

Материалы Второго Всероссийского Совещания

**„НИТРИДЫ ГАЛЛИЯ, АЛЮМИНИЯ И ИНДИЯ:
СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ“**

*Санкт-Петербург
Технический Университет
2 июня 1998 года*

**Санкт-Петербург
Издательство СПбГТУ
1998**

**“НИТРИДЫ ГАЛЛИЯ, ИНДИЯ И АЛЮМИНИЯ:
СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ”**

**МАТЕРИАЛЫ 2-го ВСЕРОССИЙСКОГО СОВЕЩАНИЯ
2 июня 1998 г.**

Санкт-Петербургский Государственный Технический Университет

При финансовой поддержке:

**Российского Фонда Фундаментальных Исследований
Санкт-Петербургского Центра Исследования Роста Кристаллов**

**“Gallium Nitride, Indium Nitride, Aluminum Nitride:
Structures and Devices”**

**Technical Digest
The 2nd Russian Workshop**

**June 2, 1998
St.-Petersburg State Technical University**

Sponsored by

**Russian Foundation For Basic Research
St.-Petersburg Crystal Growth Research Center**

**Санкт-Петербург
1998**

СОДЕРЖАНИЕ

Программа Совещания	4
Решение Совещания	11
Список Участников Совещания	13
Тезисы Докладов	14

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ:

В.А.Дмитриев -	Председатель Совещания, ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН (С. Петербург)
А.Э.Юнович -	Заместитель Председателя Совещания, МГУ им. М.В.Ломоносова (Москва)
М.Г.Мильвидский -	ГИРЕДМЕТ (Москва).
А.Н.Ковалев -	МИСиС (Москва).
Ю.Н.Бочаров -	Санкт-Петербургский Государственный Технический Университет (С. Петербург)
А.С.Усиков -	ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН (С. Петербург).
А.С.Зубрилов -	Ученый Секретарь Совещания, ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН (С. Петербург).

ORGANIZING COMMITTEE

Chairman

V.A.Dmitriev

**Ioffe Physical-Technical Institute,
Russian Academy of Sciences (S. Petersburg)**

Co-Chairman

A.E.Yunovich

Moskow State University (Moskow)

Members

M.G.Milvidski -

GIREDMET (Moskow)

A.N.Kovalev -

MISIS (Moskow)

Yu.N.Bocharov -

S. Petersburg Technical University (S. Petersburg)

A.S.Usikov -

**Ioffe Physical-Technical Institute
Russian Academy of Sciences (S. Petersburg)**

General secretary

A.S.Zubrilov -

**Ioffe Physical-Technical Institute
Russian Academy of Sciences (S. Petersburg)**

**ПРОГРАММА 2-го ВСЕРОССИЙСКОГО СОВЕЩАНИЯ
“НИТРИДЫ ГАЛЛИЯ, ИНДИЯ И АЛЮМИНИЯ:
СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ”**

02 июня 1998 г.

Санкт-Петербургский Государственный Технический Университет,

Открытие совещания (9:00-9:15)

Председатель: А.С.Зубрилов

Вступительный доклад

В.А.Дмитриев, А.Э.Юнович

Секция А “Технология III-нитридов” (9:15-10:45)

Председатель - А.Э.Юнович

NG01. Слои нитрида алюминия, выращенные HVPE методом на SiC подложках.

*Ю.В.Мельник, А.Е.Николаев, С.И.Степанов, И.П.Никитина, А.И.Бабанин,
Н.И.Кузнецов, В.А.Дмитриев.*

NG02. Выращивание объемных кристаллов нитрида галлия из раствора-расплава на затравку при пониженном давлении .

*В.А.Суховеев, В.А.Иванцов, А.С.Зубрилов, И.П.Никитина, Н.И.Кузнецов,
В.А.Дмитриев.*

NG03. Электрохимическое травление структур на основе GaN.

*В.Г.Сидоров, Ф.Г.Дрижук, Д.В.Сидоров, М.Д.Шагалов, В.В.Лундин, Б.В.Пушный,
А.С.Усиков, Н.М.Шмидт.*

NG04. Генезис ориентационных соотношений в системах “AlN, GaN, InN на сапфире”.

А.Н.Ефимов, А.О.Лебедев, И.Г.Пичугин

NG05. Плазменное нитрирование арсенида и фосфида галлия:

фотолюминесценция слоев и фоточувствительность структур на их основе.

В.Ф.Агекян, В.И. Иванов-Омский, В.Ю.Рудь, Ю.В.Рудь

Обсуждение.

Перерыв.

**Секция В1 “Структурные, оптические, электрические и др. свойства III-нитридов”
(10:45-12:00)**

Председатель - В.А.Дмитриев.

NP11. Тонкая структура характерных ростовых особенностей GaN пленок на сапфире .

*А.С.Усиков, В.В.Третьяков, В.В.Лундин, Б.В.Пушный, С.Г.Конников,
Ю.М.Задиранов.*

NP12. Микро- и микродеформация в эпитаксиальных слоях GaN/Al₂O₃ (0001),

с разным уровнем легирования кремнием.

Р.Н.Котт, В.В.Лундин, Б.В.Пушин, В.В.Ратников, Н.М.Шмидт, А.С.Усиков, М.П.Щеглов.

NP13. Контроль нитридных полупроводниковых структур методами ВИМС, рентгеновской дифракции и РФЭС.

А.П.Коварский, А.В.Щукарев, М.А.Ягочкина.

NP14. Исследование периодичности сверхструктуры в толстых слоях GaN на подложках SiC.

М.Е.Бойко, Е.Н.Мохов

NP15. Определение микротвердости и модуля упругости кристаллов GaN.

В.И.Николаев, В.В.Шпейзман, Б.И.Смирнов

Обсуждение.

Перерыв.

Секция В2 “Структурные, оптические, электрические и др. свойства III-нитридов” (12:00-13:30)

Председатель - М.Е.Левинштейн

NP21. Оптические свойства твердых растворов AlGaIn и объемных кристаллов GaN, выращенных HVPE методом (обзор).

А.С.Зубрилов, Ю.В.Мельник, А.Е.Николаев, Д.В.Цветков, В.В.Третьяков, М.А.Якобсон, Д.К.Нельсон, В.А.Дмитриев.

NP22. Рамановское рассеяние в твердых растворах Al_xGa_{1-x}N.

В.Ю.Давыдов, А.В.Субашиев, И.Н.Гончарук, М.В.Байдакова, А.Н.Смирнов.

NP23. Стимулированное излучение. Оптические и электрические свойства GaN слоев и InGaIn/GaN гетероструктур, выращенных методом MOVPE.

Е.В.Луценко, И.П.Марко, А.Л.Гурский, Г.П.Яблонский.

NP24. Диагностика неоднородных слоев GaN и AlGaIn.

Б.В.Воловик, В.Ю.Давыдов, Ю.А.Кудрявцев, А.В.Сахаров, А.Н.Смирнов, В.В.Лундин, Б.В.Пушин, Н.М.Шмидт, А.С.Усиков, Е.И.Ушаков, А.Ф.Цацульников.

NP25. Оптические исследования эпитаксиальных пленок GaN и определение их экситонных параметров.

М.А.Якобсон, А.В.Селькин, Д.К.Нельсон, Е.В.Калинина, С.О.Романовский.

NP26. Донорно-акцепторная фотолюминесценция слоев GaN.

Н.Н.Зиновьев, Л.В.Беляков, В.Ю. Некрасов.

Обсуждение.

Перерыв.

Секция В3 “Структурные, оптические, электрические и др. свойства III-нитридов” (14:30-16:25)

Председатель - А.С.Зубрилов.

NP31. Низкочастотный шум в GaN n-типа, GaN/GaIn гетероструктурах, выращенных на сапфире, и GaN/GaIn гетероструктурах, выращенных на SiC подложках.

Н.В.Дьяконова, М.Е.Левинштейн, С.Л.Румянцев, С.Контрерас (S.Contreras),

- И.Книп (W.Knap), Р.Гаска (R.Gaska), and М.С.Шур.*
- NP32.** УФ люминесценция нитрида алюминия.
В.И.Зихирченя, М.П.Коробков, Б.Р.Намозов, Э.М.Шер
- NP33.** Рекомбинационная активность дислокаций и дефектов упаковки в GaN.
Ю.Г.Претер, Ю.Т.Ребане.
- NP34.** Электрические характеристики диэлектрических слоев GaN:Zn, выращенные HVPE методом на подложках 6H-SiC.
И.И.Кузнецов, А.Е.Николаев, Ю.В.Мельник, А.С.Зубрилов, В.А.Дмитриев
- NP35.** Излучательные переходы в полупроводниках-нитридах.
А.В.Дмитриев, А.Л.Оружейников.
- NP36.** Замороженная фотопроводимость в AlGaIn и GaN.
А.Я.Поляков, Н.Б.Смирнов, А.В.Говорков, М.Г.Мильвидский, А.С.Усиков, Б.В.Пушный, В.В.Лундин, Н.М.Шмидт.
- NP37.** Механизмы компенсации, рекомбинации и прилипания носителей тока в структурах на основе AlGaIn, предназначенных для изготовления фотоприемников.
А.Я.Поляков, Н.Б.Смирнов, А.В.Говорков, М.Г.Мильвидский.
- NP38.** Электронный парамагнитный резонанс дефектов с метастабильными свойствами в кристалле GaN.
П.Г.Баранов, И.В.Ильин, Е.Н.Мохов, В.А.Храмцов.
Обсуждение.
Перерыв.

Секция С “Разработка и свойства приборов (светодиодов, лазеров, фотоприемников, транзисторов и др.) на основе III-нитридов” (16:25-18:05)

Председатель - В.Г.Сидоров

- ND01.** Электролюминесценция светодиодов InGaN/AlGaIn/GaN с множественными квантовыми ямами.
А.Э.Юнович, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин.
- ND02.** Изменения люминесцентных и электрических свойств светодиодов из InGaN/AlGaIn/GaN при длительной работе.
А.Н.Ковалев, Ф.И.Маняхин, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович.
- ND03.** Светоизлучающие структуры с р-типом GaN: (Zn-O).
А.Г.Дрижук, В.В.Сафонов, А.Д.Шагалов, М.Д.Шагалов.
- ND04.** Светосигнальная аппаратура на светодиодах.
В.М.Дмитров, Е.А.Еремин, О.Ю.Ливовар, В.Д.Сажаяев, А.Б.Синицин, В.Н.Соколов, Б.Ф.Тринчук.
- ND05.** Светодиоды на основе нитридов III группы.
В.В.Лундин, Б.В.Пушный, А.В.Сахаров, М.Н.Ткачук, А.С.Усиков, Н.М.Шмидт, Ж.И.Алферов, М.Н.Мизеров
- ND06.** Фотоприемники на основе III-V нитридов.
А.В.Говорков, Н.Б.Смирнов, В.В.Лундин, А.Я.Поляков, Б.В.Пушный, Н.М.Шмидт, А.С.Усиков, Е.И.Ушаков.
- ND07.** Фотоэлектрические свойства эпитаксиальных структур в системе In-Ga-Al-N, полученных эпитаксией из металло-органических соединений.

Л.Н.Гурков, О.Н.Ермаков.

ND03. Эпитаксиальные пленки GaN на фиаците.

*А.Н.Бузынин, Ю.К.Воронько, В.В.Осико, Ю.Н.Бузынин, Б.В.Пушный,
А.С.Усиков, В.В.Лундин.*

Обсуждение.

Закрытие совещания (18:05-18:20)

Председатель: А.С.Зубрилов

Заключительный доклад

В.А.Дмитриев, А.Э.Юнович

Program of The 2nd Russian Workshop

“Gallium Nitride, Indium Nitride, Aluminum Nitride: Structures and Devices”

June 2, 1998

St.-Petersburg State Technical University

Opening Session (9:00-9:15 a.m.)

Chairperson: A.S.Zubrilov

Opening Address

V.A.Dmitriev and A.E.Yunovich

Session A - Group-III Nitride Growth (9:15-10:45 a.m.)

Chairperson: A.E.Yunovich

NG01 AlN epitaxial layers grown by HVPE method on SiC substrates

Yu.V.Melnik, A.E.Nikolaev, S.I.Stepanov, I.P.Nikitina, A.I.Babanin, N.I.Kuznetsov, V.A.Dmitriev.

NG02 A seeded procedure of bulk GaN growth from liquid phase at reduced pressure

V.A.Suchoveev, V.A.Ivantsov, A.S.Zubrilov, I.P.Nikitina, N.I.Kuznetsov, V.A.Dmitriev

NG03 Electrochemical etching of GaN-based structures

V.G.Sidorov, F.G.Drizuk, D.V.Sidorov, M.D.Shagalov, V.V.Lundin, B.V.Pushnii, A.S.Usikov, N.M.Shmidt

NG04 Genesis of the orientation epitaxial relationships for the systems: AlN, GaN and InN on sapphire

A.N.Efimov, A.O.Lebedev, I.G.Pichugin

NG05 Photoluminescence and photosensitivity of structures fabricated by plasma nitridation of GaAs and GaP

V.F.Agekyan, V.I.Ivanov-Omskii, V.Yu.Rud, Yu.V.Rud,

Break

Session B1 - Structural, Optical and Electrical Properties of Group-III Nitrides (10:45-12:00 a.m.)

Chairperson: V.A.Dmitriev

NP11 Fine structure of typical growth features of GaN epitaxial layers grown on sapphire

A.S.Usikov, V.V.Tretyakov, V.V.Lundin, B.V.Pushnii, S.G.Konnikov, Yu.M.Zadiranov

NP12 Macro- and micro deformations in GaN/Al₂O₃ (0001) epitaxial layers with different Si doping levels

R.N.Kutt, V.V.Lundin, B.V.Pushnii, V.V.Ratnikov, N.M.Shmidt, A.S.Usikov, M.P.Sheglov

NP13 Characterization of nitride semiconductor structures by SIMS, X-ray diffraction and XPS

A.P.Kovarskii, A.V.Shukarev, M.A.Yagovkina

NP14 Research of periodicity in superstructures of thick GaN layers grown on SiC

substrates

M.E.Boiko, E.N.Mokhov

NP15 Measurements of microhardness and Young modulus for gallium nitride crystals

V.I.Nikolaev, V.V.Shpeizman, B.I.Smirnov

Break

Session B2 - Structural, Optical and Electrical Properties of Group-III Nitrides

(12:00-1:30 p.m.)

Chairperson: M.E.Levinshstein

NP21 Optical properties of AlGa_N solid solutions and bulk GaN crystals grown by HVPE (review)

A.S.Zubrilov, Yu.V.Melnik, A.E.Nikolaev, D.V.Tsvetkov, V.V.Tretyakov,

M.A.Yakobson, D.K.Nelson, V.A.Dmitriev

NP22 Raman scattering in Al_xGa_{1-x}N solid solutions

V.Yu.Davidov, A.V.Subashiev, I.N.Goncharuk, M.V.Baidakova, A.N.Smirnov

NP23 Stimulated emission, optical and electrical properties of GaN layers and InGa_N/GaN heterostructures grown by MOVPE

E.V.Lutsenko, I.P.Marko, A.L.Gurskii, G.P.Yablonskii

NP24 Diagnostics of heterogeneous GaN and AlGa_N layers

B.V.Volovik, V.Yu.Davidov, Yu.A.Kudryavtsev, A.V.Saharov, A.N.Smirnov,

V.V.Lundin, B.V.Pushnii, N.M.Shmidi, A.S.Usikov, E.I.Ushakov, A.F.Tsatsulnikov

NP25 Optical study of GaN epitaxial layers and their exciton parameters

M.A.Yakobson, A.V.Selkin, D.K.Nelson, E.V.Kalinina, S.O.Romanovskii

NP26 Donor-acceptor photoluminescence of GaN layers

N.N.Zinoviev, L.V.Belyakov, V.Yu.Nekrasov

Break

Session B3 - Structural, Optical and Electrical Properties of Group-III Nitrides

(2:30-4:25 p.m.)

Chairperson: A.S.Zubrilov

NP31 Low-frequency noise in n-GaN, GaN/GaN/AlN/sapphire heterostructures, and GaN/GaN/AlN/SiC heterostructures

N.V.Dyakonova, M.E.Levinshstein, S.L.Rumyantsev, S.Kontreras, W.Knap, R.Gaska,

M.S.Shur

NP32 UV-luminescence of AlN

B.P.Zaharchenya, M.P.Korobkov, B.R.Namozov, E.M.Sher

NP33 Recombination activity of the dislocations and stacking faults in GaN

Yu.G.Shreter, Yu.T.Rebane

NP34 Electrical characteristics of dielectric GaN:Zn layers grown by HVPE on SiC substrates

N.I.Kuznetsov, A.E.Nikolaev, Yu.V.Melnik, A.S.Zubrilov, V.A.Dmitriev

NP35 Optical transitions in nitride semiconductors

A.V.Dmitriev, A.L.Oruzeimikov

NP36 Frozen photoconductivity in AlGa_N and GaN

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

B.V.Pushnii, V.V.Lundin, N.M.Shmidi

NP37 Mechanisms of carrier compensation, recombination and traps in AlGa_N-based photodetector structures

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

NP38 Electron paramagnetic resonance of defects with metastable properties in GaN crystals

P.G.Baranov, I.V.Ilyin, E.N.Mokhov, V.A.Hramtsov

Break

Session C - Group-III Nitride-based devices (LEDs, LDs, photodetectors, transistors etc.): developing and characteristics

(4:25-6:05 p.m.)

Chairperson: V.G.Sidorov

ND01 Electroluminescence of the InGaN/AlGa_N/Ga_N LEDs with multiple quantum wells

A.E.Yunovich, V.E.Kudryashov, A.N.Turkin

ND02 Long-time luminescence and electrical properties degradation of InGa_N/AlGa_N/Ga_N-based LEDs

A.N.Kovalev, F.I.Manyahin, V.E.Kudryashov, A.N.Turkin, A.E.Yunovich

ND03 Light emitting structures with a Ga_N: (Zn-O) n-type region

A.G.Drizuk, V.V.Safonov, A.D.Shagalov, M.D.Shagalov

ND04 Light signal equipment based on LEDs

V.M.Dmitrov, E.A.Eremin, O.Yu.Pivovarov, V.D.Sazaev, A.B.Simitsin, V.N.Sokolov, B.F.Trinchuk

ND05 Group-III nitride-based LEDs

V.V.Lundin, B.V.Pushmii, A.V.Saharov, M.N.Tkachuk, A.S.Usikov, N.M.Shmidt, Zh.I.Alferov, M.N.Mizerov

ND06 III-V nitride-based photodetectors

A.V.Govorkov, N.B.Smirnov, V.V.Lundin, A.Ya.Polyakov, B.V.Pushmii, N.M.Shmidt, A.S.Usikov, E.I.Ushakov

ND07 Photoelectrical properties of MOCVD epitaxial structures in the In-Ga-Al-N system

L.N.Gurkov, O.N.Ermakov

ND08 Ga_N epitaxial layers grown on sapphire substrates

A.N.Buzinin, Yu.K.Boorn'ko, V.V.Osiko, Yu.N.Buzinin, B.V.Pushmii, A.S.Usikov, V.V.Lundin

Closing Session (6:05-6:20 p.m.)

Chairperson: A.S.Zubrilov

Closing remarks

V.A.Dmitriev, A.E.Yunovich

РЕШЕНИЕ 2-го ВСЕРОССИЙСКОГО СОВЕЩАНИЯ “НИТРИДЫ ГАЛЛИЯ, ИНДИЯ И АЛЮМИНИЯ: СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ”

Представители академических, вузовских и промышленных организаций, участвовавших в Совещании (ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, МГУ им. М.В.Ломоносова, МИСиС, ФИ им. П.Н.Лебедева РАН, ГИРЕДМЕТ, НИИ "Сапфир", ИНВФ "Свеча" и др. - более 50 специалистов), отметили существенное увеличение за последний год в России интереса к научно-исследовательским и опытно-конструкторским работам по полупроводниковым соединениям - нитридам металлов группы III (GaN, InN, AlN) и их твердым растворам, гетероструктурам и p-n-переходам на их основе, по источникам излучения - светодиодам и лазерам, высокочастотным мощным и высокотемпературным транзисторам с использованием этих материалов, которым было посвящено данное Совещание.

Результаты Совещания показали, что представленные на нем российские научные группы активно развивают работы по технологии выращивания III-нитридов: как объемных кристаллов, так и гомо- и гетероструктур, а также по исследованию физических свойств этих новых материалов и приборов на их основе. Эти работы развиваются в основном благодаря кооперации с зарубежными партнерами из Японии, США и Германии.

