5] Vehicle Traffic Control Signals Heads. Institute of Transportation Engineers, April (1985).

[6] Anlagen zur Verkehrssteuerung-Signalleuchten und Masten. Europäische Norm, April (1996).

[7] Светофоры дорожные. Типы. Основные параметры. ГОСТ 25695 - 91(1991).

[8] Е.А.Еремин, В.Д.Сажаев, А.Б.Синицын, Б.Ф.Тринчук. Свидетельство № 6598 на полезную модель "Оптическое сигнальное устройство", приоритет от 19.03.97.

[9] Hy Grossman. Traffic Technology International, **Oct/Nov '98**, 65 (1998).

[10] Б.Ф.Тринчук, М.Е.Еремин, Е.А.Еремин, О.Ю.Пивовар. Свидетельство № 8442 на полезную модель "Сигнальное оптическое устройство", приоритет от 25.09.97.

[11] Е.А.Еремин, В.Д.Сажаев, А.Б.Синицын, Б.Ф.Тринчук. Свидетельство № 6597 на полезную модель "Маршрутные указатели", приоритет от 19.03.97.

[12] Б.Ф.Тринчук, Е.А.Еремин, А.Б.Синицын, В.Д.Соколов. Свидетельство № 9046 на полезную модель "Сигнальное оптическое устройство", приоритет от 03.06.97.

#### 5.4. СВЕТОДИОД С КРУГОВЫМ ЗЕЛЕНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ ДЛЯ РЕЧНЫХ БАКЕНОВ

Л.М.Козан, И.Т.Рассохин.

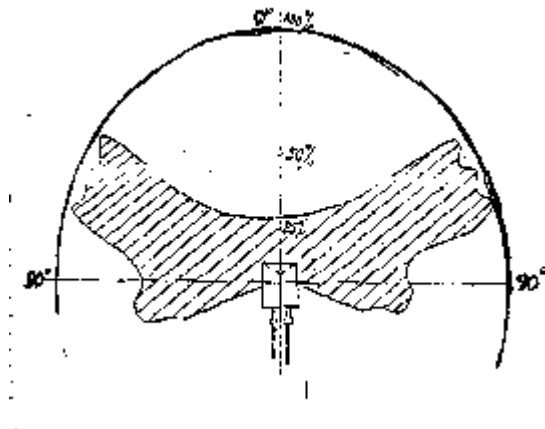
НПЦ “Оптэл”, 107082 Москва, Бакунинская ул., 84.

Светодиоды изготавливались из импортных кристаллов с активным слоем InGaN с зеленым свечением ( $\lambda_{\max} \approx 526$  нм) с силой света  $I_v = 25 \div 30$  мкд при  $J = 5$  мА. Конструкция светодиода с круговым излучением и диаграмма направленности представлены на рисунке.

Световой поток излучения светодиода составил  $\Phi_v = 300 \div 400$  млм при  $J = 30$  мА. Спектр излучения – чисто зеленый:  $\lambda_{\max} \approx 526$  нм, полуширина спектральной полосы  $\Delta\lambda \approx 40$  нм.

Сила света кругового фонаря на основе данного диода и цилиндрической линзы Френеля диаметром 90 мм составила 0.8 кд при прямом токе 30 мА. Угол излучения в вертикальной плоскости  $2\theta_{0.5} \approx 5$  град.

Дальность видимости бакена составила примерно 1.8 км.





### C.5.5.

## ПОВЫШЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ПРИ БОЛЬШИХ ТОКАХ И ПРОБЛЕМЫ ИХ ДЕГРАДАЦИИ

*V.Schwegler, C.Kirchner, M.Kamp, K.J.Ebeling, A.Link, W.Limmer, R.Sauer*

University of Ulm, 89081 Ulm, Germany. E-mail: veit.schwegler@e-technik.uni-ulm.de

*В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович*

Московский Гос. Университет им. М.В.Ломоносова, Физический факультет,  
119899 Москва. E-mail: yunovich@scon175.phys.msu.su

Исследованы спектры электролюминесценции и спектры рамановского рассеяния р-п-гетероструктур на основе GaN при повышении тока J. Анализ спектров показал, что повышение температуры вследствие омического нагрева достигает 150-300°C, в зависимости от совершенства и электрических свойств гетероструктур, оно локально неоднородно. Дальнейшее повышение тока приводит к деградации структур или катастрофическому выходу их из строя.