Однако Совещание считает необходимым подчеркнуть, что, темпы развития работ по полупроводниковым нитридам в России явно недостаточны. Они ниже высоких темпов развития этих работ в мире.

Необходима разработка национальных, региональных и целевых программ для решения проблем отечественного производства приборов оптоэлектроники и микроэлектроники на основе полупроводниковых нитридов.

Необходимо финансирование этих программ из отечественных источников и объединение усилий различных российских групп в рамках этих программ.

В России есть необходимая сырьевая база для развития этих важных технологий. Есть научные и промышленные организации и центры, которые до последнего десятилетия успешно развивали исследования и разработки полупроводниковых лазеров. Некоторые исследования и разработки за рубежом использовали ранние отечественные открытия, разработки и публикации.

Есть высшие учебные заведения, которые готовили и продолжают готовить кадры для подобных исследований и разработок. Согласно публикациям в иностранных журналах, во всем мире объем продаж нитридных материалов, структур и приборов в 1996 г. достигал 220 млн. долларов, а в 2000 г. оценки предсказывают рост объема продаж до 990 млн. долларов.

Эти цифры показывают, насколько экономически оправдано капиталовложение в эту научно-техническую тематику..

Совещание считает нужным :

- Организовать в 1999 г. 3-е Всероссийское Совещание (или Конференцию) по новым широкозонным полупроводникам - нитридам металлов группы III. Обратиться к РФФИ и другим спонсорам с просьбой о финансировании этого форума.
- Обратиться в Министерство науки и технической политики РФ и Президиум РАН с предложением разработать национальную программу исследований и разработок для решения поставленных целей, выделить необходимые для этой программы бюджетные средства.
- Обратиться в Отделы науки и технической политики Москвы и Санкт-Петербурга с предложением разработать региональные программы для решения части поставленных целей выделить средства из их бюджетов.
- Развивать научно-техническое сотрудничество с зарубежными партнерами по описанной тематике, подавать заявки на финансирование совместных международных проектов.
- Информировать банковские и другие организации о перспективности капитальных вложений в эту научно-техническую тематику.
- В целях информирования общественности о важности данной тематики для экономики России поместить труды этого Совещания в Интернет.

СПИСОК УЧАСТНИКОВ:

1. Александрова Г.А. ("Сапфир")
2. Бабанин А.И. (ФТИ РАН)
3. Беляков Л.В. (ФТИ РАН)
4. Берман Л.С. (ФТИ РАН)
5. Бойко М.Е. (ФТИ РАН)
6. Бочаров Ю.Н. (СПбГТУ)
7. Бузынин А.Н. (ИОФ РАН)
8. Василевский К.В. (ФТИ РАН)
9. Давыдов В.Ю. (ФТИ РАН)
10. Дмитриев В.А. (ФТИ РАН)
11. Дрижук Ф.Г. (ВПИ)
12. Ефимов А.Н. (ФТИ РАН)
13. Ермаков О.Н. ("Сапфир")
14. Зиновьев Н.Н. (ФТИ РАН)
15. Зубрилов А.С. (ФТИ РАН)
16. Ильин И.В. (ФТИ РАН)
17. Калинина Е.В. (ФТИ РАН)
18. Ковалев А.Н. (МИСиС)
19. Коробков М.П. (ФТИ РАН)
20. Кострикова М.В. (ФТИ РАН)
21. Кудряшов В.Е. (МГУ)
22. Кузнецов Н.И. (ФТИ РАН)
23. Лебедев А.О. (ФТИ РАН)
24. Левинштейн М.Е. (ФТИ РАН)
25. Луценко Е.В. (ИФ НАНБ)
26. Маняхин Ф.И. (МИСиС)
27. Морозов А. (ЦИРК)
28. Мынбаева М.Г. (ФТИ РАН)
29. Некрасов В.Ю. (ФТИ РАН)
30. Николаев В.И. (ФТИ РАН)
31. Никитина И.И. (ФТИ РАН)
32. Поляков А.Я. (Гиредмет)
33. Пушный Б.В. (ФТИ РАН)
34. Ратников В.В. (ФТИ РАН)
35. Ребане Ю.Т. (ФТИ РАН)
36. Рудь Ю.В. (ФТИ РАН)
37. Середова Н.В. (ЦИРК)
38. Синицын А.Б. (ИПВФ "Свеча")
39. Сидоров В.Г. (СПбГТУ)
40. Степанов С.И. (ФТИ РАН)
41. Суховеев В.А. (ФТИ РАН)
42. Третьяков В.В. (ФТИ РАН)
43. Туркин А.Н. (МГУ)
44. Усиков А.С. (ФТИ РАН)
45. Цветков Д.В. (ЦИРК)
46. Черенков А.Е. (ЦИРК)
47. Шагалов М.Д. (ВПИ)
48. Шер М.Э. (ФТИ РАН)
49. Шмидт Н.М. (ФТИ РАН)
50. Шрегер Ю.Г. (ФТИ РАН)
51. Шукарев А.В. (Механобр Аналит)
52. Юнович А.Э. (МГУ)
53. Якобсон М.А. (ФТИ РАН)

Слой AlN, выращенные HVPE методом на SiC подложках.

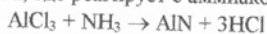
Ю.В. Мельник¹, А.Е. Николаев¹, С.И. Степанов¹, И.П. Никитина¹, А.И. Бабанин¹,
Н.И. Кузнецов¹, В.А. Дмитриев^{1,2}.

¹ ФТИ им. Иоффе, Санкт-Петербург, Политехническая 26

² MSRCE Howard University, 2300 Sixth St. NW, Washington, DC, 20059, USA

Нитрид алюминия (AlN) обладает рядом уникальных физических свойств, которые делают его перспективным материалом электронной техники.

Ранее мы сообщали о высококачественных слоях нитрида галлия, выращенных хлоридно-гидридным методом (HVPE) на подложках карбида кремния (SiC) [1]. В данной работе показана возможность выращивания высококачественных слоев AlN на подложках SiC модифицированным методом HVPE [2]. Для роста слоев AlN использовался горизонтальный кварцевый реактор проточного типа. В зоне источника металлический Al взаимодействует с газообразным хлоритым водородом. Образующийся трихлорид алюминия поступает в зону роста, где реагирует с аммиаком согласно реакции:



Слой AlN осаждался на [0001]Si грань подложки SiC диаметром 35 мм. Температура роста лежала в диапазоне 950-1200 °С. Скорость роста изменялась от 0.1 до 0.3 μm/min.

Слой AlN имели гладкую, зеркальную поверхность. Шероховатость поверхности, измеренная атомно-силовой микроскопией, была 45 nm.

На картине дифракции быстрых электронов от слоя AlN наблюдаются яркие точечные рефлексами и Кекучи линии (рис. 1), что говорит о качественной монокристаллической поверхности.

Структурное совершенство слоев AlN определялось методом рентгеновской дифракции. Наименьшая полуширина рентгеновской кривой качания для отражения (0002) в геометрии ω-сканирования составила 120 arcsec (рис. 2).

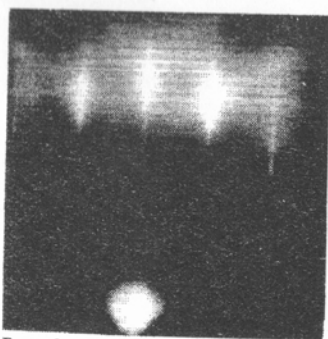


Рис. 1. Картина дифракции быстрых электронов от слоя AlN на SiC

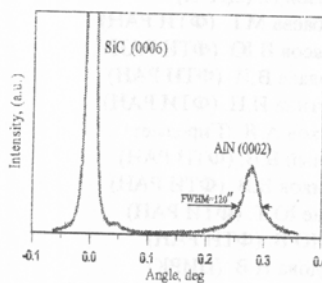


Рис. 2. Рентгеновская кривая качания в геометрии ω-сканирования для слоя AlN на SiC подложке

Химический состав слоев AlN изучался Оже-спектроскопией. Поверхность слоев была загрязнена кислородом и углеродом. После чистки поверхности аргоновым пучком следов кислорода и углерода обнаружено не было (точность метода порядка 1 ат. %) (рис. 3).

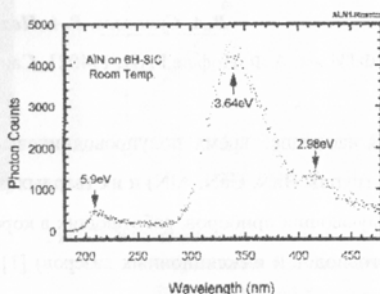
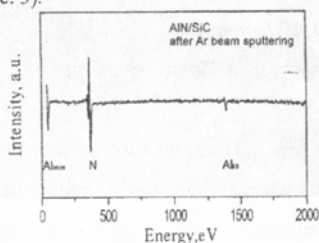


Рис. 3. Оже спектр для слоя AlN на SiC подложке

Рис. 4. Спектр катодоллюминесценции слоя AlN на SiC

В спектре катодоллюминесценции (рис. 4) доминирует широкий пик в районе 3.64 eV. Большинство исследователей связывают этот пик с примесью кислорода. Также в спектре присутствует широкий пик на 2.98 eV, связанный с околосонной рекомбинацией в SiC подложке. Узкий пик с максимумом около 6.0 eV мы связываем с экситонной рекомбинацией в слое AlN.

Продемонстрирована возможность получения высококачественных слоев AlN на SiC подложках методом HVPE. Свойства полученных слоев были исследованы рентгеновской дифракцией, катодоллюминесценцией, оже-спектроскопией. Поверхность слоев AlN охарактеризована дифракцией быстрых электронов и атомно-силовой микроскопией.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект №97-02-18057) и Аризонского Государственного Университета (США).

1. Yu.V. Melnik, I.P. Nikitina, A.S. Zubrilov, A.A. Sitnikova, Yu.G. Musikhin and V.A. Dmitriev, Inst. Phys. Conf. Ser. 142, 863 (1996).
2. Ю.В. Мельник, Диссертация на соискание кандидатской степени, ЛЭТИ, октябрь 1992

ВЫРАЩИВАНИЕ ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ИЗ РАСТВОРА-РАСПЛАВА НА ЗАТРАВКУ ПРИ ПОНИЖЕННОМ ДАВЛЕНИИ.

В.А. Суховеев, В.А. Иванцов, В.А. Дмитриев.

ФГИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021, Санкт Петербург, ул. Политехническая 26

В настоящее время полупроводниковые структуры на основе нитридов элементов третьей группы (InN, GaN, AlN) и их твердых растворов занимают ведущее место в создании светоизлучающих приборов, работающих в коротковолновой области спектра (от зеленых до УФ светодиодов и инжекционных лазеров) [1]. Уже выпускаемые промышленно, приборы по необходимости создаются с использованием метода гетероэпитаксии в связи с отсутствием объемных кристаллов для подложек. Как было показано в [2], использование даже квази-объемных кристаллов GaN с улучшенной с помощью метода ELOG (epitaxial lateral overgrowth) структурой позволяет значительно повысить практически все приборные характеристики. Поэтому проблема получения объемных кристаллов GaN, которые могли бы быть использованы в качестве материала подложек при гомоэпитаксии является, как никогда, насущной. К сожалению, применение метода выращивания объемных кристаллов GaN из расплава галлия в атмосфере молекулярного азота при высоких температуре и давлении (1450-1600°C, 10-20 кбар), разрабатываемого уже более десяти лет, до сих пор не позволяет получать образцы площадью более 10 мм² и толщиной свыше 250 мкм [3]. К тому же послеростовая обработка таких кристаллов оказалась ничуть не менее сложной, чем само выращивание [4].

В предыдущих работах (см., в частности, [5]) нами был описан метод выращивания объемных кристаллов GaN при давлении менее 2 бар и температуре до 1050°C при их спонтанном зарождении на поверхности Ga-содержащего расплава. Основным недостатком кристаллов был их небольшой размер (2×2.5×0.03 мм³). Данное сообщение посвящено развитию этого метода, состоящему в использовании затравочного кристалла, размеры которого, как было показано, могут быть закономерно увеличены. В качестве затравки использовался ранее выращенный монокристалл GaN, прикрепленный к сапфировому стержню. Были выращены поликристаллические образцы размером до 15 мм и толщиной до 2 мм (Рис. 1). Размер кристаллов зависел лишь от времени выращивания (Рис. 2) и мог быть увеличен вплоть до размеров используемого тигля.

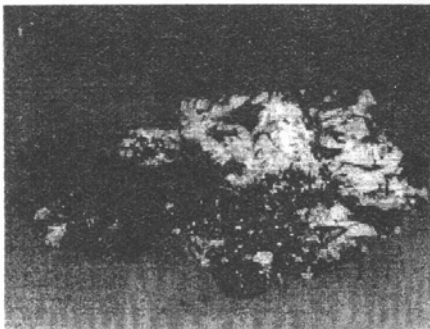


Рис. 1. Поликристалл GaN, полученный путем разрастания, на сапфировой заправке.

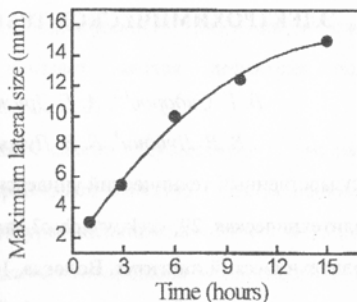


Рис. 2. Увеличение поперечного размера поликристалла GaN во время процесса выращивания.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект № 97-02-18057) и Аризонского Государственного Университета (США).

Литература

1. S. Nakamura, M. Senoh, S. Nagahama, N. Iwasa, T. Yamada, Y. Sugimoto, and H. Kiyoku, Appl. Phys. Lett. 70, p. 1417 (1997).
2. 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, Proceedings of the Second International Conference on Nitride Semiconductors ICNS'97, Tokushima, Japan, Oct. 27-31, 1997, p. 444-446.
3. S. Porowski, J. Jun, P. Perlin, I. Grzegory, H. Teisseyere, T. Suski Inst. Phys. Conf. Ser. No 137, 369, 1993
4. S. Porowski, S. Krukowski, M. Bockowski, I. Grzegory, Presented at the 1997 Fall MRS Meeting, December 1-5, 1997, Boston, MA.
5. В.А. Иванцов, В.А. Суховёев, В.И. Николаев, И.П. Никитина, В.А. Дмитриев, ФТТ 39, с. 858 (1997).

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ТРАВЛЕНИЕ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ GaN.

*В. Г. Сидоров^{1,2}, А. Г. Дрижук², Д. В. Сидоров¹, М. Д. Шагалов²,
В. В. Лундин³, Б. В. Пушный³, А. С. Усиков², Н. М. Шмидт².*

¹Государственный технический университет, С-Петербург, 195251,

Политехническая, 29, <tyukov@phsc3.stu.neva.ru>

²Политехнический институт, Вологда, 160140, ул. Ворошилова, 3

³Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе, С-Петербург.

Особенность эпитаксиального роста GaN состоит в возникновении колончатой структуры в слое в виде плотно сросшихся блоков субмикронных размеров. Такая структура приводит к неоднородному распределению примесей, структурных дефектов и люминесцентных свойств в эпитаксиальных слоях GaN. В данной работе выявление и исследование этих неоднородностей осуществлялось с помощью электрохимического травления.

Эпитаксиальные слои GaN и приборные структуры на его основе, выращенные газофазной эпитаксией из металорганических соединений (МОГФЭ) и хлоридно-гидридной газофазной эпитаксией (ХГФЭ), подвергались электрохимическому травлению в водном растворе КОН или NaOH (0.1-0.2 мол.%) при 300К и плотностях тока 0.005-0.1 А/см². Положительный потенциал подводился к контакту на GaN-слое, защищенному химически стойким лаком, отрицательный - к Pt-электроду, помещенному в электролит.

В нелегированных слоях, выращенных МОГФЭ, с помощью электрохимического травления на границе с (0001) сапфировой подложкой были выявлены проводящие области толщиной до 1 мкм в. Наличие таких областей подтверждают C-V измерения распределения концентрации носителей заряда по толщине слоев. Как правило, наблюдается рост концентрации в направлении от поверхности слоя к подложке на два порядка и более. Эти проводящие прослойки и каналы в нелегированных эпитаксиальных слоях GaN приводят к значительным ошибкам в определении концентрации и подвижности носителей заряда по измерениям эффекта Холла и электропроводности. Электрохимическая обработка слоев приводит также к расправливанию выходов на поверхность нанотрубок и удалению дефектных областей с поверхности слоя. О

последнем говорит такой факт: после электрохимического травления в спектре фотолюминесценции образца практически исчезает желтая дефектная полоса, расположенная при 2,2 эВ.

После электрохимического травления может существенно возрастать эффективность электролюминесценции (ЭЛ) приборных структур. Для экспериментов были использованы светодиодные i - n -GaN структуры, выращенные ХГФЭ методом, на сапфировых подложках (10-12). Структуры были ориентированы в плоскости (11-20). Высокоомная i -область состояла из двух слоев. Первый слой (он же активный слой светодиода) был легирован Zn и O одновременно. Второй (поверхностный) слой, более высокоомный, чем слой GaN(Zn, O), был легирован только Zn. В таких структурах ЭЛ с максимумом 2,55 эВ возбуждалась в GaN(Zn, O)-слое при отрицательной полярности напряжения на контакте к i -GaN(Zn)-слою. Особенности роста и неоднородности легирования структур приводят к образованию в i -GaN-слое сквозных низкоомных микровключений и тонкого проводящего слоя n -GaN(Zn) на поверхности структуры, которые шунтируют высокоомный i - слой, снижая эффективность ЭЛ.

При электрохимическом травлении сначала растворяется низкоомный поверхностный слой n -GaN(Zn), а затем проводящие микровключения в i -GaN(Zn) слое. В результате значительно уменьшаются утечки тока через структуру и интенсивность ЭЛ возрастает на 2-3 порядка. При этом процесс травления можно контролировать визуально или с помощью фотоприемника.

Таким образом, можно сделать вывод, что электрохимическое травление в водных растворах KOH или NaOH является достаточно эффективным методом выявления и изучения неоднородностей в эпитаксиальных слоях GaN, а также способом улучшения характеристик приборных структур на основе GaN.

Работа выполнена при поддержке Федеральной целевой программы «Интеграция», проект № 75.

ГЕНЕЗИС ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ В СИСТЕМАХ "AlN, GaN, InN НА САПФИРЕ"

Ефимов А.Н., Лебедев А.О., Пичугин И.Г.

ФТИ им Иоффе, СПбГЭТУ, С.Петербург, Россия

Наличие экспериментальных данных по ориентационным соотношениям для систем "AlN, GaN, InN на сапфире" представляет большой интерес для проверки теорий, претендующих на возможность предсказать или объяснить ориентационные соотношения в эпитаксиальных системах, характеризующихся большим различием как в типе химической связи, так и в кристаллических структурах компонент. Можно привести следующие факторы, которые, вероятно, являются определяющими для проявления того или иного ориентационного соотношения:

1. Структурно-химические аргументы, т.е. аргументы, основанные на рассмотрении возникновения направленных химических связей между атомами структур слоя и подложки. Анализ этой стороны явления безусловно важен, но трудновыполним, если принять во внимание возможности реконструкции поверхности, участия в поверхностных реакциях примесных и промежуточных веществ, возможную метастабильность структуры первичных зародышей размером в несколько ангстрем. Следует отметить, что разница в ориентационных соотношениях для систем "AlN, GaN, InN (0001) на (0001)-сапфире" не может быть объяснена в рамках такого рассмотрения, т.к. все эти нитриды не только изоструктурны, но и имеют одинаковый тип гибридизации электронных орбиталей.

2. Синергетический, кооперативный характер гетероэпитаксии, конкуренция и естественный отбор среди ансамбля зародышей различных ориентаций позволяет применить симметричный анализ и сделать априорные заключения о возможных соотношениях в системе или о типах дефектов, однако такой подход не позволяет, для базовой плоскости сапфира, объяснить, по той же причине -изоструктурности AlN, GaN и InN, какая из двух незапрещенных по симметрии азимутальных ориентровок - параллельная или 30-градусная - будет реализована для определенного материала слоя.

3. Единственное существенное различие между этими тремя гетероструктурами, которое может быть ответственно за изменение ориентационного соотношения - это различие в параметрах решеток.

Мы попытались понять возможные механизмы влияния метрики на ориентационное соотношение, используя стандартный метод Монте-Карло. Предполагалось, что имеет место зарождение новой фазы непосредственно на поверхности подложки и что именно функция распределения ориентаций первичных зародышей минимального размера будет предопределять ориентацию монокристаллического слоя, возникающего в результате последующих сложных и плохо известных процессов роста зародышей, коалесценции и эволюции зернограничной структуры. При моделировании использовалась простейшая двумерная модель. Можно выделить следующие характерные области на полученных температурных зависимостях: при низких температурах конфигурация сваливается в ближайший локальный энергетический минимум, который чаще всего (но не всегда) соответствует одному из двух возможных высокосимметричных состояний системы. Существенно, что доли зародышей, находящихся в параллельной и 30° -ной ориентациях при низких и средних температурах примерно одинаковы (для всех трех соединений) - очевидно, что эпитаксиальный рост при таких температурах не может привести к формированию монокристаллического слоя. При самых высоких температурах функция распределения ориентаций первичных зародышей становится однородной, иными словами, зародыши беспорядочно вращаются. В промежуточной области существует температурный диапазон, где превалирует только одна ориентация: параллельная для InN и 30° для GaN и AlN. Таким образом, на основе симметричного анализа и простейшей и самой общей модели (гармонический зародыш, слабая связь слой-подложка), без использования каких-либо подгоночных параметров, удалось полностью описать ориентационные соотношения "нитриды типа A^3B^5 на базовой плоскости сапфира". Аналогичный расчет был проведен нами для $(11\bar{2}0)$ -плоскости сапфира.

Литература

Efimov A.N., Lebedev A.O., Tsaregorodtsev A.M. Bicrystallography of the epitaxial systems "III-V nitrides on sapphire": theory and experiment. Topical Review in J.Appl. Crystallogr., 1998.

ПЛАЗМЕННОЕ НИТРИРОВАНИЕ АРСЕНИДА И ФОСФИДА ГАЛЛИЯ: ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ СЛОЕВ И ФОТОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ СТРУКТУР НА ИХ ОСНОВЕ

В.Ф. Арекиан *, В.И. Иванов-Смский, В.Ю. Рудь**, Ю.В. Рудь

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, 194021 С.Петербург, Россия

* Государственный университет, 198904 С. Петербург, Россия

**Государственный технический университет, 195251 С.Петербург, Россия

Создание эпитаксиальных слоев нитрида галлия и полупроводниковых структур из них определяет дальнейший прогресс и тенденции в развитии коротковолновой оптоэлектроники, что определилось удачным сочетанием фундаментальных параметров этого материала [1,2]. В настоящий период идет активный поиск эффективных технологий выращивания совершенных кристаллов и тонких слоев нитрида галлия и его твердых растворов. В настоящей работе изучены возможности азотного плазменного разряда для формирования широкозонных слоев на подложках из арсенида и фосфида галлия и изложены результаты первых экспериментальных исследований фотOLUMИНЕСЦЕНЦИИ образующихся на поверхности исходных соединений слоев, а также фотовольтаического эффекта структур подложка-слой.

Для создания слоев использовались электрически однородные монокристаллические пластины GaAs и GaP п-типа проводимости с концентрацией свободных электронов $(1 - 10) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ при $T = 300 \text{ K}$, средними размерами $10 \times 10 \times 0.3 \text{ мм}$ и кристаллографической ориентацией (100) или (111). Зеркальная поверхность пластин приготавливалась путем механической, а затем и химической полировки. Затем пластины вводились в металлическую вакуумированную камеру с остаточным давлением порядка $2 \times 10^{-5} \text{ Торр}$. На начальном этапе в камеру напускался водород до давлений, обеспечивающих устойчивый газовый разряд на постоянном токе. В таком режиме исходные пластины обрабатывались в водородной плазме при температурах около 50°C в течение 5 мин. Затем камера продувалась азотом и при давлениях около 0.02 Торр поджигался высокочастотный разряд на частоте 13.6 МГц. В результате физико-технологических исследований было установлено, что формирование слоев в приповерхностной области подложек происходит при температуре пластин в окрестности 500°C в течение 20 мин. и токе через плазму 30 - 40 мА. Процесс твердофазного замещения атомов мышьяка или фосфора на азот протекает под действием градиента химического потенциала, который возникал на границе подложки с высокочастотной азотосодержащей плазмой. Разработанные режимы плазменного замещения $\text{As (P)} \rightarrow \text{N}$ привели к возникновению в приповерхностной области исходных подложек однородно окрашенных слоев с зеркально-гладкой наружной поверхностью. Слои обладали высокой адгезией по отношению к поверхности GaAs и GaP. На поверхностях (100) и (111) под действием плазменной обработки были получены однородноокрашенные слои с темно-желтой (GaAs) и красно-лиловой (GaP) окраской.

ФотOLUMИНЕСЦЕНЦИЯ (ФЛ) слоев возбуждалась излучением импульсного азотного лазера ($\lambda_{\text{exc}} = 337 \text{ нм}$). Спектральные зависимости ФЛ измерялись в стробоскопическом режиме с временами задержки относительно возбуждающего импульса $\tau=0$ при постоянной времени 100 нс. Визуально ФЛ слоев на GaAs и GaP при 80 К представляет собой одинаково окрашенную в голубой цвет зону, в пределах которой можно различать

точки, яркость которых превосходит яркость зоны свечения. Для слоев на разных соединениях рекомбинационное излучение имеет вид широкой бесструктурной и несимметричной полосы, максимум которой центрирован в окрестности 3 эВ, что существенно выше ширины запрещенной зоны GaAs и GaP. Полная ширина полос ФЛ на полувысоте слоев на GaAs $\omega_{1/2} = 630$ мэВ, а на GaP - 550 мэВ при 77 К. В случае слоев на GaP к тому же выявлена дублетная структура максимума ФЛ. Большие значения ширины полос ФЛ указывают на тот факт, что наблюдаемые полосы имеют неэлементарную природу.

Структуры подложка-слой обнаруживают четкое выпрямление. Фактор идеальности β в структурах слой-GaAs близок к 2 и может указывать на рекомбинационную природу прямого тока, как и для гомопереходов n-p-GaAs. В случае структур слой-GaP $\beta \cong 5 - 8$, что отражает влияние высокого последовательного сопротивления на процесс токопереноса. При освещении таких структур наблюдается фотовольтаический эффект, знак которого не зависит от энергии падающих фотонов и локализации светового зонда. Этот факт позволяет связывать наблюдаемый фотовольтаический эффект с разделением фотогенерированных пар единственной активной областью, сформировавшейся на границе слой-подложка. Фоточувствительность лучших структур достигает 10^4 В/Вт при $T = 300$ К.

В обоих видах полученных плазменным нитрированием структур слой-подложка реализуется типичный для идеальных гетеропереходов широкополосный характер квантовой эффективности фотообразования η . Максимальная фоточувствительность наблюдается в диапазоне между ширинами запрещенных зон кристаллов подложек и GaN [3]. Полная ширина спектров η структур слой-GaAs достигает 2.2 эВ, тогда как для структур слой-GaP - 0.9 эВ. Широкополосный характер фотообразования свидетельствует о том, что образующиеся в процессах нитрирования слои по отношению к кристаллам подложек являются широкозонными, а интерфейсная область этих структур является достаточно совершенной. Главной особенностью полученных фоточувствительных структур на основе двух различных полупроводниковых соединений с сильно различающейся величиной ширины запрещенной зоны является тот факт, что начало коротковолнового спада η локализуется вблизи одной и той же энергии падающих фотонов - более 3.4 эВ. Это обстоятельство может быть связано с влиянием поглощения в тонких широкозонных слоях, для которых ширина запрещенной зоны близка у структур на разных полупроводниках и при этом превышает ширину запрещенной зоны материала подложки.

Таким образом, представленные результаты исследований ФЛ и фотовольтаического эффекта позволяют считать, что развитый технологический процесс вызывает увеличение ширины запрещенной зоны GaAs и GaP в результате замещения As и P азотом.

Список литературы

- [1] S. Nakamura, M. Senoh, Y. Nagahama, N. Iwasa, T. Yamada, T. Matsushita, H. Kiyoto, Y. Sugimoto. Appl. Phys. Lett., 68, 3269 (1996).
- [2] Y.C. Yeo, T.C. Chong, M.F. Li. J. Appl. Phys., 83, 1429 (1998).
- [3] Физико-химические свойства полупроводниковых материалов (М.,Наука, 1978).

Тонкая структура характерных ростовых особенностей GaN пленок на сапфире.

А.С. Усиков, В.В. Третьяков, В.В. Лундин, Б.В. Пушиный, С.Г. Конников, Ю.М. Задиранов.

Физико-технический Институт, Российская Академия Наук, С.-Петербург, 194021, Россия

Прогресс в улучшении качества пленок в многом связан с оптимизацией условий роста, что требует понимания ростовых механизмов их формирования. В данной работе было проведено изучение пространственного распределения катодоллюминесцентного излучения (МКЛ) по глубине и поверхности пленок GaN, имеющих пирамиды роста и полученных методом MOCVD. МКЛ наблюдалась через оптическую систему микроанализатора Camebax с разрешением ~ 1 $\mu\text{м}$ при плотности тока зонда до $\sim 200 \text{ А/см}^2$. Послойное снятие проводилось методом травления ионами Ag.

Описание технологической установки и характерных условий выращивания пленок GaN приведено в работе [1]. Пленки, на поверхности которых наблюдались гексагональные пирамиды, были получены при температуре нитридации подложки $\sim 1000^\circ\text{C}$. Такая поверхностная морфология является характерной для пленок GaN полученных MOCVD [2]. Изучение показывает наличие тонкой структуры в изображении МКЛ. На сглаженной поверхности между пирамидами наблюдались белые пятна, окружены синие - фиолетовыми областями с гексагональными границами, переходящими в голубые области. С увеличением энергии электронного пучка количество пятен увеличивалось и наблюдалось их гексагональное упорядочение. Подобное, но более выраженное цветовое распределение было обнаружено в изображении МКЛ пирамид. Размер белых пятен в центре пирамид меньше, либо они могли отсутствовать вообще, белые пятна малого размера наблюдались на границе между синие - фиолетовой и голубой областями. Наблюдения МКЛ, проведенные после каждого цикла травления на глубину $\sim 0,5-1$ $\mu\text{м}$ со скоростью 220 \AA/минута , что наибольшие изменения изображения происходили в области сглаженных поверхностей между пирамидами. Было обнаружено, что эта область состоит из набора $\{0001\}$ полуплоскостей частично накрытых друг другом, и наклоненных под небольшим углом к подложке. В центре каждой полуплоскости имелось белое пятно, а также большое количество других пятен. Эти пятна были нами связаны с проявлением зародышей, образованных при нанесении

низкотемпературного буфера. На основе МКЛ от пирамид и сглаженных поверхностей сделан вывод о подобии морфологических особенностей и едином механизме их роста. В средней области пирамиды наблюдалась слабая ультрафиолетовая линия (NU), с энергией 2.8 eV помимо ультрафиолетовой -полосы (DBE) в 3.40 eV и желтой полосы в 2.2 eV (Рис 1).

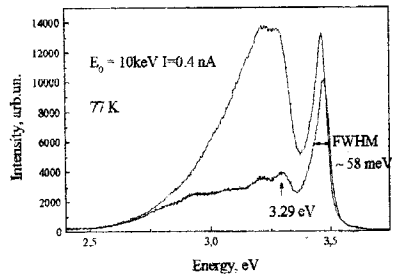
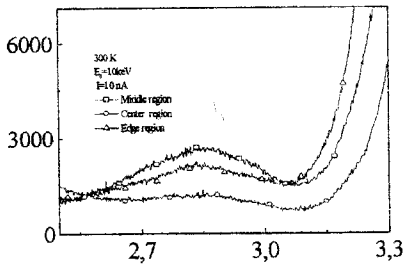


Рис 1. МКЛ спектры разных участков пирамиды после травления ее на ~ 2 μm . Рис. 2. МКЛ спектры при температуре 77 К из средней области разных пирамид.

В МКЛ спектрах со средней части различных пирамид при 77 К (рис. 2) линия 2.8 eV трансформировалась в серию линий в области ~ 3.2 eV, которая по литературным данным, является донорно- акцепторной рекомбинацией (DAP) с фоновыми повторениями. В МКЛ спектрах на крае пирамид при меньшей величине этих линий линия DBE имела большую интенсивность при меньшей полуширине. NU линия наблюдалась также в МКЛ спектрах зеркальных слоев GaN - AlGaIn, не имеющих гексагональных пирамид роста. В то же время в МКЛ спектрах с поверхности двойных гетероструктур, эта линия отсутствовала. Таким образом, линия NU должна быть связана с дефектами роста, которые проходят через слой и могут быть остановлены на гетероинтерфейсе. Таким дефектом может являться винтовая дислокация, а линия NU вероятно определяется собственными дефектами (или неконтролируемыми примесями) локализованными на винтовой дислокации.

1. W. V. Lundin, B. V. Pushnyi, A. S. Usikov, M. E. Gaevski, M. E. Baidakova, A. V. Sakharov, Inst. Phys. Conf. Ser. N 155, (1997), 319.
2. I. Akasaki, H. Amano, Y. Koide, K. Hiramatsu, and N. Sawaki, J. Cryst. Growth, 98, (1989), 209.

МАКРО- И МИКРОДЕФОРМАЦИЯ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ GaN/Al₂O₃ (0001) С РАЗНЫМ УРОВНЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЕМ

*В.В.Ратников, Р.Н.Кютт, В.В.Лундин, Б.В.Пушный, Н.М.Шмидт, А.С.Усиков,
Е.И.Ушаков, М.П.Щеглов*

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

Специфика формирования эпитаксиальных слоев GaN на сапфире (0001) при больших несоответствиях параметров решетки и коэффициентов термического расширения пленка-подложка приводит к существованию макро- и микродеформаций в эпитаксиальных слоях. Связь этих деформаций с условиями роста и охлаждения эпитаксиальных слоев, с концентрацией фоновых и легирующих примесей, а также их влияние на оптические и электронные свойства эпитаксиальных слоев нитридов III группы изучены недостаточно.

Использование рентгеновской дифференциальной дифрактометрии позволяет разделить вклад макро- и микродеформаций и получить более детальную информацию о структурных особенностях эпитаксиальных слоев. В данной работе структурное совершенство слоев GaN изучалось методами двух- и трехкристальной дифрактометрии. Исследовались нелегированные и легированные кремнием слои, выращенные на сапфировых подложках (0001) методом эпитаксии из металлоорганических соединений в горизонтальном реакторе в потоке водорода при пониженном давлении 200 мбар. Толщина слоев составляла 2–4 мкм.

Величины макронапряжений и упругих деформаций были получены из измерений радиуса кривизны и параметров a и c решетки эпитаксиальных слоев GaN. Детальный анализ уширений рентгеновских рефлексов в 2-х направлениях (вдоль и по нормали к дифракционному вектору) проводился на основе измерений углового распределения дифрагированной интенсивности в симметричной, асимметричной и некомпланарной геометрии Брэгга и симметричной геометрии Лауэ на $Cu K_{\alpha 1}$ и $Mo K_{\alpha 1}$ -излучениях для (0002), (0004), (1010), (2020), (1120) и (2240) отражений. Использовались θ - (распределение интенсивности по нормали к вектору обратной решетки H) и θ - 2θ - (вдоль вектора H) моды сканирования. Это позволило получить все 5 независимых компонент тензора микродисторсии ϵ_{ij} и оценить размеры областей когерентного рассеяния в плоскости слоев и по нормали к ней.

Проведенные исследования показали, что:

1. Все слои испытывают тангенциальные биаксиальные сжимающие напряжения σ_a , которые уменьшаются с ростом уровня легирования. Найдено, что поведение компонент макродисторсии (ϵ_a и ϵ_c) определяются как уровнем σ_a , так и гидростатическими микронапряжениями из-за возможной нестехиометрии и легирования слоев кремния. При этом наблюдается рост подвижности носителей заряда от 20 до 200–260 $\text{см}^2\text{В}^{-1}\text{с}^{-1}$.

2. Сравнение экспериментальной зависимости ϵ_a/ϵ_c от уровня легирования с теоретической позволяет предположить, что наиболее вероятным типом собственных дефектов являются дефекты типа N_{Ga} .

3. Найдено, что возрастающая с уровнем легирования разориентация плоскостей (0001) слоя и подложки является один из возможных механизмов снятия макронапряжений.

4. Легирование кремнием ведет к росту как диагональных ϵ_{zz} и ϵ_{xx} , так и сдвиговых ϵ_{zx} и ϵ_{xz} компонент микродеформации, при этом минимальные размеры областей когерентного рассеяния уменьшаются как по x , так и по z .

5. Анализ соотношения компонент тензора микродисторсии показывает немонотонное изменение плотности как винтовых, так и краевых дислокаций в GaN при повышении уровня легирования кремнием.

Таким образом, релаксация напряжений в эпитаксиальных слоях GaN носит сложный характер и определяется соотношением гидростатических и биаксиальных напряжений. Результаты структурных исследований коррелируют с электрическими и оптическими свойствами слоев.

КОНТРОЛЬ НИТРИДНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СТРУКТУР МЕТОДАМИ ВИМС, РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ И РФЭС

А.П.Коварский, А.В.Щукарев, М.А.Яговкина
Региональный аналитический центр Механоёр-Аналит

Контроль эпитаксиальных слоев, выращенных различными методами, с точки зрения их структурного совершенства, степени легирования, примесного состава, подготовки к нанесению контактов и т.д. является необходимым для получения устройств с желаемыми и стабильными свойствами. Среди методов исследования полупроводниковых структур в настоящее время основное место занимают вторично-ионная масс-спектрометрия (ВИМС), просвечивающая электронная микроскопия, рентгеновская дифракция, оже-электронная спектроскопия (ОЭС), рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФЭС).

В настоящей работе обсуждаются результаты, полученные за последние пять лет исследования нитридных полупроводников методами ВИМС, рентгеновской дифракции и РФЭС. Исследовались образцы фирмы CREE Research, Inc. (USA), ФТИ им. А.Ф.Иоффе, IBM (Швейцария) и Университета Ульма (Германия). Все измерения проводились на ионном микрозонде IMS-4F (CAMECA, Франция), дифракционной системе Geigerflex Dmax/RC (Rigaku, Япония) и электронном спектрометре РНН 5400 (Perkin-Elmer, США).

I. Вторично-ионная масс-спектрометрия.

Приведены данные о пределах обнаружения и факторах относительной чувствительности 9 примесей в пленках GaN. Измерения выполнены на образцах, в которые примесные элементы внедрены методом ионной имплантации. Показаны приемы анализа примесей с различной электроотрицательностью в одном режиме, что позволяет одновременно изучать послыное распределение, например Mg и Si.

В режиме локального анализа (ионные изображения) установлена планарная неоднородность распределения Mg для некоторых образцов. Получены экспериментальные доказательства роста шестигранных микрокристаллов (максимальный размер диагонали шестиугольника 50 - 70 мкм), которые не содержат магния и в процессе роста вытесняют его на периферию шестигранника. Похожее явление наблюдалось для многослойной структуры GaN - AlGaN (5 слоев). В плоских «срезах» слоя AlGaN видны пластинчатые кристаллы «чистого» GaN и кристаллы AlGaN (размер 10 x 150 мкм). Наличие таких локальных неоднородностей делают концентрационный профиль недостоверным.

Установлена возможность прямого определения индекса x в структурах $In_xGa_{1-x}N$ до значений $x < 0.4$. Данные ВИМС подтверждены 4 независимыми аналитическими методами. Результаты совпадают в пределах 20% отн.

II Рентгеновская дифракция.

Кроме стандартных определений качества монокристаллического слоя (ориентации, политипа, размеров блоков мозаики, состава твердого раствора, величины напряжений) проведено определение степени текстурирования поликристаллических пленок (режим дифракции для тонких пленок). В этом же режиме изучены продукты взаимодействия GaN с металлическими покрытиями Pd и Al.

Методом термической рентгенографии изучено взаимное влияние подложки и эпитаксиального слоя на коэффициент термического расширения по оси c в диапазоне

температур 100 - 1000 °С. Обнаружено аномальное поведение параметра ячейки GaN и SiC в области температур 250 - 400 °С.

Одновременное исследование этих структур методом ВИМС в режиме «ионных изображений» показало различие в локальном распределении примесей по границам блоков без прогрева и после нагрева до 300 °С и 1000 °С.

III. Рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия

Результаты РФЭС исследований важны прежде всего для контроля технологических процессов, связанных с обработкой поверхности нитридных полупроводников. Показано наличие на поверхности GaN естественного оксинитрида галлия, образующегося на воздухе. Найдены эмпирические атомные отношения, рассчитываемые по интенсивностям фотоэлектронных линий Ga 3d, Ga 2p_{3/2} и N 1s, при которых можно ожидать получения стабильных контактов.

На основе работы [1] разработана методика определения высоты барьеров Шоттки на контактах металл/GaN из данных РФЭС. Полученные значения для систем Au/GaN, Ni/GaN, Cr/GaN хорошо согласуются с данными электрофизических измерений. Преимуществом методики является возможность получения значения ϕ_b для полупроводников с большим числом носителей заряда.

По данным РФЭС с угловым разрешением восстановлены профили распределения элементов на интерфейсе Me/GaN (Me = Au, Ni, Cr, Pd) и показано, что все четыре интерфейса принципиально различаются по своей природе, что позволяет объяснить различие в электрофизических характеристиках получаемых контактов [2].

1. J.R.Waldrop, R.W.Grant, Y.C.Wang, R.F.Davis, *J.Appl.Phys.* 72 (1992), p. 4757.
2. E.V.Kalinina, N.I.Kuznetsov, A.I.Babanin, V.A.Dmitriev, A.V.Shchukarev, *Diamond and Related Materials.* 6 (1997), pp. 1528-1531.

Исследование периодичности сверхструктуры в толстых слоях GaN на подложках SiC

М. Е. Бойко, Е. Н. Махов

Физико - технический ин-т им. Иоффе РАН,

Политехническая 26, 194221 СПб, Россия

+7 (812) 2479973, Факс: 7 812 2475894, E-mail: michael@boiko.ioffe.rssi.ru

В ряде работ по исследованию светодиодов на основе GaN/SiC показано, что светятся границы зерен GaN. Но данные электронной микроскопии, катодолуминесценции или рентгеновские топограммы показывают лишь локальные участки слоя, тогда как светимость прибора - характеристика интегральная.

Нами поставлена и решается задача методами рентгеноструктурного анализа связать значение средних размеров доменов синтегральными характеристиками приборов. С помощью модифицированного метода малоуглового рассеяния рентгеновских лучей (МУР) исследованы несовершенные монокристаллические пленки GaN. Обычное уширение кривых качания показывает формирование разориентированных участков в исследуемом объеме образца. Это соответствует текстуре второго рода. Мы выяснили, что на физические свойства материала влияют не только разориентация доменов, которую стандартно определяют при характеристизации гетероструктур, но также на их размер. Характерными расстояниями при наших исследованиях оказались размеры от десятков до тысяч ангстрем. Такие размеры соответствуют области МУР.

Фотографии механически полированных поверхностей монокристаллов (0001) GaN напоминают сеть 60 - 120 градусов. Мы выполнили всесторонний рентгенодифракционное изучение по исследованию структуры в толстых пленках GaN на подложках (0001) SiC.

Полная ширина в половине максимума (FWHM) обычной рентгеновской кривой качания для поликристаллических объектов зависит от размера частиц по закону Селякова-Шерера. Так "толщину" доменов параллельно поверхности мы пробуем оценить в соответствии с этим законом:

$$\Delta(2\theta)_{0.5} = \lambda(L \cdot \cos\theta)$$

Где $\Delta(2\Theta)_{0.5} = (FWHM_{\text{образца}} - FWHM_{\text{идеал}})$, $\lambda(\text{Cu K}\alpha_1) = 1.54051 \text{ \AA}$ в нашем случае, 2Θ -угол дифракции, L - размер частицы в нормальном направлении от плоскости отражения (у нас "толщина" домена). Только комплексные исследования доменов могут подтвердить эту оценку. Уширение кривой качания зависит от обработки поверхности а также может быть вызвано мозаичностью, напряжениями и нарушением когерентности рентгеновского излучения протяженными дефектами (подобно плоским дислокациям в нашем случае), что подтверждает справедливость нашего подхода, хотя бы только для оценки. Изучение объемных кристаллов требует рентгеновской методики "на прохождение". Эту методику мы использовали для измерения размеров доменов в направлениях вдоль плоскости поверхности.

Структурное качество GaN слоев изучалось рентгенодифрактометрическими методами, используя CuK1 излучение в сочетании с плоским SiC (0001) кристалл-монохроматором. Угловое разрешение монохроматора - приблизительно 7 угловых секунд, что меньше, чем дифракционная ширина пика, наблюдаемого от GaN и SiC.

Кривые качания от слоя GaN имели FWHM от 150 arc.sec. Тогда как FWHM для подложки SiC - 18 arc.sec. По внешнему виду малоуглового спектра можно оценить форму и тип расположения частиц. Каждый из этих типов имеет специальное математическое приближение и интерпретацию. Мы предложили кластерно-кристаллическую модель распределения доменов в нитриде галлия, выращенного на карбиде кремния. В то время как слои GaN, выращенные на сапфире имели изменения плотности (которые мы рассматриваем, как домены), распределенные в газовой модели.

Домены GaN выглядят как гексагональные призмы 200-300nm высотой (перпендикулярно поверхности определено двумя методами) и 2550nm (возможно удвоение) вдоль поверхности.

Имеется триклинное искажение решетки интерфейса GaN/SiC. Различие $d/d < 1\%$. Дальнейшая работа идет в направлении оптимизации размеров доменов в выращиваемых слоях GaN с максимальной излучательной способностью приборов.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ И МОДУЛЯ УПРУГОСТИ КРИСТАЛЛОВ GaN.

Николаев В.И., Шпейман В.В., Смирнов Б.И.

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

26, Политехническая, 194021 С.- Петербург

Практическое использование кристаллов GaN и его твердых растворов для производства полупроводниковых светоизлучающих приборов сделало этот материал особенно интересным для исследований. Однако, механические свойства этих кристаллов до сих пор изучены слабо [1,2]. Дело в том, что малые размеры кристаллов GaN, и их стоимость (особенно в случае разрушающих экспериментов) сдерживают проведение таких исследований, хотя потребность в них очевидна. До сих пор не решена проблема образования трещин в слоях нитридов при эпитаксиальном росте, на стадии последующей механической обработки кристаллических пластин и в результате работы приборов при больших мощностях.

В настоящей работе проведены исследования микротвердости и модуля упругости кристаллов нитрида галлия с помощью методов микроиндентирования поверхности кристаллов.

Микротвердость по Виккерсу была измерена в диапазоне нагрузок на алмазную пирамидку 0.2-2N для ряда объемных кристаллов и пленок GaN и его твердых растворов с AlN, полученных различными методами. Значение

микротвердости (H) вычислялось по формуле
$$H = \frac{18.54 \cdot P}{a^2}, [GPa]$$
, где P- нагрузка в граммах, a - диагональ отпечатка в мкм (рис.1). Величины микротвердости образцов приведены в таблице 1.

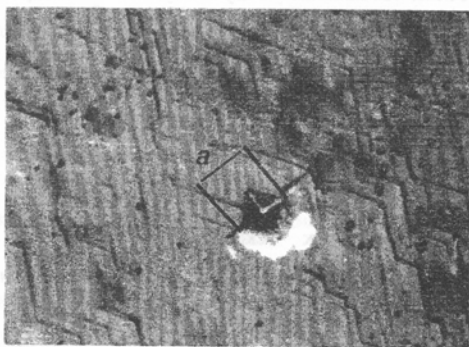


Рис.1 Отпечаток алмазной пирамидки на поверхности (0001) HVPE GaN bulk

До настоящего времени в расчетах остаточных деформаций и напряжений в слоях GaN используют значения модуля Юнга, полученные косвенными методами (из Бриллюэновского рассеяния, рентгеновских методов). В данной работе этот параметр получен на основе решения упругой задачи Герца для случая микродавливания сферического индентора в плоскую поверхность исследуемого кристалла, по разработанной для исследования микрообъемов методике [3]. Согласно решению Герца, диаметр площадки упругого силового контакта сферы с плоской поверхностью

$$d = \sqrt[3]{6PR\left(\frac{1-\mu^2}{E}\right) + \left(\frac{1-\mu_{sph}^2}{E_{sph}}\right)},$$

где P- нагрузка на сферу; R- радиус сферы; E, E_{сферы} и μ, μ_{сферы} - модули упругости и коэффициенты Пуассона контактируемых тел. Для фиксации упругого отпечатка индентора (стального шарика диаметром 1.6 мм) на поверхность кристалла GaN вакуумным напылением наносили тонкий слой олова (менее 0.1 μm). Размер отпечатка определяли с помощью оптической части прибора ПМТ-3. Влияние слоя олова на величину диаметра отпечатка учитывали путем калибровки прибора при вдавливании стальной сферы в стальной образец с таким же слоем. Полученное значение Модуля Юнга GaN оказалось равным 330±10 GPa.

Табл.1 Значение микротвердости образцов в GPa

samples \ loads	0.2N	0.5 N	1N	2N
VPE GaN bulk	12.0	14.4	14.2	13.9
HVPE GaN bulk (0001)	11.6	13.0	13.1	
HVPE GaN bulk {1010}	16.2	17.3	17.9	
LP ^{**} GaN bulk	13.2	11.8		
4.8 μm MOCVD GaN/SiC layers	13.5	14.4		
5.8 μm HVPE Al _{0.5} Ga _{0.5} N layers		15.2		

**) LP is a liquid phase

Литература

1. M.D.Drory, J.W.Ager III, T.Suski, I.Grzegory, and S.Porowski Appl. Phys. Lett. 69, 4044 (1996)
2. G.Yu, H.Ishikawa, T.Egawa, T.Soga, J.Watanabe, T.Jimbo, and M.Umeno Proceedings of Second International Conference on Nitride Semiconductors, October 27-31,1997, Tokushima, Japan.
3. В.Ф.Бердиков, А.В.Бабанин, Ю.И.Аргемьева Зав. Лаборатория, №8, 1014 (1975)

MICROHARDNESS and YOUNG'S MODULUS OF GaN CRYSTALS

V.Nikolaev, V.Shpeizman, B.Smirnov

Ioffe Physico-Technical Institute, RAS,

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ AlGaN И ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ GaN , ВЫРАЩЕННЫХ HVPE МЕТОДОМ (ОБЗОР).

*А.С.Зубрилов, Ю.В.Мельник, А.Е.Николаев, Д.В.Цветков, В.В.Третьяков, М.А.Якобсон, Д.К.Нельсон, И.П.Никитина, К.В.Васильевский, Н.В.Середова, В.А.Дмитриев****

Физико-Технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, E-mail: asz@shuttle.ioffe.rssi.ru

*Howard University, MSRCE, Washington DC

**TDI, Inc., Gaithersburg, MD

Газофазный метод получения III-V нитридов в хлоридной системе (HVPE) интересен своими высокими скоростями эпитаксиального роста, а также возможностью получения высокосовершенных нитридных слоев непосредственно на подложках 6H-SiC. В данной работе проведено изучение люминесценции и инфракрасного отражения нелегированных эпитаксиальных слоев GaN и AlN (включая отделенные от подложки слои GaN толщиной до 0.2 мкм) и твердых растворов AlGa_xN толщиной до 5 мкм, выращенных HVPE методом. Эпитаксия проводилась на подложках 6H-SiC диаметром 30 мм при температуре в пределах 950-1050°C [1]. Максимальная скорость роста составляла около 60 мкм/час. Отделение толстых слоев GaN от подложки SiC проводилось путем плазмо-химического (SF₆) травления SiC [1]. Неоднородность состава твердого раствора по поверхности образцов, определенная методом рентгено-спектрального микроанализа, составила не более 5 мол.%. Определение состава твердого раствора из измерения рентгеновской дифракции на основе правила Вегарда давало небольшое завышение состава на 2-3 мол.% при x=50-60 мол.%. Максимальное содержание AlN в твердом растворе Al_xGa_(1-x)N составило около 70 мол.%.

Установлено, что HVPE AlGa_xN обладает яркой краевой полосой катодолюминесценции (CL), причем наблюдается характерный коротковолновый сдвиг этой полосы, рост ее полуширины (FWHM) и снижение ее интенсивности при увеличении процентного содержания AlN в твердом растворе (Рис.1). Из данных CL определена зависимость запрещенной зоны от состава (x) твердого раствора AlGa_xN (300K): $E_g(x) = 3.4 + 1.2 \cdot x + 1.4 \cdot x^2$ [eV]. Предлагаются следующие возможные механизмы уширения краевой полосы люминесценции: (А) неспцифический для твердого раствора механизм (Рис.2, 3), связанный с температурой и локальными полями остаточных напряжений; (В) характерный для идеального твердого раствора механизм, обусловленный статистически

неупорядоченным распределением компонентов твердого раствора по узлам соответствующей подрешетки, механизм С, вызванный более крупными неоднородностями состава твердого раствора (Рис.2 и 3) в пределах области возбуждения CL (0.5 мм). Существование последних (размерами 2-5 мкм) было подтверждено наблюдениями методом рентгено-спектрального микроанализа (Camebax). Оценки в рамках известной модели [2] показали (кривая на Рис.2), что механизм типа В приводит к существенно большим уширениям (до ~80 мэВ) краевой полосы люминесценции для системы AlGaN по сравнению с более узкозонными твердыми растворами А³-В⁵, что объясняется более сильной локализацией экситона (объем экситона от 12 до 109 нм³ для AlN и GaN, соответственно) и большой величиной ($dE_g/dx \approx 26$ мэВ/мол.%) для системы AlGaN. Слабую чувствительность механизмов типа В и С к температуре подтверждает Рис.3.

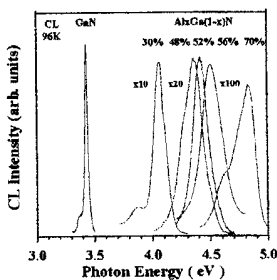


Рис. 1. Красная полоса CL для AlGaN с различным составом.

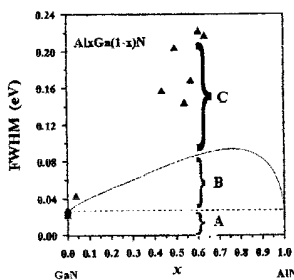


Рис. 2. Зависимость полуширины краевой полосы CL от состава твердого раствора.

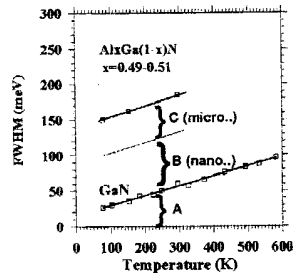


Рис. 3. Зависимость полуширины краевой полосы CL от температуры для составов: $x=0$ и $x \approx 0.5$.

Анализ ИК спектров в области решеточного отражения (10-20 мкм) показал (Рис.4), что зависимость частоты продольного оптического фонона (300К) от состава твердого раствора $Al_xGa_{(1-x)}N$ имеет слабую нелинейность типа: $\omega_{LO}(x) \approx 735 + 240 * x - 90 * x^2$ [см⁻¹].

Установлено, что полученные HVPE объемные кристаллы GaN обладают экситонными полосами люминесценции (Рис.5). На основе анализа энергетического положения максимума этой полосы сделан вывод об отсутствии механических напряжений в полученных объемных кристаллах GaN (в отличие от тонких эпитаксиальных слоев GaN). Анализ спектров люминесценции также показал, что температурная зависимость ширины запрещенной зоны механически ненапряженного GaN в диапазоне температуры от 6К

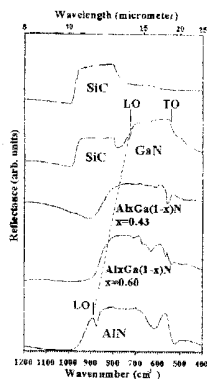


Рис.4. Спектры ИК отражения от SiC и AlGaN с составами: $x=0; 0.43; 0.60; 1.0$ мол.% AlN

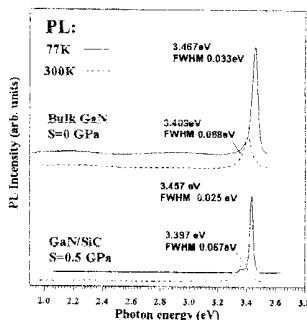


Рис.5. Спектры PL объемного GaN в сравнении с тонким слоем GaN.

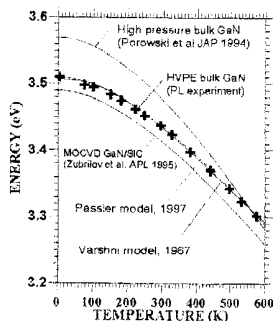


Рис.6. Зависимость $E_g(T)$ для объемного GaN в сравнении с литературными данными

до 600K может быть описана известной аппроксимацией Варшни: $E_g(T) = E_g(0) - \alpha T^2 / (T + \beta)^{-1}$ с параметрами: $E_g(0) = 3.51$ эВ, $\alpha = 7.4 \cdot 10^{-4}$ эВ/К, $\beta = 600$ К (Рис.6). Использование для аппроксимации $E_g(T)$ недавно предложенной функции Пасслера [3] позволило найти значение эффективной фононной температуры ($\Theta \approx 400$ К) и подтвердить для объемного GaN найденную им закономерность, справедливую для большинства полупроводников: $\Theta \approx (2/3)T_D$, где T_D - температура Дебая. Оценочное значение концентрации свободных электронов в полученных кристаллах GaN (из данных PL и ИК отражения) составило не более 10^{18} см^{-3} . Параметры низкотемпературной экситонной PL для полученного HVPE объемного GaN в сравнении с литературными данными приведены ниже в таблице.

Sample	$FE_A(T,K), \text{eV}$	$DBE(T,K), \text{eV}$	Residual Strain, GPa	Reference
HVPE Bulk GaN (200 μ)	3.48 (6)	3.472(6)	no	this work
HVPE Bulk GaN (>500 μ)	3.480(2)	3.473(2)	no	Monemar et al. APL, 1996
HVPE GaN/SiC (2 μ)	3.472(6)	3.464(6)	-0.3	Nelson et al. Phys. Sol. St. 1996

Данная работа частично финансировалась РФФИ (проект №97-02-18057).

- [1] Yu. Melnik, A. Nikolaev, S. Stepanov, I. Nikitina, K. Vassilevski, A. Ankudinov, Yu. Musikhin, and V. Dmitriev. Proc. Int. Conf. On SiC and III-Nitrides (Stochholm, Sweden, 1997).
- [2] E.F. Schubert, E.O. Gobel, Y. Horikoshi, K. Ploog, H.J. Queisser, Phys. Rev. B30, 813 (1984).
- [3] R. Passler. Phys. Stat. Sol. (B) 200, 155 (1997).

РАМАНОВСКОЕ РАССЕЯНИЕ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ $Al_xGa_{1-x}N$

В.Ю.Давыдов, И.Н.Гончарук, М.В.Байдакова, А.Н.Смирнов,
Физико-Технический Институт им. А.Ф. Иоффе, С-Петербург, 194021, Россия
e-mail: valery.davydov@pop.ioffe.rssi.ru

А.В. Субашиев,
С.-Петербургский государственный технический университет, С-Петербург, 195251,
Россия

Мы сообщаем о результатах экспериментальных и теоретических исследований эффектов разупорядочения в эпитаксиальных слоях $Al_xGa_{1-x}N$ гексагональной модификации, выращенных МВЕ, CVD и HVPE, в широком диапазоне концентраций Al, от GaN до AlN. Основным методом исследования была спектроскопия рамановского рассеяния, однако привлекались также данные по рентгеновской дифракции и рентгеновскому количественному микроанализу

Показано, что различия в положении фононных линий в спектре рамановского рассеяния образцов $Al_xGa_{1-x}N$, имеющих одинаковый состав, обусловлены наличием деформации в слоях. Установлено, что ошибки при оценке состава могут быть исключены путем одновременного измерения двух фононных линий симметрии $A_1(TO)$ и E_2 соответственно. Для оценки содержания Al в твердом растворе $Al_xGa_{1-x}N$ предложено использовать линейную комбинацию $\Delta\omega(x) = \omega(A_1(TO)) - \omega(E_2) \cdot 0.51$, которая зависит только от состава твердого раствора и не зависит от наличия деформации в нем.