Структуры с различными активными областями, от гомогенных р-п- переходов до гетероструктур с множественными квантовыми ямами типа InGaN/GaN с барьерами AlGaIn, были выращены методом металлоорганической эпитаксии на сапфировых подложках [1]. Светодиодные меза-структуры с контактами создавались одинаковой планарной технологией. Затем исследовались их вольт-амперные характеристики J(V), зависимости мощности излучения от тока P(J) и спектры. Температура T диодов при повышении J определялась двумя различными методами.

Изменение T электронов в активном слое р-п-структуры определялось из анализа спектральных полос электролюминесценции – по показателю экспоненты коротковолнового спада  $m \cdot kT$  – [2]. Изменение T решетки - из спектров рамановского рассеяния по сдвигу линии E2-LO фонона; для этого использовалась калибровка сдвига относительно линии фонона при комнатной T для образцов, смонтированных на нагреваемом держателе. Рамановская спектроскопия позволила определить локальные флуктуации T, обусловленные неоднородностями. Пространственное разрешение неоднородностей структур, возникающих в процессе роста,  $\approx 1$  мкм.

Было обнаружено сильное различие изменений температуры для разных образцов (рис. 1). Для плотности мощности, выделяемой на диоде,  $(1 \div 5) \cdot 10^3$  Вт/см<sup>2</sup> (J  $\approx$  20÷70 мА, напряжение 5÷8 В) температура достигает 40÷260°C, в зависимости от качества слоев структуры, наличия барьерных слоев AlGaIn, активации р-области и размеров образца. При температурах  $>300^\circ\text{C}$  падал квантовый выход и наступали резкие необратимые изменения в спектрах излучения. При температурах  $>400^\circ\text{C}$  диоды катастрофически выходили из строя.

Таким образом показано, что увеличение температуры СД при повышении тока является определяющим фактором для их деградации. Это повышение происходит в локальных “слабых” местах структур и, поэтому, определяется степенью совершенства структур, созданным в процессе их выращивания. Если велико последовательное сопротивление СД, как показано для структуры с МКЯ (рис. 1), то необратимые изменения в спектрах и выход из строя происходят при меньших токах.