Обнаружено anomalно малое концентрационное уширение полярной моды симметрии $A_1(TO)$ во всем диапазоне концентраций Al за исключением небольшой области вблизи $x \cong 0.7$. Такой характер уширения приписан специфической частотной зависимости фононной плотности состояний для ветви с дирекционной дисперсией в чистых кристаллах. Это предположение согласуется с экспериментально наблюдаемой анизотропией ширины линии как функции направления распространения фононов в смешанных кристаллах. Как результат, в твердых растворах $Al_xGa_{1-x}N$ фононы симметрии $A_1(TO)$ должны слабо рассеиваться флуктуациями состава,

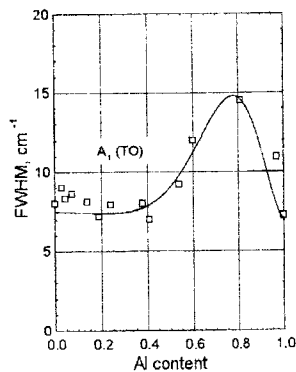


Рис.1

и вероятность их локализации в области высокой флуктуации состава должна быть экспоненциально малой. Наблюдаемая экспериментально зависимость полуширины фононной линии симметрии $A_1(TO)$ (см. Рис.1) хорошо согласуется с теоретическими предсказаниями поведения полярных фононных мод с сильной дирекционной дисперсией в гексагональных кристаллах [1].

Обнаружено, что уширение рамановской линии неполярного фонона симметрии E_2 является резко растущей функцией содержания Al или Ga уже при малых концентрациях этих компонентов в твердом растворе. Экспериментальные данные, полученные на высококачественных образцах твердого раствора, позволяют аппроксимировать полуширину этой фононной линии выражением (см. Рис.2)

$$\Gamma = c_2 \frac{\partial \omega}{\partial x} \sqrt{x(1-x)} \left(\frac{a_0}{a} \right)^{3/2} \quad (1)$$

где a_0 - параметр решетки, а c_2 - константа порядка единицы, a - радиус локализации фонона.

Известно, что причиной такой зависимости является механизм неоднородного уширения [2], который может быть приписан рассеянию фононов на мелкомасштабных пространственных флуктуациях состава внутри кристаллитов ограниченного размера.

Таким образом, рамановский спектр $Al_xGa_{1-x}N$ очень чувствителен к составу и неоднородностям и может быть использован для целей характеристики п/п структур включающих эти твердые растворы.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (проекты NN 97-02-18088а и 97-02-17911а).

Литература

1. I.P.Ipatova, V.A.Shchukin, JETPh **97**, 990 (1990)
2. A.L.Efros and M.E.Raikh, in *Optical Properties of Mixed crystals*, edited by R.J.Elliott and I.P.Ipatova (Elsevier Science, Amsterdam, 1988) p.135.

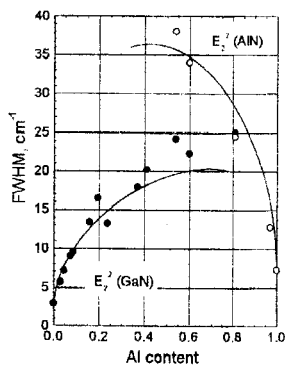


Рис.2

**STIMULATED EMISSION, OPTICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES
OF GaN LAYERS AND InGaN/GaN HETEROSTRUCTURES GROWN BY MOVPE**

E. V. Lutsenko, I. P. Marko, A. L. Gurskii, A. A. Gladyschuk, G. P. Yablonskii,

Institute of Physics, National Acad. Sci. Belarus, F. Skaryna pr.68, 220072 Minsk, Belarus

O. Schup, M. Heuken

AIXTRON AG, Kackertstr. 15-17, 52072 Aachen, Germany

B. Schineller, A. Guttzeit, M. Schwambers, Lim Peng Huei, K. Heime

Institut für Halbleitertechnik, RWTH Aachen, Templergraben 55, D-52056 Aachen, Germany

GaN and GaInN compounds are very promising for blue-UV light emitting diodes and lasers, video displays, full colour TV systems, high-density optical memory systems and high efficient green LED for traffic signals. Undoped, Mg- and Si-doped GaN single layers and GaInN/GaN single and GaN/GaInN/GaN double heterostructures (SH, DH) were grown on c-plane sapphire substrates by MOVPE in an AIXTRON reactor. The PL and stimulated emission and laser spectra of the single and double heterostructures were studied from the sample surface and from the sample ends as a function of excitation intensity (I_{exc}), temperature (T), active layer thickness (d) and In content (S). The samples were broken by cleaving to achieve narrow plates with width of 1-3 mm compared to the N_2 laser beam width.

A small value of the full width at half maximum (FWHM= 2.8 meV) of the excitonic emission at T=10 K, a high ratio between excitonic and deep level yellow emission (≈ 5300) and the presence of the free exciton features in the PL and reflection spectra up to near room temperature are evidences of the high layer quality. The undoped layers showed n-type conductivity with best electron mobility of $500 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ and electron concentration of $(2-4) \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. After annealing (T=600-700°C) GaN:Mg layers show free hole concentrations up to 10^{18} cm^{-3} . Two donor centres with ionisation energies E_D of 35 and 22 meV and three acceptor centres with E_A of about 215, 170 and 145 meV were concluded from the bound exciton spectra. The PL spectra of heavy doped GaN:Mg layers consist of the donor-acceptor recombination bands (DAR, 3.2-3.3 eV) and a broad band at 2.9 eV (Fig.1). The blue band predominates in the PL spectra after annealing and at T>200 K. The band shifts to the low energy

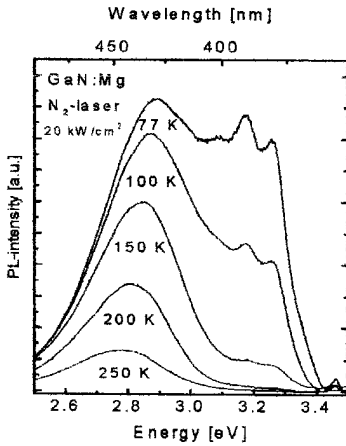


Fig. 1. PL spectra of GaN:Mg at T=77-250 K

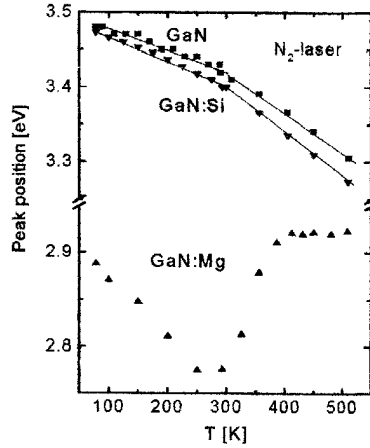


Fig.2. PL peak position of GaN, GaN:Si and GaN:Mg as function of temperature

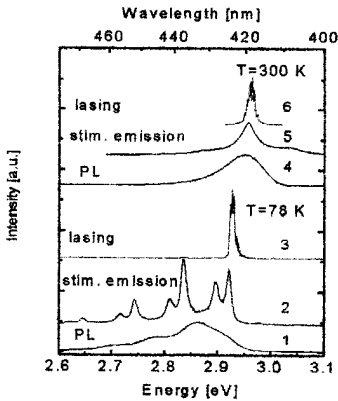


Fig. 3. PL, stimulated emission and laser spectra of DH (1-3) and SH (4-6)

side with temperature increase up to 300 K and shifts to the high energy side at $T > 300$ K (Fig 2). It is accompanied by a fast decrease of the delay time.

The PL, stimulated emission and laser spectra as well as the laser thresholds and far field patterns of the SH and DH were studied as a function of excitation intensity, temperature, layer thickness and In content. Fig. 3 shows the PL, stimulated emission and laser spectra of a SH at $T=300$ K and a DH at $T=78$ K under different I_{exc} .

The recombination and gain mechanisms are discussed in detail.

This work was partly supported by a joint project of Deutsche Forschungsgemeinschaft and Belarussian Republican Foundation for Fundamental Research.

ДИАГНОСТИКА НЕОДНОРОДНЫХ СЛОЕВ GaN И AlGaN

*Б.В.Воловик, В.Ю.Давыдов, Ю.А.Кудрявцев, А.В.Сахаров, А.Н.Смирнов, В.В.Лундин,
Б.Я.Бер, Н.М.Шмидт, А.С.Усиков, Е.И.Ушаков, А.Ф.Цицульников*
Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН

Неоднородное распределение электрофизических параметров по глубине и площади слоев- это одна из наиболее часто встречающихся проблем технологии нитридов III группы.

Для выявления неоднородностей использовался комплекс методов. Были исследованы нелегированные и легированные кремнием эпитаксиальные слои GaN и $Al_xGa_{1-x}N$ ($x = 0,06-0,08$), выращенные методом эпитаксии из металорганических соединений на подложках из сапфира ориентации (0001). Процессы проводились в горизонтальном реакторе с индуктивным нагревом, в токе водорода при пониженном давлении 200 мпаг. Исследовались зеркально- гладкие слои толщиной 3-4 мкм.

Структурные, электрические и оптические свойства выращенных слоев исследовались различными методами. Измерения рамановского рассеяния света проводились при комнатной температуре, в качестве источника возбуждения использовался аргоновый лазер ($\lambda=488$ нм). Из положения в спектре и полуширины связанных фонон-плазмонных мод оценивались концентрация и подвижность носителей заряда. Эти же параметры измерялись стандартным методом Холла в геометрии Ван дер Пау для чего на поверхность слоя GaN наносились Ti-Al контакты диаметром 500 мкм и шагом 1 мм. Размеры образца были 10×12 мм². Измерения проводились между контактами, расположенными в вершинах квадрата с длиной стороны от 2 до 10 мм. Кроме того, определялась концентрация N_D-N_A из вольт-емкостных (C-V) измерений, выполненных на барьере Шоттки с использованием ртутного зонда. Профили распределение кремния и фоновых примесей (C, O, H) по глубине эпитаксиальных слоев исследовалось методом вторичной - ионной масспектроскопии (ВИМС).

На части образцов наблюдалось значительное расхождение, более 5 раз, в значениях подвижности и концентрации, полученных разными методами. Причем, наибольшее расхождение наблюдалось на нелегированных образцах. На образцах с максимальным расхождением были проведены более детальные исследования. Результаты измерения подвижности в геометрии Ван дер Пау показали, что по мере увеличения размера

квадрата уменьшается разброс значений подвижности от $8\text{--}33 \text{ см}^2\text{В}^{-1}\text{с}^{-1}$ до $58\text{--}78 \text{ см}^2\text{В}^{-1}\text{с}^{-1}$ и увеличивается ее значение, достигая максимального, $100 \text{ см}^2\text{В}^{-1}\text{с}^{-1}$, при самом большом расстоянии между контактами, $10 \times 10 \text{ мм}$. Такие эффекты наблюдались ранее на других полупроводниках с неоднородным распределением легирующей примеси и нашли объяснение с позиций теории протекания, разработанной А.Л.Эфросом и Б.И.Шкловским. Оценки подвижности, по результатам комбинационного рассеяния света, дают гораздо меньший разброс значений, $49\text{--}68 \text{ см}^2\text{В}^{-1}\text{с}^{-1}$. В ряде случаев неоднородность по глубине хорошо выявляется в рамановских спектрах в виде появления двух максимумов в области LO фонона. C-V метод выявляет неоднородное распределение $N_D\text{--}N_A$ как по площади, так и по глубине. Для нелегированных слоев типичным является приповерхностное обеднение на глубину до $0,5 \text{ мкм}$ и последующий рост концентрации в глубину слоя.

Исследование методом ВИМС разных участков одного и того же слоя показали, что распределение фоновых (С и О) и легирующих примесей (Si) неоднородно как по площади, так и по глубине. Профили распределения Al по глубине слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x = 0\text{--}0,08$) имели типичные колебания содержания Al по глубине, что, по-видимому, отражает автоколебательный характер процесса роста нитридов на сапфировых подложках в неравновесных условиях. Разная степень усреднения по глубине в различных методах приводит к существенному, до 2–3 раз, расхождению при определении состава.

Таким образом, неоднородность распределения легирующих и фоновых примесей в трехмерном пространстве эпитаксиального слоя приводит к нестандартным механизмам транспорта носителей заряда и значительному расхождению результатов измерений, полученных разными методами и затрудняет выявление закономерностей формирования электрофизических свойств этих слоев в процессе роста.

ОПТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК GaN И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИХ ЭКСИТОННЫХ ПАРАМЕТРОВ

М.А.Якобсон, А.В.Селькин, Д.К.Нельсон, Е.В.Калинина, С.О.Романовский
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург

В последние годы достигнут значительный прогресс в технологии выращивания III-нитридов. В этой связи оказалось возможным изучение оптических свойств кристаллических пленок GaN в спектральной области края фундаментального поглощения.

В настоящей работе были изучены низкотемпературные ($T=6\text{K}$) спектры экситонного отражения света кристаллов GaN. Исследованные образцы были выращены методом MOCVD на подложках 6H-SiC и Al_2O_3 . Концентрация электрически активных примесей составляла $\sim 10^{17}\text{ см}^{-3}$. Известно, что валентная зона кристаллов GaN, имеющих симметрию C_{6v} , расщеплена на три подзоны (Γ_9 , Γ_7 и Γ_7). Этим подзонам в спектре отражения соответствуют оптические переходы в экситонные состояния A_{n-1} (Γ_9 - Γ_7), B_{n-1} (Γ_7 - Γ_7) и C_{n-1} (Γ_7 - Γ_7). Спектры отражения были проанализированы с использованием классического выражения для частотной зависимости диэлектрической функции

$$\varepsilon(\omega) = \varepsilon_b + \sum_v \frac{4\pi\beta_v\omega_v^2}{\omega_v^2 - \omega^2 - i\omega\Gamma_v}, v = A, B, C$$

где ω_v - резонансные частоты, Γ_v константы затухания, β_v - экситонные поляризуемости для состояний $v=A, B$ и C , ε_b - фоновая диэлектрическая постоянная. Из сопоставления рассчитанных и измеренных спектров отражения были получены следующие параметры: $\omega_A=3.4728\text{ eV}$, $\beta_A=0.00060$, $\Gamma_A=3.5\text{ meV}$, $\omega_B=3.4780\text{ eV}$, $\beta_B=0.00009$, $\Gamma_B=1.5\text{ meV}$, $\omega_C=3.4930\text{ eV}$, $\beta_C=0.00020$, $\Gamma_C=4.5\text{ meV}$, $\varepsilon_b=8.4$.

Полученные параметры были также проанализированы в рамках квазикубического приближения для кристаллов со структурой вюрцита и определены величины расщеплений Δ_{σ} и Δ_{∞} валентной зоны кристаллическим полем и спин-орбитальным взаимодействием, соответственно: $\Delta_{\sigma}=11.0\text{ meV}$ и $\Delta_{\infty}=14.5\text{ meV}$.

Было детально изучено поведение спектров отражения света при приложении электрического поля к GaN в структуре с барьером Шоттки. При приложении поля наблюдалась заметная трансформация спектра экситонного отражения, а именно: максимум контура отражения трансформировался в минимум и наоборот. Такое "вращение" контура отражения происходило несколько раз при увеличении обратного

смещения. Учитывая неоднородность электрического поля в области пространственного заряда барьера Шоттки, а также используя известные данные о поведении водородоподобного атома в электрическом поле, включая случай ионизации, был теоретически рассчитан контур отражения как функция приложенного внешнего напряжения. Для образцов с барьерами Шоттки рассчитанный спектр отражения хорошо согласуется с экспериментальными данными при следующих значениях параметров А-экситона: $\Gamma_A=7.0$ meV, $\epsilon_b=8.4$, энергия связи экситона $Ry=30$ meV, ионизирующее электрическое поле $E_f=10.5$ В/см, концентрация избыточных доноров $0.8 \cdot 10^{17}$ см⁻³. Эти значения хорошо согласуются со значениями, полученными из других экспериментов. Таким образом, предложенная модель распределения поля в барьере при увеличении напряжения на нем хорошо описывает реальную ситуацию.

Изучено влияние поля барьера Шоттки на спектр фотолюминесценции GaN. При $T=6$ К в спектре фотолюминесценции GaN в области экситонного резонанса доминирует интенсивная линия излучения $\omega_p=3.468$ eV экситона, связанного на нейтральном доноре. В целом, влияние электрического поля на интенсивность люминесценции состоит в следующем. При прямом смещении интенсивность сначала возрастает, затем наблюдается насыщение. При обратном смещении происходит гашение люминесценции. В то же время, для различных образцов влияние приложенного напряжения на интенсивность люминесценции несколько отличалась. Наблюдавшиеся эффекты хорошо описываются в рамках модели, в соответствии с которой люминесценция возбуждается только за пределами области объемного заряда W , а ее интенсивность определяется поглощением света на частоте возбуждения.

Результаты выполненной нами работы показывают, что наблюдаемые особенности в поведении экситонных спектров разных эпитаксиальных пленок GaN, в основном, связаны с различием в толщине области объемного заряда и с концентрацией электрически активных примесей.

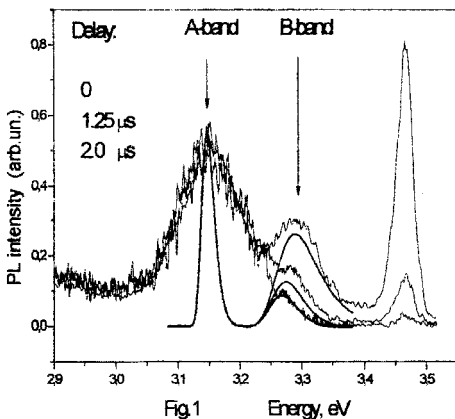
Авторы выражают благодарность В.А.Дмитриеву за предоставленные образцы GaN.

ДОНОРНО-АКЦЕПТОРНАЯ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ СЛОЕВ GaN.

Н.Н.Зиновьев[□], Л.В.Беляков, В.Ю.Некрасов.

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

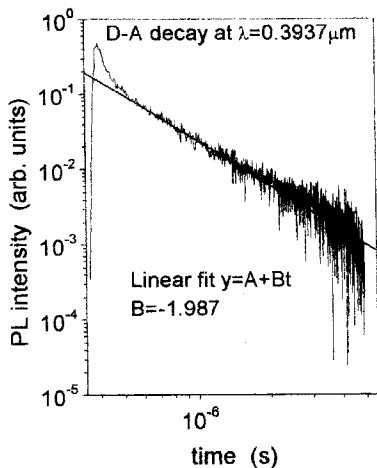
- Несмотря на значительные успехи нитридной технологии в как в получении собственно материала, так и приборов на его основе, многие важные свойства A_3N -материалов остаются непознанными. Особый интерес представляет изучение процессов легирования, компенсации и относительного распределения примесей. В данной работе изучалось легирование GaN мелкими акцепторами (Mg) и их компенсация донорами, создаваемыми собственными дефектами, а также неконтролируемыми примесями. Специфичное поведение кинетики донорно-акцепторной (Д-А) фотолюминесценции (ФЛ) было прослежено на серии образцов с разным уровнем легирования, выращенных методом MBE на подложках GaAs и сапфире. Спектры время-разрешенной ФЛ показаны на рис. 1. Видно, что в максимуме



импульса возбуждения (N_2 -лазер, $\lambda=0.337$ мкм) Д-А ФЛ состоит из двух полос. В процессе спада ФЛ положение главной полосы Д-А ФЛ (полосы А), соответствующей рекомбинации удаленных Д-А пар, остается неизменным, в то время как пик полосы с большей энергией (полосы В) сдвигается в красную сторону. Зависимость интенсивности полосы А от времени спада показана на рис.2.

При временах, превышающих 500 нс, наблюдается характерный для Д-А рекомбинации в компенсированном материале спад, пропорциональный квадрату времени t^{-2} . Анализ экспериментальных данных приводит к предположению о

неоднородном относительном распределении компенсирующих центров и о наличии отчетливого максимума в пространственном распределении Д-А пар на относительно малых расстояниях, разделяющих эти пары. Поведение Д-А ФЛ рассматривается в рамках модели, предложенной в [1] и расширенной нами для случая неоднородного



распределения. Поскольку наиболее близкие пары рекомбинируют быстрее, чем удаленные, то повышенная доля близко расположенных Д-А пар приводит к наличию дополнительного максимума в спектре Д-А ФЛ. На рис. 1 приведены расчетные зависимости спектров Д-А ФЛ от времени, подтверждающие сделанные предположения. Обсуждаются экспериментальные зависимости ФЛ от интенсивности возбуждения, также свидетельствующие о неоднородном распределении примесных центров.

Литература:

1. D. G. Thomas, J. J. Hopfield, and W. M. Augustyniak, *Phys. Rev.* **140**, 202 (1965); C. H. Henry, R. A. Faulkner, and K. Nassau, *Phys. Rev.* **183**, 798 (1969); P. J. Dean, *Progress in Solid State Chemistry*, edited by J. O. McCaldina and G. Somorjai, Pergamon Press Oxford, v. **8**, p.1, 1973.