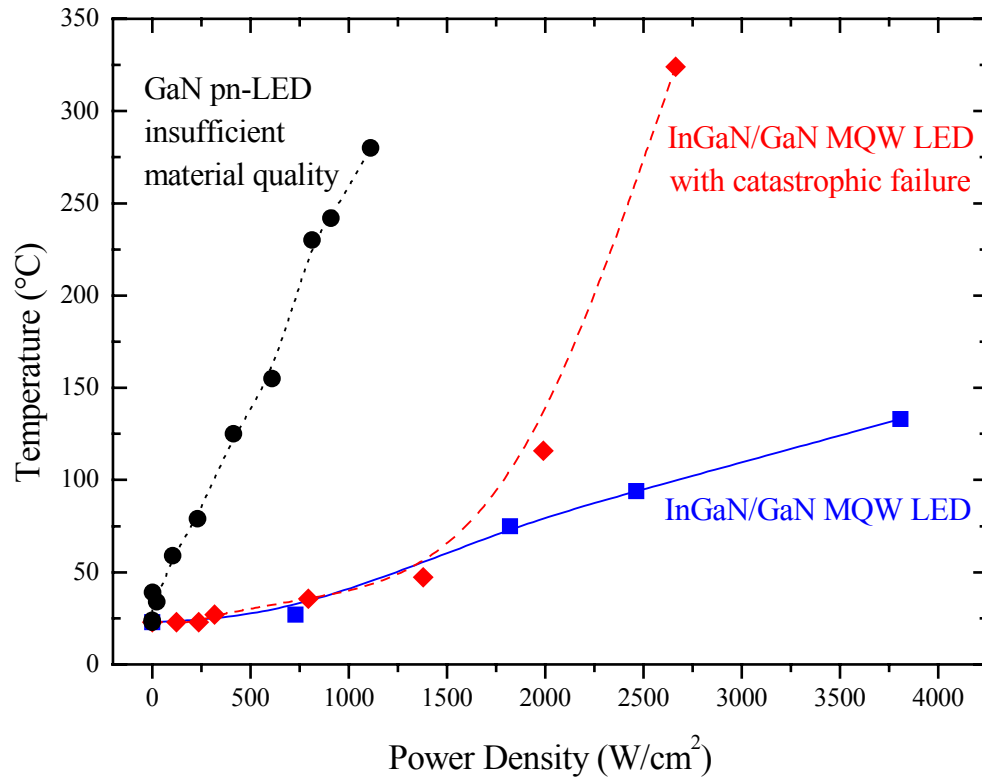


Рис. 1. Температура р-п- переходов различных светодиодных структур в зависимости от плотности мощности  $P = JV/S$ , потребляемой диодом.

- [1] M.Kamp, C.Kirchner, M.Meier, A.Pelzmann, M.Schauer, F.Eberhard, P.Unger, K.J.Ebeling. Proc. Of the 2<sup>nd</sup> Symp. on III-V Nitride Mat. & Processes, Electrochem. Soc. Proc. Vol. 97-34, p.244 (1997).  
 [2] В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович, А.Н.Ковалев, Ф.И.Маняхин. ФТП, **33** (4), 445 (1999).

**С.5.6.**  
**ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ В САПФИРОВОЙ ПОДЛОЖКЕ НА СПЕКТРЫ**  
**ИЗЛУЧЕНИЯ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР ИЗ GaN**

**С.С.Мамакин, В.Е. Кудряшов, А.Э.Юнович.**

Московский Государственный Университет им. М.В. Ломоносова,  
физический факультет, каф. физики полупроводников 119899 Москва, Воробьевы  
горы, МГУ; E-mail: yunovich@nabla.phys.msu.su

Исследованы спектры люминесценции светодиодов на основе гетероструктур InGaN/AlGaIn/GaN на подложке из сапфира [1]. На длинноволновом хвосте спектров была обнаружена слабая тонкая дублетная линия (рис.1). Эта линия была объяснена люминесценцией остаточной примеси  $\text{Cr}^{3+}$  в подложке из сапфира ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) [2]. Доказательством этого послужили исследования спектров фотолюминесценции кристаллов рубина  $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Cr}^{3+}$  при возбуждении светодиодами: положение максимумов дублета совпадает с данными для рубина: длины волн дублета 692.9 и 694.3 нм (рис.2). Основной максимум спектра излучения СД близок к полосе поглощения ионов  $\text{Cr}^{3+}$ . Таким образом показана возможность возбуждения примесных ионов в сапфире светодиодами на основе GaN [2, 4]. Обсуждается влияние примесей, содержащихся в подложке гетероструктур, на характеристики спектров светодиодов. Специальное легирование подложек различными ионами может повлиять на цвет светодиодов.

Исследованы спектры фотолюминесценции кристаллов сапфира с примесью титана,  $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Ti}^{3+}$ , применяемых в фемтосекундных лазерах (см. также первые работы по фотолюминесценции этих кристаллов при возбуждении импульсными лампами [5]). Максимум спектра при возбуждении светодиодами расположен вблизи 740 нм.

Литература.

1. В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович, А.Н.Ковалев, Ф.И.Маняхин. ФТП, т. 33 (4), с.445.
2. В.Е.Кудряшов, С.С.Мамакин, А.Э.Юнович. Письма в ЖТФ, направлено в печать.
- 4 V.E.Kudryashov, A.E.Yunovich (sent to E-MRS Spring Meeting 1999, Symposium P).
5. Б.К.Севастьянов, Х.С.Багдасаров, Е.А.Федоров и др., ДАН СССР, 1985, т. 282, N 6, с.1357.