□ e-mail: nick@zinovev.ioffe.rssi.ru

Низкочастотный шум в GaN n-типа, GaN/GaN гетероструктурах, выращенных на сапфире, и GaN/GaN гетероструктурах, выращенных на SiC подложках.

Н.В.Дьяконова, М.Е. Левинштейн,* С.Л. Румянцев,* S. Contreras,** W. Knapp,** R. Gaska,*** and M.S. Shur.*****

- * Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской Академии наук, 194021, Санкт-Петербург, Политехническая ул. 21, Россия,
- E-mail: melev@nimis.ioffe.rssi.ru
- ** G.E.S., UMR-CNRS 5650, cc074, Universite Montpellier II, Place Eugene Bataillon, F-34095 Montpellier, France.
- *** APA Optics, Inc., Blaine Minnesota 55449, USA
- ****Department of Electrical, Computer, and Systems Engineering and Center for Integrated Electronics and Electronics Manufacturing, CII 9017, Rensselaer Polytechnic Institute, Troy NY 12180-3590, USA.

Низкочастотный шум впервые исследован в гексагональном нитриде галлия (GaN) n-типа с равновесной концентрацией электронов при 300 К $n_0 = 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, в GaN/GaN гетероструктурах, выращенных на сапфире, и GaN/GaN гетероструктурах, выращенных на SiC подложках. Частотные и температурные зависимости спектральной плотности шума S исследованы в диапазоне частот анализа 20 Гц $< f < 20$ кГц.

Для (GaN) n-типа во всем исследованном диапазоне температур 80 $< T < 400$ К темновой шум близок к зависимости $S \sim 1/f$ (фликкер-шум). Уровень шума слабо зависит от температуры и характеризуется весьма высоким значением постоянной Хоуге $\alpha \sim 5-7$, что указывает на низкий уровень структурного совершенства материала. Исследование влияния инфракрасной и зонно-зонной подсветки на низкочастотный шум в GaN показывает, что фотоны с энергией $E_{ph} < E_g$ не влияют на низкочастотный шум даже при сравнительно высоком уровне фотопроводимости $\Delta s/s_0 \sim 0.5$. Зона-зонная подсветка ($E_{ph} > E_g$) влияет на уровень низкочастотного шума во всей исследованной области температур. При сравнительно высокой температуре характер влияния подсветки качественно сходен с влиянием зона-зонной подсветки на низкочастотный шум в Si и GaAs. При относительно низких температурах характер влияния подсветки на шум в GaN качественно отличается от данных, полученных ранее для Si и GaAs.

В GaN/GaN гетероструктурах, выращенных на сапфире, концентрация 2D электронов равнялась $\cong 10^{12} \text{ см}^{-2}$, что соответствовало объемной концентрации электронов 10^{18} см^{-3} . Значение постоянной Хоуге α в таких структурах составляло $\sim 10^{-2}$ - почти на 3 порядка меньше, чем в GaN n-типа. Характер влияния инфракрасной и зонно-зонной подсветки на низкочастотный шум демонстрирует те же особенности, что и влияние подсветки на низкочастотный шум в Si и GaAs. Это обстоятельство является сильным доводом в пользу гипотезы о сходной природе 1/f шума в исследованных структурах и в Si и GaAs: шум 1/f возникает в результате флуктуаций заполнения уровней, образующих хвост плотности состояний вблизи края запрещенной зоны [1].

Низкочастотный шум, исследованный в GaN/GaN гетероструктурах, выращенных на SiC подложке с концентрацией 2D электронов $\cong 10^{13} \text{ см}^{-2}$ (что соответствовало объемной концентрации электронов 10^{19} см^{-3}), также характеризуется спектром типа 1/f. Исследовавшиеся образцы представляли собой GaN/GaN HEMTs с длиной затвора 2-5 микрон. Значение постоянной Хоуге α в структурах с малой утечкой затвора составляло $\sim 10^{-4}$. Эта величина, насколько нам известно, является самой низкой, когда-либо наблюдавшейся в GaN или для любой GaN структуры. Такой уровень 1/f шума сравним с уровнем шума в коммерческих полевых транзисторах на основе GaAs. Обсуждаются две возможные причины столь низкого уровня шума: высокая с концентрация 2D электронов в канале HEMTs и высокий уровень структурного совершенства материала, выращенного на SiC подложке.

М.Е. Левинштейн и С.Л. Румянцев благодарят Российский Фонд Фундаментальных Исследований за поддержку настоящей работы (грант N 96-02-18563).

Литература

1. M.E. Levinshtein Physica Scripta, 69, 79 (1997)

УФ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ

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

ФТИ им А.Ф.Иоффе РАН

В данной работе представлены первоначальные результаты оптических исследований тонких слоев нитрида алюминия (AlN) в видимом и УФ спектральном диапазоне. Целью работы является изучение спектроскопических проявлений побочных примесей и структурных дефектов в данном материале.

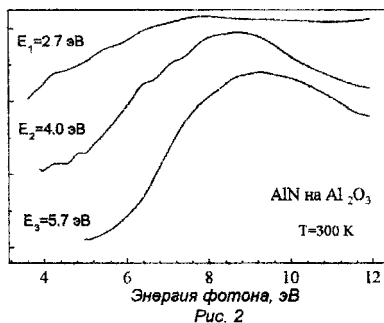
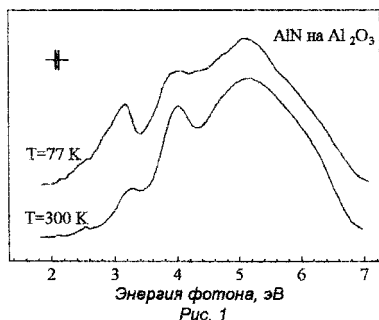
Пленки AlN были получены на установке магнетронного распыления MICROVAC 450 CB (Ion Tech Ltd Англия). Рост проводился в атмосфере азотно-аргоновой плазмы при общем давлении 10^{-2} торр на слюдяных и сапфировых подложках на плоскости [0001]. Температура подложек составляла 600 °С. Образцы имели мелкодисперсную кристаллическую структуру с характерным размером ~ 10 нм при толщине $\sim 1-7$ мкм.

Оптическая установка включает в себя вакуумный монохроматор BM-1 с оригинальной дифракционной решеткой с рабочей областью спектра 50-420 нм, монохроматор видимого и УФ диапазонов МСД-1, и оптический криостат с окнами из MgF₂ и кварца. Источником возбуждающего излучения являлась дейтериевая лампа ЛД(д)-100 с выходным окном из LiF. Люминесценция наблюдалась с помощью МСД-1 в геометрии «на отражение», при этом BM-1 использовался как селектор возбуждающего излучения.

В спектрах всех образцов присутствует область от 4 до 6 эВ со значительным коэффициентом поглощения, достигающим в отдельных пленках величины 10^4 см⁻¹. Наличие поглощения в области прозрачности AlN (типа вюрцита) может быть связано как с присутствием в пленке большого количества дефектов, так и с включениями второй фазы со структурой сфалерита. На рисунке 1 приведены характерные спектры стационарной фотолюминесценции пленок AlN при возбуждении в области межзонного поглощения ($E_{\text{возб}}=7.7$ эВ). Спектр люминесценции можно условно разделить на три группы полос: 2.0-3.4 эВ, 3.4-4.5 эВ и 4.5-7.0 эВ. Анализ формы и температурного поведения люминесценции показывает, что каждая группа состоит из множества элементарных полос, которые не поддаются отчетливому разрешению, что обусловлено спектральной близостью и большой шириной каждого компонента люминесценции.

Спектры возбуждения люминесценции в этих трех группах полос представлены на рисунке 2. Наблюдается плавное смещение максимума спектра возбуждения в коротко-

волновую сторону со сдвигом спектрального положения регистрируемой люминесценции. В спектрах возбуждения отсутствуют ярко выраженные селективные полосы, что, возможно, указывает на дефектность исследуемых структур.



В работе [1] описаны спектры люминесценции AlN с кислородом в качестве основной примеси. Подобие наших спектров в области 2-4.5 эВ и спектров приведенных в литературе, позволяет предположить, что основной примесью в исследованных нами слоях AlN является кислород. Сложная структура спектров люминесценции может быть объяснена на основе модели центров свечения в AlN [1], образуемых примесным атомом кислорода на азотной позиции и вакансией алюминия. Согласно этой модели центры O и O⁻, образуют в запрещенной зоне два глубоких донорных уровня (с энергией ионизации 0.8 и 2.3 эВ соответственно). Люминесценция возникает при переходе электрона с данных донорных уровней на акцепторные уровни алюминиевой вакансии. В работе [2] приведена полуэмпирическая зависимость между спектральным положением пика интенсивности полосы «кислородной» люминесценции от количества примеси в матрице. В наших спектрах максимум полосы 3.4-4.5 эВ для различных образцов принадлежит интервалу 300-315 нм, что согласно [2] соответствует содержанию кислорода 0.1-0.2 ат. %.

Свечение в полосе от 4.4 до 7 эВ, по нашему мнению, может быть связано с прямой рекомбинацией электронно-дырочных пар с мелких донорных и акцепторных уровней, образованных дефектами решетки типа «антисайд» Al_N-N_{Al}.

Литература

1. S.Pacesova, L.Jastrabik, *Czech. J. Phys.B(Czechoslovakia) vol.29 (1979) p.913-23*
2. R.A.Yourgman, J.H.Harris, *J. Am. Ceram. Soc. (USA), vol.73, (1990) p.3238-46*

Recombination activity of the dislocations and stacking faults in GaN

Y.G.Shreter and Y.T.Rebane

A.F.Ioffe Physico-Technical Institute, Russian Academy of Sciences,
Polytechnicheskaya 26, St.Petersburg 194021, Russia,

ABSTRACT

We study recombination activity of the dislocations and stacking faults in GaN and compare it with other semiconductors. It is well known that a high density ($10^8 - 10^9 \text{ cm}^{-2}$) of dislocations in GaAs is fatal for the light emission diodes (LED) performance but not so significant for LEDs in GaN [1]. At first sight it may be attributed to a low non-radiative recombination activity of the dislocations in GaN in comparison with GaAs. However, in this case at low temperatures, carriers should be captured in the dislocation strain field and all luminescence spectra should be shifted to a low energy region by the typical binding energy of the carriers in the dislocation strain field $\sim 100 \text{ meV}$. However, this phenomenon is not observed experimentally. In addition, recent experimental data show direct correlation of the dark spots in the space-resolved cathodoluminescence with dislocations [2].

Therefore, we assumed that dislocations are non-radiative recombination active, but their influence on the LED efficiency is limited by the time of the carrier diffusion to the dislocation line, τ_d [3].

This time can be estimated as $\tau_d = [\ln(1/\pi N_d r_0^2) - 6/5]/4\pi D N_d$, where D is the carrier diffusion coefficient and N_d and r_0 are dislocation density and capture radius, respectively [4] and with logarithmic accuracy we get $\tau_d \sim [N_d v_t^2 \tau_p]^{-1}$, where τ_p and v_t are the momentum relaxation time and thermal velocity of carriers. For $N_d = 10^9 \text{ cm}^{-2}$ and $\tau_p = 10^{-13} \text{ s}$ dislocation-related recombination time is $\tau_d = 10^{-9} \text{ s}$ is for GaN ($v_t^2 = 10^{13} \text{ cm}^2/\text{s}^2$) and $\tau_d = 10^{-10} \text{ s}$ for GaAs ($v_t^2 = 10^{14} \text{ cm}^2/\text{s}^2$) at room temperature.

On the other hand, the radiative lifetime is given by $\tau_r = 1/Bn$, where n is the majority carrier concentration, B is van Roosbroek and Shockley radiative constant. For GaN, $\tau_r = 1 \text{ ns}$ at $n = 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ and $B = 1.1 \cdot 10^{-8} \text{ cm}^3/\text{s}$. This is about 100 times less than for GaAs [5].

The LED radiative efficiency η can be estimated as $\eta = \tau_r^{-1}/(\tau_r^{-1} + \tau_d^{-1})$ and for GaN we have $\eta = 0.5$, but for GaAs $\eta = 0.001$ at $N_d = 10^9 \text{ cm}^{-2}$.

Thus, dislocations affect the LED radiative efficiency if their concentration is higher than a critical concentration $N_d^{cr} = 1/ v_r^2 \tau_p \tau_r$. For GaN at room temperature the critical concentration of dislocations is $N_d^{cr} = 10^9 \text{ cm}^{-2}$ and for GaAs $N_d^{cr} = 10^6 \text{ cm}^{-2}$. The characteristic size of the dark spots of the CL or PL-intensity images can be estimated as $S = (N_d^{cr})^{-1/2}$. For GaN $S = 0.3 \text{ }\mu\text{m}$ and for GaAs $S = 10 \text{ }\mu\text{m}$, which is in agreement with our experimental data.

The other extended defects that can affect recombination are stacking faults (SF). Recently we have shown that SFs form quantum wells for electrons and quantum barriers for holes in GaN [6]. In this paper we study effects of carriers spatial separation at SF, that can suppress their non-radiative recombination. Finally, the effects of non-uniform deformation fields on recombination properties of carriers are considered and it is shown that these fields can also suppress carrier recombination owing to the different signs of the deformation potentials for electrons and holes in GaN [6].

References

- [1] Ponce F.A., Bour D.P., Gotz W. and Wright P.J., *Appl.Phys.Lett.*, **68**, (1996) 57.
- [2] Rosner S.J., Carr E.C., Ludowise M.J., Girolami G., and Erikson H.I. *Appl.Phys.Lett.*, **70**, (1997) 420.
- [3] Shreter Y.G. and Rebane Y.T., Invited talk on the International Conference "Extended defects in Semiconductors-96", Giens, France, 1996 (unpublished)
- [4] Wight D.R., Blenkinsop I.D., Harding W. and Hamilton B., *Phys.Rev.*, **B23**, (1981) 5495.
- [5] Muth J.F., Lee J.H., Shmagin I.K., Kolbas R.M., Casey H.C., Keller B.P., Mishra U.K., and DenBaars S.P., *Appl.Phys.Lett.*, **71**, (1997) 2572.
- [6] Rebane Y.T., Shreter Y.G. and Aibrecht M., *Phys.Stat.Sol.*, (a) **164**, (1997) 141.

Электрические характеристики диэлектрических слоев GaN:Zn, выращенные HVPE методом на подложках 6H-SiC.

Н.И.Кузнецов, А.Е.Николаев, Ю.В.Мельник, А.С.Зубрилов, В.А.Дмитриев.
Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН г.С.Петербург

Нитриды третьей группы являются перспективными полупроводниками для использования в оптоэлектронике и СВЧ технике [1]. Прогресс в производстве синих светодиодов [2,3], лазеров[4], ультрафиолетовых фотодиодов [5], и полевых транзисторов [6], главным образом основан на успехах MOCVD технологии, и решении проблем легирования для получения материала p-типа проводимости.

В настоящее время значительные шаги были сделаны в HVPE технологии. Были получены чистые слои GaN с концентрацией 10^{17}см^{-3} [7,8], AlN и AlGaIn слои [9], AlGaIn/GaN гетеропереходы [10], n-GaN/p-SiC гетеропереходы [11], и GaN pn гомопереходы [12]. Так же было показано, что с помощью HVPE технологии можно получать слои GaN с высоким удельным сопротивлением используя Zn в качестве легирующей примеси [13]. Наиболее высокое удельное сопротивление равное $10^5 - 10^7 \text{ Ohm}\cdot\text{cm}$ было обнаружено в GaN:Zn слоях выращенных HVPE методом на сапфировой подложке [14]. В настоящее время карбид кремния рассматривается в качестве подложечного материала для роста приборов основанных на III-V нитридах. Это связано с тем, что SiC имеет более малое рассогласование постоянной решетки с III-V нитридами и более высокое значение теплопроводности по сравнению с сапфиром.

В данной работе исследовались структуры GaN:Zn, выращенные на 6H-SiC подложках. Температура роста варьировалась в пределах 950-1050 °C, скорость роста была 0.02-0.6 $\mu\text{m}/\text{min}$. Сначала на 6H-SiC подложке выращивался не легированный GaN слой n-типа проводимости с концентрацией порядка 10^{18} см^{-3} и толщиной 0.2-0.4 μm . Затем, легированный Zn слой, толщиной 0.2-0.4 μm . Концентрация атомов Zn оценивалась из измерений ВИМС, которая на различных образцах варьировалась в пределах $3 \times 10^{18} - 10^{20} \text{ см}^{-3}$. Исследования PL при 80K показали наличие широкой полосы при максимуме порядка 2.75 эВ. Для исследования электрических характеристик GaN:Zn были сформированы меза-структуры диаметром 200 μm . В качестве контактов использовался Ni. Меза-структуры формировались ионно-плазменным травлением. ВАХ меза-структур имели характеристику s-типа, т.е. наблюдался участок с отрицательным сопротивлением. Такой вид ВАХ типичен для структур имеющих слои с высоким значением удельного сопротивления. Протекание тока в таких структурах описывается моделью Эшли-Миллса [15]. Согласно теории, ток обусловлен термически ионизованными носителями с центров компенсации. Поэтому из исследования температурной зависимости тока можно определить энергию активации примесей, ответственных за компенсацию. В работе были исследованы температурные зависимости тока в диапазоне 200-600 K. Из величины тока вычислялось удельное сопротивление. Было обнаружено, что удельное

сопротивление уменьшается с температурой. При температуре 300 К удельное сопротивление было равно 10^{12} Ом \cdot см, а при 500 К - 10^9 Ом \cdot см. Температурная зависимость удельного сопротивления построенная от обратной температуры дает информацию об энергиях активации уровней компенсации. Наблюдались две экспоненты с энергиями 0.18 эВ и 0.7 эВ. Уровень с энергией 0.7 эВ, согласно с работами [13, 16], приписывается к акцепторной примеси Zn. Природа другого акцепторного уровня с энергией ионизации 0.18 эВ пока нам неизвестна.

Таким образом, было показано, что на SiC подложках можно выращивать GaN:Zn слои методом HVPE с рекордно высоким значением удельного сопротивления. Данные слои могут быть использованы для создания полевых транзисторов работающих в СВЧ области. Авторы благодарны А.Коварскому за ВИМС измерения, М.Растераевой за напыление контактов, В.Сизову за изготовление меза-структур и М.Костриковой за помощь в оформлении статьи. Работа выполнена при частичной поддержке государственного университета Аризона (USA), и грантов INTAS 96-1031 и 96-2131.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] H. Morkoc, S. Strite, G.B. Gao, M.E. Lin, B. Sverdlov, and M. Burns, *J. Appl. Phys.* 76, 1363 (1994).
- [2] S. Nakamura, T. Mukai, and M. Senoh, *Appl. Phys. Lett* 64, 1687 (1994).
- [3] S. Nakamura, T. Mukai, and M. Senoh, *J. Appl. Phys.* 76, 8189 (1994).
- [4] S. Nakamura, M. Senoh, S. Nagahama, N. Iwasa, T. Ymada, T. Matsushita, H. Kiyoku and Y. Sugimoto, *Jpn. J. Appl. Phys.* 35, L217 (1996).
- [5] M.A. Khan, J.N. Kuznia, D.T. Olson, J.M. Van Hove, and M. Blasingame, L.F. Reitz, *Appl. Phys. Lett.* 60, 2917 (1992).
- [6] R. Gaska, Q. Chen, J. Yang, M. Asif Khan, M.S. Shur, A. Ping, I Adesida, *Electronics Letters* 33(14), 1255 (1997).
- [7] Yu.V. Melnik, I.P. Nikitina, A.S. Zubrilov, A.A. Sitnikova, V.A. Dmitriev, *Inst. Phys. Conf. Ser.* 142, 863 (1996).
- [8] R.J. Molnar, W. Gotz, L.T. Romano, and N.M. Jonson, *J. of Cryst. Growth*, 178, 147 (1997).
- [9] Yu.V. Melnik, A.E. Nikolaev, S. Stepanov, I.P. Nikitina, K. Vassilevski, A. Ankudinov, Yu. Musikhin and V.A. Dmitriev, *Materials Science Forum*, Vols. 264-268, 1121 (1998).
- [10] Yu.V. Melnik, A.E. Nikolaev, S.I. Stepanov, A.S. Zubrilov, I.P. Nikitina, K.V. Vassilevski, D.V. Tsvetkov, A.I. Babanin, Yu.G. Musihin, V.V. Tretyakov and V.A. Dmitriev, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 482, 245 (1998).
- [11] N.I. Kuznetsov, A.E. Gubenco, A.E. Nikolaev, Yu.V. Melnik, M.N. Blashenkov, I.P. Nikitina, V.A. Dmitriev, *Materials Science and Engineer.* B46, 74 (1997).
- [12] A.E. Nikolaev, Yu.V. Melnik, N.I. Kuznetsov, A.M. Strelchuk, A.P. Kovarsky, K.V. Vassilevski, and V.A. Dmitriev, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 482, pp. 251-256. (1998).
- [13] J.I. Pankove, J.E. Berkeyheiser, and E.A. Miller, *J. Appl. Phys.* 45, 1280 (1974).
- [14] V.G. Sidorov, A.G. Drizhuk, and D.V. Sidorov, *Tech. Phys. Lett.* 23, 825 (1997).
- [15] K.L. Ashley and A.G. Milnes, *J. Appl. Phys.* 35, 369 (1964).
- [16] E. Ejder and H.G. Grimmeiss, *Appl. Phys.* 5, 275 (1974).

ИЗЛУЧАТЕЛЬНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ-НИТРИДАХ.

А.В.Дмитриев, А.Л.Оружейников

Физический факультет МГУ, Москва, 119899.

На основании имеющихся экспериментальных данных о величине фундаментального поглощения в GaN, InN и AlN нами рассчитаны темпы межзонной излучательной рекомбинации зона-зона в этих веществах и их бинарных твердых растворах в широком диапазоне температуры и вариациях состава. Для GaN сделана оценка времен жизни свободных экситонов, соответствующих разным ветвям валентной зоны.

Расчет включал в себя определение величины матричных элементов прямых оптических переходов между зоной проводимости и валентной зоной в указанных материалах по экспериментальным зависимостям коэффициента поглощения от энергии падающих фотонов в области фундаментального поглощения [1-4]. Получены значения, которые согласуются с результатами теоретических расчетов ([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 [4,6].

Используя формулу Варшни 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 наиболее сильно зависит от концентрации InN, увеличиваясь с ростом его содержания в сплаве.

Также на основе вычисленного матричного элемента межзонного перехода сделана оценка времени жизни экситонов в GaN. Полученные значения хорошо соотносятся с установленными экспериментально в работе [7].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Yoshida S., Misawa S. and Gonda S., J. Appl. Phys., V.53, (1982), P. 6844
2. Puychevriev N., Menoret M., Thin solid films, V. 36, (1976), P.141
3. Perry P., Rutz R., Appl.Phys.Lett., V. 33, (1978), P.319
4. Brunner D, Angerer H, Bustarret E. et al, J. Appl. Phys., V. 82, (1997), P.5090
5. Suzuki M., Uenoyama T., Jpn. J. Appl. Phys., V. 35, (1996), P.543
6. Sakai S., Ueta Y., Terauchi Y., Jpn. J. Appl. Phys., V. 32, (1993), P.4413
7. Asif Khan M., Lin J., Chen G., Smith M. et al, Appl. Phys. Lett., V. 68, (1996), P.2784

Замороженная фотопроводимость в AlGaN и GaN

А.Я. Поляков, Н.Б. Смирнов, А.В. Говорков, М.Г. Мильвидский, А.С. Усиков⁺,

Б.В. Пушный⁺, В.В. Лундин⁺, Н.М. Шмидт⁺

Институт "Гиредмет", Москва

⁺ ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, С. Петербург

Показано, что замороженная фотопроводимость в эпитаксиальных слоях n-AlGaN связана с присутствием неидентифицированных центров со сравнительно высоким барьером для захвата электронов. Эффективная высота барьера, оцененная из кинетики спада фототока в зависимости от температуры, изменяется от 0,2 эВ в n-GaN до 0,26 эВ в AlGaN с $x=0,6$, проходя через минимум (около 0,14 эВ) при $x=0,11$. Для малых мольных долей алюминия в AlGaN ($x<0,2$) подобные центры определенно не связаны с кремниевыми донорами или другими мелкими донорными центрами. Для больших мольных долей алюминия вопрос пока остается открытым. Измерения кинетики спада фототока в полуизолирующих слоях AlGaN с $x<0,3$ позволяют заключить, что центры, о которых идет речь, могли бы быть расположены не глубже 0,4 - 0,6 эВ от дна зоны проводимости. Методом РСГУ установлено, что две электронные ловушки с эффективными энергиями 0,55 эВ и 0,8 эВ обладают барьерами для захвата электронов, сопоставимыми с теми, что наблюдаются в экспериментах с замороженной фотопроводимостью (0,15 эВ и 0,35 эВ для ловушек 0,55 и 0,8 эВ соответственно). Однако не удается обнаружить однозначную корреляцию между амплитудой сигнала замороженной фотопроводимости и концентрацией подобных ловушек. Обнаружено, что характерные времена спада замороженной фотопроводимости становятся заметно короче тогда, когда для фотогенерации используется межзонное излучение в отличие от случая примесной засветки. Зависимость времени релаксации от интенсивности возбуждающего света не может быть количественно объяснена изменением положения уровня Ферми и требует предположить присутствие нескольких центров (или нескольких механизмов), участвующих в замороженной фотопроводимости, либо сложный механизм захвата, эффективность которого растет в присутствии электронов и

дырок. Указанные явления могут быть чрезвычайно важны для фоторезисторов на основе AlGaIn, где они приводят к аномально высокой ампер-ваттной чувствительности и долговременным затяжкам фотопроводимости. В полевых транзисторах подобные центры будут приводить к дрейфу параметров после освещения и другим паразитным эффектам.

В p-GaN с помощью измерений частотных зависимостей емкости и проводимости на p-i-n структурах с p-слоями, полученными легированием магнием, обнаружено присутствие двух дырочных ловушек при $E_v + 0,13$ эВ и $E_v + 0,16$ эВ, связанных с акцепторными атомами магния. Засветка при низкой температуре приводит к измеримым замороженным изменениям емкости и проводимости, однако амплитуда ступенек в частотных зависимостях, связанных с Mg центрами, при этом не изменяется. что указывает на отсутствие связи между замороженной фотопроводимостью в p-GaN и Mg акцепторами как таковыми. На это же указывает и отсутствие изменений во времени интенсивности полосы ФЛ, связанной с Mg, в слоях p-GaN. В неотожженных слоях GaN(Mg) наряду с этой полосой наблюдается дополнительная полоса фотолюминесценции, интенсивность которой при низких температурах сильно падает во времени. Обсуждается возможная роль комплексов Mg с водородом в этом явлении.

Работа в институте "Гиредмет" поддерживалась грантом CRDF RP1-211 и грантом РФФИ 97-02-17076.

Механизмы компенсации, рекомбинации и прилипания носителей тока в структурах на основе AlGaIn, предназначенных для изготовления фотоприемников.

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

Институт "Гиредмет", Москва

Методами ФЭРС, фотопроводимости, микрокатодOLUMИнесценции (МКЛ) и наведенного тока исследованы спектры глубоких уровней в нелегированных полуизолирующих слоях AlGaIn состава $x < 0,3$ и в слабо легированных эпитаксиальных слоях n-типа. Для полуизолирующих образцов обнаружено сильное гашение фототока при повышении температуры. Установлено, что за гашение ответственны дырочные ловушки, расположенные вблизи потолка валентной зоны. Энергия ионизации ловушек возрастает от 0,2 эВ для GaIn до 0,35 эВ для AlGaIn с $x=0,25$. Концентрация подобных ловушек увеличивается в AlGaIn с возрастанием мольной доли алюминия. Присутствие таких сравнительно мелких дырочных ловушек подтверждается также измерениями спектров фотоэлектрической релаксационной спектроскопии (ФЭРС). Наряду с описанными выше ловушками эти измерения обнаруживают также присутствие более глубоких дырочных ловушек, расположенных примерно на 1 эВ выше потолка валентной зоны. Концентрация последних возрастает по мере роста мольной доли алюминия в твердом растворе подобно интенсивности желтой полосы фотOLUMИнесценции (ФЛ). В нелегированных слоях n-GaIn с очень низкой интенсивностью желтой полосы ФЛ сигнал от ловушек с энергией около 1 эВ не удается наблюдать. В то же время, наряду с отмеченной выше корреляцией в поведении ловушек 1 эВ и интенсивности желтой полосы наблюдаются и случаи антикорреляции, как например, вблизи пор в нелегированных слоях n-GaIn, где интенсивность желтой полосы резко падает, а интенсивность сигнала от ловушек 1 эВ сильно растет. Описанные закономерности позволяют предположить, что эти ловушки являются глубокими акцепторами, входящими в состав донорно-акцепторных пар, ответственных за желтую люминесценцию в AlGaIn. Установлено, что дырочные ловушки 1 эВ ответственны за шагжку спада фотопроводимости в фоторезисторах на основе нелегированных

полуизолирующих слоев AlGa_xN. Обсуждается возможная роль дырочных ловушек 0,3 эВ и 1 эВ в компенсации полуизолирующих пленок AlGa_xN.

Измерения диффузионных длин неосновных носителей тока в слабо легированных слоях n-AlGa_xN показали, что диффузионные длины весьма близки между собой в GaN и AlGa_xN, несмотря на весьма существенную разницу в подвижности, т.е. что время жизни дырок в AlGa_xN возрастает по сравнению с n-GaN. Далее, диффузионные длины (и интенсивность краевой МКЛ) весьма близки в слоях нелегированного n-GaN как с высокой, так и с низкой интенсивностью желтой ФЛ. По-видимому, рекомбинация через эту полосу ФЛ либо весьма мало эффективна, либо в отсутствие желтой полосы ФЛ возрастает роль центров безызлучательной рекомбинации. Наконец, диффузионные длины неосновных носителей оказались очень близки между собой в эпитаксиальных слоях, выращенных на сапфире и на карбиде кремния, несмотря на разницу в плотности дислокаций примерно на два порядка величины. По всей вероятности это указывает на низкую эффективность дислокаций в безызлучательной рекомбинации носителей тока в AlGa_xN состава $x < 0,3$.

Работа поддерживалась грантом CRDF RP1-211 и грантом РФФИ 97-02-17076.

ЭЛЕКТРОННЫЙ ПАРАМАГНИТНЫЙ РЕЗОНАНС ДЕФЕКТОВ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ В КРИСТАЛЛЕ GaN

П.Г. Баранов, И.В. Ильин, Е.Н. Мохов и В.А. Храпцов

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе,

194021 С.-Петербург, Россия

В кристаллах GaN, выращенных сублимационным сэндвич-методом на подложках 6H-SiC, методом электронного парамагнитного резонанса обнаружены дефекты, проявляющие метастабильные свойства [1].

Наблюдаемые сигналы ЭПР (*ii1a* и *ii1b*) характеризуются резкой анизотропией g -факторов, см. рис.1, и могут быть описаны спиновым гамильтонианом с аксиальной симметрией вдоль c -оси. Значения g факторов для *ii1a* центров: $g_{||}=1.07$, $g_{\perp}= 3.00$; для *ii1b*

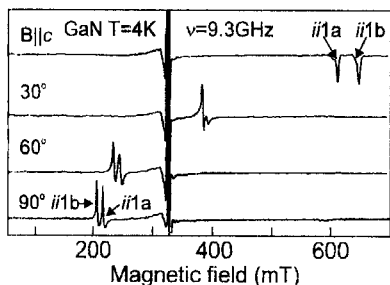


Рис. 1

центров: $g_{||}=1.015$, $g_{\perp}= 3.12$. В ориентациях, близких к $B||c$ и $B\perp c$, сигналы ЭПР имеют форму линии поглощения, и фазы сигналов имеют противоположные знаки. Форма линий ЭПР не зависит от величины микроволновой мощности и резко меняется с ориентацией. На рис. 2 показана температурная зависимость спектров ЭПР *ii1a* и *ii1b* центров для ориентации $B\perp c$. При увеличении температуры величины g -факторов для $B\perp c$ существенно уменьшаются (для $B||c$ наблюдается противоположная тенденция). При повышении температуры интенсивность линий ЭПР уменьшается; при температуре ≈ 25 К исчезает линия *ii1b* центров, а при температуре ≈ 50 К исчезают *ii1a* центры. При этом в области 20 -30 К форма сигналов *ii1a* центров принимает обычный вид производной и линия существенно сужается. Последующее охлаждение от температуры исчезновения центров *ii1b* (или *ii1a*) не приводит к восстановлению интенсивности сигналов ЭПР. Этот эффект можно видеть на рис. 2, где показано несколько спектров ЭПР *ii1a* и *ii1b* центров, зарегистрированных при 4К после ряда импульсных нагревов (1 - 20К, 2 - 25К, 3 - 40К). Для восстановления сигналов необходимо произвести нагревание до комнатной

температуры. По-видимому, имеется ряд условий (скорость охлаждения в различных температурных интервалах и т. д.), от которых зависит величина и соотношение интенсивностей сигналов $ii1a$ и $ii1b$ после восстановления.

Наблюдаемые эффекты являются типичными для метастабильных дефектов в полупроводниках. При температурах 25-50 К происходят необратимые изменения в центрах $ii1$, и

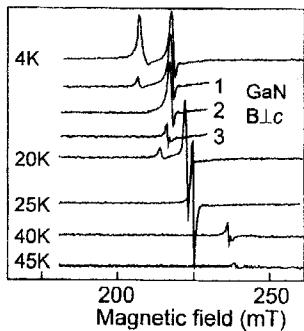


Рис. 2

центры либо теряют свои парамагнитные свойства, либо трансформируются таким образом, что сигналы ЭПР не могут наблюдаться при условиях наших экспериментов. О структуре дефектов можно сделать лишь некоторые предположения. Линии ЭПР узки (что в кристалле GaN свидетельствует о слабости сверхтонких (СТ) взаимодействий с лигандами), их ширина сравнима лишь с шириной линий мелких доноров. Имеется некоторая аналогия и в температурном поведении

ширины линии $ii1a$ центра и мелкого донора. Можно предположить, что $ii1a$ и $ii1b$ являются достаточно мелкими донорными центрами. Для $ii1a$ и $ii1b$ центров наблюдается отношение $g_{\perp}/g_{\parallel} \cong 3$, типичное для ориентационной зависимости центра с эффективным спином S , отвечающей системе с реальным спином $S=5/2$ и большим расщеплением тонкой структуры. Разные фазы сигналов $ii1a$ и $ii1b$ центров для ориентаций $B \parallel c$ и $B \perp c$ также могут свидетельствовать о том, что центры характеризуются высокоспиновым состоянием. СТ структуру спектров зарегистрировать не удалось. Не исключено, что наблюдаются некие комплексы переходного металла с электроном и дыркой. Отсутствие СТ структуры и вероятность наличия в системе большого электронного спина указывают на то, что железо может входить в структуру $ii1$ центров. При этом метастабильность может быть обусловлена как взаимным расположением составляющих комплекса, так и его разными зарядовыми состояниями.

Работа частично поддержана РФФИ по гранту 98-02-18241.

[1]. П.Г. Баранов, И.В. Ильин, Е.Н. Мохов и В.А. Храпцов. ФТТ, в печати.

ЭЛЕКТРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ СВЕТОДИОДОВ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}/\text{GaN}$ С МНОЖЕСТВЕННЫМИ КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ

А.Э.Юнович, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин,

Московский Государственный Университет им. М.В.Ломоносова, Физический факультет.

119899 Москва, Россия. E-mail: yunovich@scon175.phys.msu.ru

А.Н.Ковалев, Ф.И.Маняхин,

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

Исследованы спектры люминесценции светодиодов (СД) на основе гетероструктур $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}/\text{GaN}$ с множественными квантовыми ямами (МКЯ) ($\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$, 5 периодов) [1]. Спектры имели максимумы в голубой и зеленой области, соответственно содержанию In в активном слое ($x = 0.2 \pm 0.4$). Экспоненциальные хвосты в спектрах наблюдались и с длинноволновой, и с коротковолновой стороны, аналогично СД с одиночными КЯ (ОКЯ) [2]. В спектрах голубых СД максимум сдвигался с током ($J = 0.15$ мкА - 150 мА) в пределах от 2.57 до 2.67 эВ; не наблюдалось отдельной туннельной полосы, как в ОКЯ [3]. В зеленых СД пределы движения максимума были 2.2-2.4 эВ. Аппроксимация спектров формулой, учитывающей хвосты плотности состояний в 2D-структуре [2], достаточно точна при $J > 1$ мА. Параметры аппроксимации (эффективная ширина запрещенной зоны E_g^* и показатель экспоненты длинноволнового хвоста E_0) согласуются с оценками ширины ям, содержания In , потенциала примесей и их флуктуаций. При малых токах точность аппроксимации спектров меньше, параметры ее свидетельствуют об изменении механизма рекомбинации. При постоянных токах (до 100 мА) максимум спектров сдвигался в длинноволновую область; импульсные спектры (до 150 мА) показали, что сдвиг обусловлен нагревом, в соответствии с формулой Варшни.

Вольт- амперные характеристики (ВАХ) $J(V)$ исследованы при $J = 10^{-12} - 10^{-1}$ А и Т 80 - 300 К. Сравнительно большой квантовый выход излучения при малых J (максимум при $J = 0.1$ мА) обусловлен малой вероятностью безызлучательного туннельного тока, существенной лишь при $J < 10^{-7}$ А. ВАХ были аппроксимированы функцией $V = f_k + mkT \cdot [\ln(J/J_0) + (J/J_1)^{0.5}] + J \cdot R_s$. Член $V \sim (J/J_1)^{0.5}$, существенный при $J = 5 - 20$ мА, а также измерения динамической емкости свидетельствуют о влиянии i -слоев, прилегающих к

активному слою. Распределение зарядов показывает, что сильное легирование контактов не доходит до активной области.

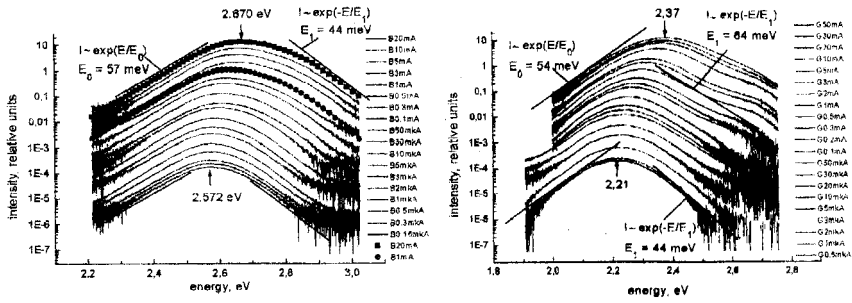


Рис. 1. Спектры люминесценции при комнатной температуре; цифры - J, мА, а) голубой СД; точками показана аппроксимация спектров; б) зеленый СД.

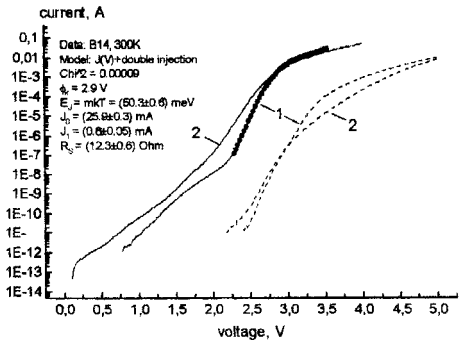


Рис. 2. Вольт-амперные характеристики голубого (1) и зеленого (2) СД при 300 (жирная кривая) и 80 К (пунктир).

[1] M.Koike, N.Koide, S.Asami, J.Umezaki, S.Nagai, S.Yamasaki, N.Shibata, H.Amano, I.Akasaki. Proc. of SPIE-Int.Soc.Opt.Eng., v.3002 (1997).
 [2] К.Г.Золина, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. ФТП, 31 (9), 1055 (1997).
 [3] В.Е.Кудряшов, К.Г.Золина, А.Н.Ковалев, Ф.И.Маняхин, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. ФТП, 1997, т.31, N11, с 1304-1309.