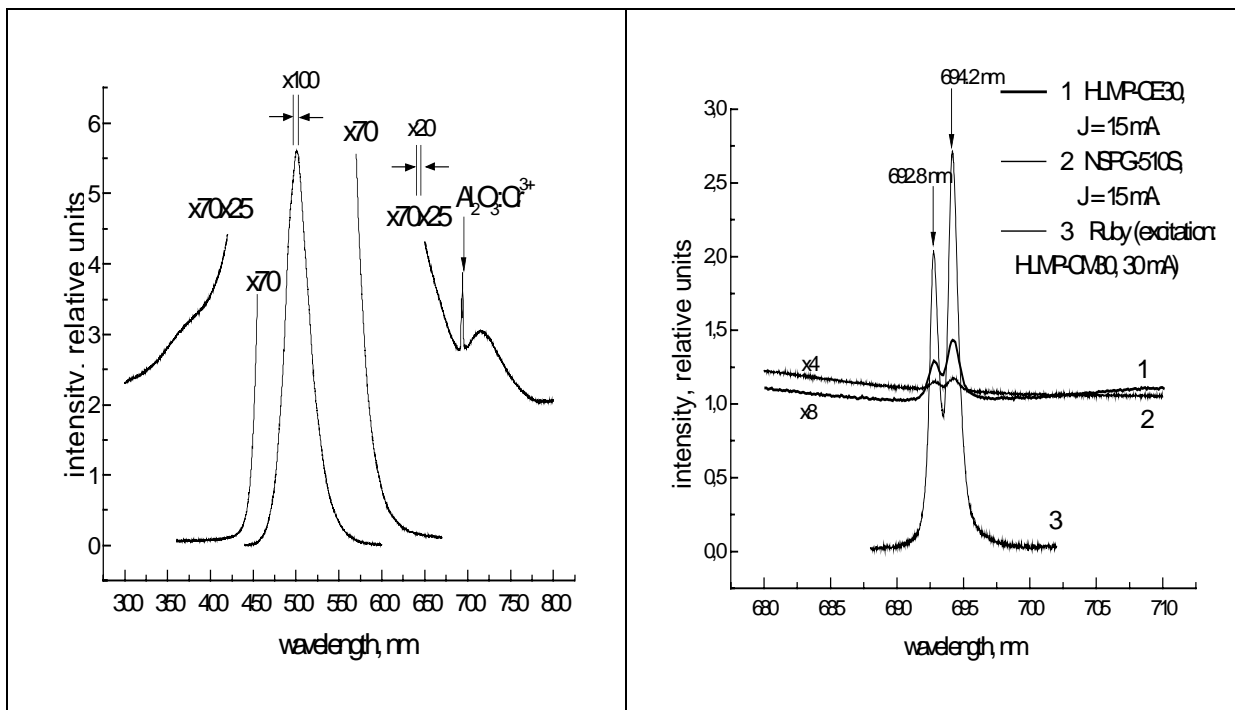


Рис.1 Спектр люминесценции зеленого светодиода с гетероструктурами на основе GaN, выращенными на подложках из сапфира (HLMP-CE30).

Рис.2 Линии дублета в спектрах люминесценции светодиодов с гетероструктурами на основе GaN, выращенными на подложках из сапфира, в сравнении со спектром люминесценции кристалла  $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Cr}^{3+}$ , возбуждаемого светодиодом.

### **C.5.7.**

## **СВЕТОДИОД БЕЛОГО ЦВЕТА СВЕЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ СТРУКТУР InGaN С ЛЮМИНОФОРНЫМ ПОКРЫТИЕМ**

***В.С. Абрамов, О.Н. Ермаков, Г.Д. Кузнецов, А.М. Меркушев, В.П. Сушков,  
Н.В. Щербаков***

ЗАО «Пола +», МГИСиС, С.Пб. Технологический Институт, АОМПП «Сапфир».)

В настоящее время ряд зарубежных фирм , например, Nichia Chem. Ltd. в Японии осуществляет промышленный выпуск светодиодов белого цвета свечения на основе структур InGaN с люминофорным покрытием.

Следует, однако, отметить, что принцип преобразования синего и ультрафиолетового излучения структур GaN в более длинноволновое видимое излучения за счет покрытия кристаллов слоем стоксовского люминофора был впервые предложен в отечественном авторском свидетельстве №635813 с приоритетом от 09.12.1977. К сожалению, уровень технологии получения структур GaN не позволил в те годы создать светодиод с практически приемлемой силой света.

Лучшие экспериментальные образцы имели тогда силу света 50 мккд при токе 20 мА в двойном угле излучения 60°.

В настоящее время нами разработана оригинальная конструкция светодиода белого цвета свечения, использующая в качестве кристаллов гетероструктуры InGaN синего цвета с покрытием из люминофора, эффективно преобразующего коротковолновое излучение в белое. Типичная сила света составляет 1 кд при токе 40 мА и двойном угле излучения 30°. Диапазон рабочих температур -60° ÷ + 85°С.

### **С.5.8.**

## **КИНЕТИКА ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ СВЕТОДИОДОВ ИЗ GaN(Zn,O)**

**В.Г.Сидоров, Д.В.Сидоров**

С-Петербургский Государственный Технический Университет  
195251 С-Петербург, ул. Политехническая, 29; E-mail: [rykov@phsc3.stu.neva.ru](mailto:rykov@phsc3.stu.neva.ru)

**А.Г.Дрижук, М.Д.Шагалов**

Вологодский Политехнический институт  
160035 Вологда, ул. Ленина, 15

Исследованы электрические и люминесцентные характеристики светодиодов, изготовленных из структур состава  $i\text{-GaN}(\text{Zn})\text{-}i^+\text{-GaN}(\text{Zn},\text{O})\text{-}n\text{-GaN}$ . Структуры выращивались методом газофазовой эпитаксии в хлоридно-гидридной системе на сапфировых подложках (10-12) и были ориентированы в плоскости (11-20). Активная область структур легировалась Zn и O одновременно. Максимум электролюминесценции (ЭЛ) светодиодов лежит при 2.55эВ и имеет полуширину 0.3эВ. ЭЛ линейно поляризована до 60% с азимутом поляризации, перпендикулярным оси C в GaN. КПД ЭЛ достигает 0.3%, а сила света – 100мкКД. ВАХ светодиодов линейна и симметрична в диапазоне напряжений от –100В до +100В. Электроемкость светодиодов на постоянном токе составляет 2-4пФ при диаметре контактов 150-300мкм. С увеличением частоты электроемкость уменьшается до 1-2пФ из-за уменьшения диэлектрической проницаемости GaN. При этом схемная постоянная времени RC не превышает 10нс, а кинетика ЭЛ определяется физикой процессов возбуждения и генерации люминесценции.

Обнаружена резкая асимметрия времен нарастания и спада интенсивности ЭЛ светодиодов при импульсном возбуждении. Асимметрия изменяется при изменении температуры и исчезает при увеличении частоты возбуждающего тока. Обсуждается механизм наблюдаемых явлений.

Показана возможность электрической модуляции излучения светодиодов в диапазоне до 100МГц без снижения интенсивности ЭЛ и при сохранении линейности ВАХ. Наблюдаемые характеристики светодиодов позволяют использовать их в качестве голубых индикаторов высокочастотного напряжения.

Работа поддержана Российской Федеральной программой «Интеграция» (Проект №75).

### С.5.9.

## ИЗЛУЧАЮЩИЕ ДИОДЫ ОПТИЧЕСКОГО ДИАПАЗОНА В СПЕКТРОСКОПИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ ЯВЛЕНИЙ.

А.Я. Гохштейн

Иститут элетрохимии им. А.Н. Фрункина РАН  
Москва , Ленинский проспект, 31.

Свойства поверхностных слоев атомной толщины существенны для естественных процессов и новых технологий. Основная задача экспериментальной техники в данной области – оделить поверхностные эффекты от объемных. Светодиоды на основе гетероструктур нитрида галлия, индия и алюминия [1-2] могут быть эффективно использованы для этой цели благодаря достатояной интенсивности излучения в сочетании с возможностью безинерционной модуляции.

Регистрация переменного поверхностного натяжения твердых тел стала доступна сравнительно недавно [3]. В предложенном для этого методе пластина метелла приведена одной стороной в контакт с раствором электролита. Переменный ток через границу фаз приводит к колебаниям изгиба пластины с аплитудой порядка  $0,01 \text{ \AA}$ , что вомпринимается пьезоэлементом в режиме резонанса. Снимаются осциллограммы “амплитуда колебаний – средний скачек потенциала на границе”, насыщенные деталями и хорошо воспроизводимые. Изменение частоты тока (от  $0,1$  до  $1000 \text{ кГц}$ ) позволяет разделить поверхностные процессы по скорости.

В развитие указанного метода, при испытаниях излучающий диодов, найден световой эталон поверхностного натяжения – для определения масштаба осциллограмм при любой частоте. Исследуемая поверхность металла облучается через раствор на частоте резонанса. Переменное тепловое натяжениее в поверхностном слое металла эквивалентно поверхностному натяжению  $\gamma$  с амплитудой  $\Delta\gamma = a\Delta\chi$ , где  $\chi$  - тепловая энергия поглощенного излучения,  $a$  – коэффициент, который при достаточной частоте имеет порядок  $1$ ; для платины  $a \rightarrow 1,01$ . На расстоянии  $1 \text{ см}$ . от поверхности рассматриваемые диоды создают интенсивность облучения порядка  $1 \text{ мВт/см}^2$ . При частоте  $1 \text{ кГц}$  это эквивалентно натяжению  $1 \text{ дин/см}$ . Чувствительность метода –  $0,001 \text{ дин/см}$  и может быть улучшена.

Моделирование поверхностного натяжения светом имеет и другое, чисто оптическое применение – как расширение фотоакустической спектроскопии [4] на изгибные колебания, что позволяет, вчастности, снизить частоту модуляции, уменьшить мощность излучения и размеры образца. В качестве примера, для оценки поглощения света металлами и сплавами в зависимости от состояния поверхности в данном способе использованны диоды: голубой ( $469 \text{ нм}$ ), зеленый ( $523 \text{ нм}$ ), оранжевый ( $595 \text{ нм}$ ), красный ( $660 \text{ нм}$ ). Дальнейшее развитие метода состоит в одновременной модуляции света и потенциала, и регистрации поверхностного натяжения на разной частоте.

Модуляция излучения сверхъярких светодиодов использована также для изучения межфазной фотоэмиссии. Пороговое значение  $\omega_T$  частоты  $\omega$  света зависит от скачка  $\eta$  потенциала на границе фаз [5]. Эмиттированный электрон имеет кинетическую энергию:  $E_k = \alpha e(\eta - \eta_e) + \beta \hbar(\omega - \omega_e)$ , где  $\omega_e$  – порог при  $\eta = \eta_e$  (равновесное

значение  $\eta$ ),  $\alpha=0,5$  из электрохимических измерений,  $\beta$  - доля энергии фотона, передаваемая эмиттированному электрону,  $\beta \leq 1$ . Значительная полуширина спектральной линии диода ( $\approx 30$  нм) не препятствует измерению производной  $(e/\hbar)d\eta/d\omega = -\beta/\alpha$ . Она может быть оценена по сдвигу вольтамперной характеристики фототока при изменении  $\omega$  (голубой и зеленый светодиоды с одинаковой полушириной линии и с заданным отношением токов, учитывающим снижение квантового выхода с ростом  $\omega$ ).

Измерения, выполненные на ртути в водных растворах NaF, дают  $\beta \approx 0,5$ . Это показывает, что фототок из металлов, получающими часть ( $\beta$ ) энергии кванта излучения в столкновениях с первичными электронами.

- [1] S.Nakamura, M.Senoh, N.Iwasa, T.Yamada, T.Mukai. Jpn J Appl. Phys., 34, pt.2, L1332 (1995).
- [2] А.Н. Ковалев, Ф.И. Маняхин, В.Е. Кудряшов, А.Н. Туркин, А.Э. Юнович. ФТП, 32, 63 (1998).
- [3] А.Я. Гохштейн. Поверхностное натяжение твердых тел и адсорбция (М., Наука, 1976).
- [4] Я. Рабек. Экспериментальные методы в фотохимии и фотофизике (М., Мир, 1985), т.1, с. 456.
- [5] J.K. Sass, H. Gerischer. Interfacial Photoemission. In: Feuerbacher B., ed., Photoemission and Electronic Properties of Surfaces (N.Y., Wiley, 1978), p.469.



### С.5.10.

## СЛОИСТЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ В УСТРОЙСТВАХ НА ПОВЕРХНОСТНЫХ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛНАХ

*А.Ф.Белянин<sup>1</sup>, Б.В.Спицын<sup>2</sup>, Н.И.Сушенцов<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>ЦНТИ "ТЕХНОМАШ", Москва; <sup>2</sup>ИФХ РАН, Москва; <sup>3</sup>МарГТУ, Йошкар-Ола

Стабильность пьезоэлектрических свойств AlN в условиях воздействия высоких температур и агрессивных сред обуславливает применение слоистых звукопроводов устройств поверхностных акустических волн (ПАВ) на основе AlN в датчиках температуры, давления, магнитного поля и др.

**Экспериментальное оборудование.** Выращивание пленок AlN проводилось ВЧ-магнетронным распылением Al в газовой смеси Ar + N<sub>2</sub>. В конструкции магнетронной распылительной системы впервые для выращивания пленок AlN с целью управления и обеспечения воспроизводимости строения и свойств пленок реализована методика экранирования подложкодержателя и введения электрического смещения на подложкодержатель в зависимости от соотношения ВЧ-мощности и мощности постоянного тока, подводимых к мишени.

**Строение пленок AlN.** Пленки AlN имели волокнистое (столбчатое) строение с ориентированием волокон по <0001>, соответствующему направлению оси текстуры. Содержание кристаллической фазы в объеме пленки AlN в зависимости от условий проведения процесса осаждения изменялась от 0 (аморфные пленки) до 100%. Аморфная фаза пленок AlN заполняет промежутки между волокнами.

Исследовано влияние технологических параметров и факторов (ВЧ-мощности, температуры и материала подложки, давления газа, расположения подложки относительно мишени, состава мишени, времени осаждения) на состав, строение и свойства получаемых пленок. Исследован процесс введения примесей металлов (Cu, Mo, Sm, Eu, Er, Tb и др.) при выращивании пленок AlN и изучены характер их распределения и влияние на электропроводность пленок AlN.

Представлены результаты использования слоистых структур на основе пленок AlN в устройствах на ПАВ.

**Линии задержки и фильтры.** Акустоэлектронные характеристики выращиваемых пленок AlN исследовались с помощью тестовых линий задержки (ЛЗ) на ПАВ. Рассмотрено влияние толщины и строения кристаллической фазы пленок AlN на скорость распространения ПАВ, вносимые потери и частоту обработки сигнала ЛЗ для различных слоистых звукопроводов.

Разработаны и изготовлены фильтры и линии задержки на ПАВ с звукопроводами подложка/Cr/AlN/ВШП (ВШП – встречно-штыревой преобразователь) и подложка/AlN/ВШП, работающие в частотном диапазоне 40-1500 МГц. Частоты >800 МГц получены с использованием в слоистых звукопроводах слоев поликристаллического алмаза.

**Датчики температуры.** На основе ЛЗ на ПАВ созданы опытные образцы датчиков температуры. Линия задержки на ПАВ включается в цепь обратной связи ВЧ-усилителя с коэффициентом усиления большим, чем потери в ЛЗ. Таким образом, получается генератор, работающий на основной частоте ЛЗ. Изменение параметров окружающей среды приводит к изменению частоты генератора, которое фиксируется

преобразователем частота–код или частотомером. Изготовлены и испытаны датчики температуры на основе ЛЗ на ПАВ на слоистых структурах ситалл/AlN и стекло/AlN с чувствительностью выше  $10^{-4} \text{ K}^{-1}$ .

**Пленки AlN в магнитоуправляемых устройствах на ПАВ.** Исследован эффект взаимодействия ПАВ с доменными границами в магнитной пленке на основе трехслойного звукопровода  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}/(\text{Y,Bi})_3(\text{Fe,Ga})_5\text{O}_{12}/\text{AlN}$ . Преобразователи ЛЗ возбуждались на первой и третьей гармониках ПАВ.

На частоте первой гармоники влияния поля на затухание не было обнаружено. Получены зависимости амплитуды третьей гармоники ПАВ от напряженности внешнего планарного магнитного поля. На зависимости наблюдаются пики поглощения ПАВ, обусловленные магнитоакустическими резонансами элементов ДС.