ИЗМЕНЕНИЯ ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЕТОДИОДОВ ИЗ InGaN/AlGaN/GaN ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ РАБОТЕ

Ф.И.Малягин, А.Н.Ковалев,

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

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

** Московский Государственный Университет им. М.В.Ломоносова,

Физический факультет. E-mail: yunovich@scon175.phys.msu.su

Изменения спектров люминесценции, вольт-амперных и вольт-емкостных характеристик голубых и зеленых светодиодов (СД) на основе гетроструктур InGaN/AlGaN/GaN в процессе длительной работы (10^2 - 10^4 час.) при токах 30÷80 мА. При этих токах температура активной области СД, определенная из формы спектров люминесценции, достигает 100÷200°C. В течение 1-го периода, ≈50÷100 час. для голубых и ≈500-600 час. для зеленых СД интенсивность люминесценции возрастает на 10÷40%; растет концентрация заряженных акцепторов в р-области. Изменения объясняются доактивацией акцепторов Mg за счет выхода остаточных атомов водорода из комплексов с Mg.

В течение второго периода, до 10^4 час., интенсивность основной полосы в спектрах при рабочих токах (≈15 мА) падает приблизительно на 5÷10%, спектральная полоса уширяется в длинноволновую сторону. Смазывается интерференционная структура, обусловленная отражением излучения от базового слоя GaN. Растет доля туннельной компоненты тока при малых напряжениях. Концентрация заряженных акцепторов на границе р-области пространственного заряда падает в 6÷8 раз, но вся ширина области р-п перехода увеличивается лишь на 30%. Это можно объяснить компенсацией акцепторов донорными дефектами структуры, образующимися при длительной инжекции.

Наиболее чувствительными к длительной работе оказываются спектры люминесценции в области перехода от туннельного к инжекционному механизму протекания тока (≤ 0.15 мА). Относительная интенсивность полосы туннельного излучения, исследованной ранее в [1,2], вырастает более чем втрое при общем падении интенсивности почти на порядок. Наблюдаемые изменения можно объяснить разрастанием "слабых" мест в структурах, в которых максимальна напряженность поля и

наиболее вероятно образование точечных дефектов структуры с глубокими уровнями, принимающими участие в туннельной рекомбинации. Спектры пробойной люминесценции подтверждают эту модель.

Образование дефектов в GaN структурах при сравнительно низкой температуре можно объяснить, предполагая, что атомы смещаются при передаче им кинетической энергии ΔE потоком инжектированных горячих электронов. Разогрев электронов происходит на границе разрыва зон проводимости гетероперехода и в дрейфовом поле компенсированного слоя в области границы p-n перехода, когда напряжение прямого смещения превышает контактную разность потенциалов. ΔE при большой плотности тока может быть передана решетке за время порядка времени релаксации на расстоянии порядка длины свободного пробега l_p и за счет подпорогового образования дефектов с вероятностью $w \sim E_d/\Delta E$, где E_d - пороговая энергия достоверного смещения атома в междоузлии (порядка 7-8 эВ) [3]. Распределение дефектов во времени и по глубине p-слоя описывается выражением

$$\Delta N(t, x) = \Delta N_0 + \Delta N_k = -G(x)\tau_0[1 - \exp(-t/\tau_0)] + N_{k0}\{1 - \exp[-\gamma_k(x)t]\},$$

где $G(x)$ - скорость генерации собственных дефектов, τ_0 - эффективное время жизни собственного дефекта, N_{k0} - концентрация остаточных комплексов Mg-H, $\gamma_k(x)$ - эффективная вероятность разрушения комплекса в единицу времени потоком горячих электронов заданной плотности. При передаче энергии электронами комплексу Mg-H происходит разрыв связи комплекса и активация акцептора Mg. Одновременно идет образование собственных точечных дефектов, причем вероятность смещения N больше, чем Ga, что обуславливает большую скорость роста концентрации вакансий V_N донорного типа. Это обуславливает первоначальный рост интенсивности люминесценции и последующий ее спад, коррелирующий с изменением ЭКЗЦ. Эффективная вероятность смещения в единицу времени одним электроном при указанных токах для комплексов Mg-H: $\xi_k = 8 \cdot 10^{-10}$, для собственных атомов - $\xi_a = 2 \cdot 10^{-14}$.

[1] В.Е.Кудряшов, К.Г.Золина, А.Н.Ковалев, Ф.И.Маняхин, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. ФТП, 1997, т.31, N11, 1304. [2] A.E.Yunovich, A.N.Kovalev, V.E.Kudryashov, F.I.Manyachin, A.N.Turkin, K.G.Zolina. Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 1997, Vol. 449, 1167. [3] В.С.Вавилов. УФН, 1997, 167(4), 407.

СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИЕ СТРУКТУРЫ С P-ТИПОМ GaN:(Zn -O) .

Црижук А.Г., Сафонов В.В., Шагалов А.Д., Шагалов М.Д.

Вологодский политехнический институт

Показана возможность подавления самокомпесации в GaN и получения p -типа GaN при одновременном легировании его цинком и кислородом. Исследованы люминесцентные и фотоэлектрические свойства GaN(Zn,O) p-типа проводимости. В спектрах фото- и электролюминесценции GaN(Zn,O) доминирует полоса, имеющая при T-300K максимум интенсивности $h\nu = 2,55$ эВ и степень поляризации $P \approx 60$ %. Спектр возбуждения данной полосы имеет два максимума $\approx 2,8$ и $\approx 3,3$ эВ с различными коэффициентами температурного смещения. Фотоэдс в таких структурах достигает 2,5В. Область fotocувствительности наблюдается с 2,7 эВ при максимуме 3,3 эВ. В рамках инжекционной модели рассмотрены электрические и электролюминесцентные свойства светоизлучающих структур с p-типом GaN(Zn,O).

СВЕТОСИГНАЛЬНАЯ АППАРАТУРА НА СВЕТОДИОДАХ

Дмитров В.М., Еремин Е.А., Пивовар О.Ю., Сажасев В.Д., Синицын А.Б., Соколов В.Н., Гринчук Б.Ф. НПВФ "Свеча"

В 1992-1995 годах произошли революционные изменения в оптоэлектронике: усилиями ученых и инженеров фирм Hewlett-Packard (США), Nichia Chemical Industries (Япония) и других созданы суперяркие высокоэффективные и долговечные светодиоды (СД) красного, желтого, зеленого и синего диапазонов излучения. Принципиальным является создание светодиодов с осевой силой света более 1 кд, что и сделало СД источниками света, пригодными для использования в светосигнальной аппаратуре разнообразного назначения.

Первым светосигнальным прибором, на который обратили внимание разработчики, был автодорожный светофор. В 1992-1993 годах НПВФ "Свеча" выполнила НИР, в которой была показана принципиальная возможность достижения требуемых действующими стандартами светотехнических параметров. Полученные в этой работе результаты легли в основу технического задания на ОКР, которая выполнялась в течение 1994-1996 годов. В результате этой работы были изготовлены опытные образцы и подготовлено серийное производство автодорожных светофоров. С конца 1996 года по настоящее время изготовлено и установлено на улицах Москвы и других городов России свыше 1200 светофоров. За это время было проведено несколько модернизаций, сформулированы основные принципы конструирования автодорожных светофоров с точки зрения получения заданных светотехнических, электрических и других параметров.

Кроме автодорожные светофоров фирма "Свеча" разработала и изготовила опытные образцы маршрутных указателей для железнодорожного транспорта, которые с августа 1996 года находятся в опытной эксплуатации на Октябрьской железной дороге. Были также разработаны и испытаны в ВНИИЖТ опытные образцы железнодорожных светофоров основных четырех цветов: красного, желтого, зеленого и синего. Испытания показали их полное соответствие требованиям российских стандартов как по координатам цветности сигналов, так и по осевой силе света и углам рассеивания.

Разработан и изготовлен опытный образец информационного табло для автомагистралей с высотой знака 400 мм. Использование в качестве элементарной ячейки табло модуля размером 8×8 светящихся элементов позволяет бесшовно наращивать размеры табло как по вертикали, так и по горизонтали, выводить на табло не только текстовую информацию с разными размерами знаков, но и разнообразные графические символы. Достигнутая яркость светящихся элементов позволяет без труда считывать информацию в солнечный день с дальности до 200 метров.

Для целей наружной рекламы разработаны принципы конструирования равномерно светящихся плоскостей, резко очерченных светящихся знаков. На основе смещения излучения СД трех и более цветов разработан и изготовлен светильник переменной цветности с управлением от компьютера.

Сформулированы принципы конструирования светосигнальных приборов узконаправленного (около 1°) излучения, которые могут найти применение на морском и речном транспорте.

Высокая экономичность СД (от 3-х до 20 раз по сравнению с лампами накаливания с цветными фильтрами), а также их высокая надежность (более 100 тысяч часов безотказной работы) позволяют надеяться на то, что в ближайшие несколько лет практически во всей светосигнальной аппаратуре лампы накаливания будут заменены на светоизлучающие диоды.

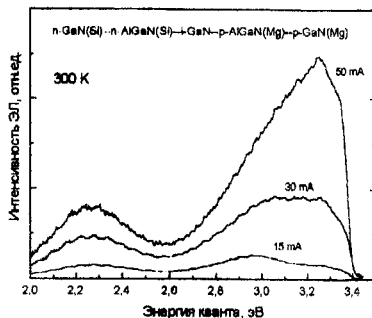
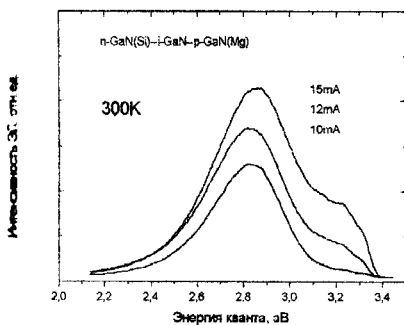
СВЕТОДИОДЫ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ III ГРУППЫ.

*Лундин В. В., Пушиный Б. В., Сахаров А. В., Ткачук М. Н.,
Усиков А. С., Шмидт Н. М., Алферов Ж. И., Мизеров М. Н.**
Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН.

*Научно-технологический центр
микрорэлектроники и субмикронных гетероструктур
при ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН.

GaN и твердые растворы на основе нитридов III группы являются перспективными материалами для создания оптоэлектронных приборов, работающих в видимой и ультрафиолетовой областях спектра, а также для приборов высокотемпературной электроники. В данной работе представлены результаты исследований характеристик светодиодов, изготовленных на основе эпитаксиальных слоев и гетероструктур GaN/GaN.

Рост слоев осуществлялся методом эпитаксии из металорганических соединений на (0001) сапфировых подложках. Процессы проводились в горизонтальном реакторе с индуктивным нагревом, в токе водорода при пониженном давлении 200 mbar. Аммиак, триметилгаллий, триметилалюминий служили исходными компонентами. Силан, диэтилцинк, и бисциклопентадиенил магния применялись для легирования эпитаксиальных слоев кремнием, цинком и магнием соответственно. Процедура роста включала осаждение тонкого буферного слоя толщиной около 220 Å при пониженной температуре (~510°C), отжиг буферного слоя с последующим эпитаксиальным ростом основного слоя или многослойной гетероструктуры при высокой температуре (~1040°C). В качестве буферного слоя использовался либо GaN, либо GaN с добавлением Al. Типичные скорость роста и толщины эпитаксиальных слоев составляли 2,5-3 мкм/час и 3-4 мкм соответственно. Выращенные структуры были зеркально-гладкими. Последующий отжиг структур в атмосфере азота при температурах 1100-1300°C в течение 30-60 секунд приводил к получению слоев *p*-типа проводимости GaN(Mg). Светодиоды меза-конструкции изготавливались стандартным фотолитографическим процессом с использованием сухого травления. Исследовались светодиоды на основе структур: *n*-GaN(Si) – *i*-GaN – *p*-GaN(Mg); *n*-GaN(Si) – *i*-GaN – *p*-AlGaN(Mg); *n*-GaN(Si) – GaN(Zn,O) – *p*-GaN(Mg), *n*-GaN(Si) – *n*-AlGaN(Si) – *i*-GaN – *p*-AlGaN(Mg) – *p*-GaN(Mg).



Типичные спектры электролюминесценции приведены на рисунке. Введение нелегированного GaN слоя между *n*-и *p*- областями позволило снизить токи утечки и увеличить эффективность излучательной рекомбинации. Напряжение отсечки прямой ветви составило ~3В для гомопереходов. Начальный участок прямой ветви вольт-амперной характеристики имеет характерную энергию активации 180 meV, которая совпадает с наблюдаемой величиной на светодиодах фирмы Nichia

По данным вторичной ионной масс-спектропии в нелегированных GaN слоях наблюдаются диффузионные «хвосты» распределения Mg, приводящие к смещению *p-n* перехода. Введение Si в активную область подавляет данный эффект. Кроме этого отмечено заметное изменение концентрации фоновых примесей C и O в зависимости от условий выращивания нелегированного GaN слоя в структуре. В гетероструктурах (InN/GaN GaN сильно легированными Mg или Si обнаружены значительно более резкие профили распределения Al, чем в нелегированных гетероструктурах. Обсуждается влияние указанных факторов на спектры электролюминесценции.

ФОТОПРИЕМНИКИ НА ОСНОВЕ III–V НИТРИДОВ

*Б.Я.Бер**, *А.В.Говорков***, *Н.Б.Смирнов***, *Ю.А.Кудряцев*, *В.В.Лундин*, *А.Я.Поляков***,
Б.В.Пушный, *Н.М.Шmidt*, *А.С.Усиков*, *Е.И.Ушаков**

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

*НТЦ микроэлектроники и субмикронных гетероструктур при ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН
**Государственный институт редких металлов (ГИРЕДМЕТ)

Хорошо известно, что III–V нитриды являются весьма перспективными материалами для создания высокоэффективных солнечно-слепых ультрафиолетовых детекторов. В последние годы созданы различные типы фотодетекторов на основе этих материалов, наиболее полно описанные в обзорах М. Razeghi, M.S. Shur and M.A.Khan. Несмотря на достигнутые успехи, выявлены существенные недостатки, препятствующие реализации потенциальных возможностей III–V нитридов. Они связаны в первую очередь с качеством самого материала. Малые диффузионные длины приводят к низким значениям абсолютной чувствительности в ультрафиолетовой области, высокая плотность дефектов – к временной нестабильности параметров фотодетекторов. Работа по получению качественного материала для фотоприемников только начинается. Поскольку параметры материала существенно зависят от технологии получения, представляло интерес исследовать несколько типов фотоприемников на основе слоев GaN и AlGa_N, выращенных в наших условиях методом эпитаксии из металлоорганических соединений на подложках из сапфира (0001). Процессы проводились в горизонтальном реакторе с индуктивным нагревом, в потоке водорода при пониженном давлении 200 мбар.

Один из исследованных типов фотоприемников – фотодетектор металл–полупроводник–металл (MSM–ФП) с барьером Шоттки (Ti/Al) и штырьковой геометрией (ширина электродов – 2 мкм, расстояние между ними – 5 мкм), в качестве активной области были использованы полуизолирующие пленки GaN толщиной 1 мкм.

Спектральная зависимость абсолютной чувствительности MSM–ФП имеет типичный вид с резким спадом при $\lambda > 380$ нм. Полученные значения чувствительности, 0,05 Ф/Вт, близки к приводимым другими авторами. Прямая и обратная ветви ВАХ симметричны и имеют насыщение при $U > 1$ В, характерное для MSM–ФП. Также были получены фотосопротивления с чувствительностью – 1300 А/Вт при 9 В, что несколько ниже лучших из известных значений. Для этих типов ФП наблюдается медленный спад

никовых значений величины фототока в течение нескольких минут, обусловленный, по-видимому, высокой концентрацией ловушек (или генерацией носителей в области объемного заряда).

Проведенные исследования показали, что полученный материал по своим свойствам принципиально не отличается от полученного другими исследователями, а основной проблемой является улучшение качества материала. Поэтому были проведены более детальные исследования отдельных нелегированных слоев GaN и AlGaN методами DLTS и ODLTS на барьерах Шоттки и p^+-n-n^+ переходах. ВАХ определяется туннельно-рекомбинационными токами. Исследования емкости и проводимости выявили присутствие в нелегированной области p^+-n-n^+ GaN структур двух акцепторных центров, с энергиями 0,12 и 0,16 эВ от потолка валентной зоны, возможно связанных с магнием или углеродными комплексами. Измерения спектров DLTS выявили дырочные ловушки с энергией около 0,9 эВ от потолка валентной зоны и электронные ловушки с энергией около 0,55 эВ от дна зоны проводимости. В нелегированной области AlGaN доминировали ловушки основных носителей заряда (электронов) с энергией около 0,25 эВ и около 0,65 эВ и ловушки неосновных носителей заряда, расположенные вблизи 0,9 эВ от потолка валентной зоны.

Кроме того, были исследованы профили распределения фоновых примесей (С и О). Их уровень достаточно высок, $\sim 10^{19}$ см⁻³. Концентрация носителей колеблется от 10^{17} до $2 \cdot 10^{18}$ см⁻³, в зависимости от режима выращивания, и обусловлена сложным процессом взаимодействия собственных дефектов, фоновых примесей и структурных дефектов.

Для улучшения качества материала важно выяснить роль внутренних механических напряжений, фоновых примесей и особенностей столбчатой структуры в формировании электрически активных центров, разработать методы геттерирования фоновых примесей и неравновесных собственных дефектов, а также методы селективной эпитаксии, позволяющей избавиться от столбчатой структуры в процессе латерального роста.

ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ
СТРУКТУР В СИСТЕМЕ In - Ga - Al - N, ПОЛУЧЕННЫХ
ЭПИТАКСИЕЙ ИЗ МЕТАЛЛО - ОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

Л.Н.Гурков, О.Н.Ермаков
АО НПП "САПФИР", Москва, Россия

Рассмотрено современное состояние проводимых АО "Сапфир" разработок по получению эпитаксиальных гетероструктур нитрида галлия и его твердых растворов с целью получения световозлучающих приборов и "солнечно-слепых" фотоприёмников (ФП) УФ диапазона на их основе, предназначенных для использования в системах медицинского и экологического контроля, спектроскопии измерительной технике.

Технологические возможности АО НПП "Сапфир", базирующиеся на использовании установки MOCVD типа "Epiqip" позволяют в настоящее время получать эпитаксиальные гетероструктуры GaN и InGaN буферным слоем AlN на подложках сапфира (0001). Исследование фотоэлектрических свойств эпитаксиальных гетероструктур с целью оценки возможности их приборного применения проводилось с использованием стандартной встречно - штыревой конструкции фоторезистора (ФР). В ФР на основе GaN установлено проявление долгоживущей фотопроводимости с максимальной фоточувствительностью 2 А/Вт в слабо выраженном максимуме вблизи 350 нм, имеющем резкий длинноволновый спад и коррелирующем с резкой краевой полосой люминесценции с максимумом при 355 нм и полушириной 54 мэВ. Присутствующая в спектрах фоточувствительности сине-зелёная полоса имеет интенсивность на 2 порядка меньше интенсивности УФ - полосы и несколько сглаживает резкий край спектральной УФ - отсечки характеристики ФР. В спектрах люминесценции этих же структур наблюдается широкая структурированная полоса с максимумом при 390 нм и слабо выраженными особенностями вблизи 370, 420 и 500 нм. Установлено, что понижение температуры сопровождается ростом крутизны спада УФ - отсечки, ослаблением относительного вклада длинноволновой компоненты при сравнительно слабом изменении абсолютной величины фоточувствительности.

Сравнительный анализ фотоэлектрических характеристик структур GaN и структур на основе других полупроводниковых материалов, полученных с использованием альтернативных технологий, которые разработаны в АО НПП "Сапфир" и предназначены для ФП с увеличенной фоточувствительностью в УФ - области спектра (ФД на основе объёмного кремния, арсенида - фосфида галлия, кремния на сапфире, ФР на основе селенида кадмия), показывает, что структуры GaN обеспечивают получение ФП с хорошей отсечкой видимого излучения без использования оптических фильтров, но они в настоящее время ещё уступают по фоточувствительности лучшим результатам, достигаемым с использованием альтернативных технологий. В частности, в ФР на основе CdSe максимальная фоточувствительность в УФ - области в настоящее время превышает 50 А/Вт. С учётом того, что в настоящее время регистрация излучения видимого диапазона спектра обеспечена эффективными ФП на основе более узкозонных полупроводниковых материалов, основное направление дальнейших исследований в области создания эффективных УФ - ФП должно быть сконцентрировано на улучшении структурного совершенства GaN и твердых растворов AlGaIn, а также оптимизации конструкции ФП.

ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ ПЛЕНКИ GaN НА ФИАНИТЕ

А.И.Бузынин, Ю.К.Воронько, В.В.Осико, Институт Общей Физики РАН, Москва;
Ю.Н.Бузынин, Институт Физики Микроструктур РАН, Нижний Новгород;
Б.В.Пушный, А.С.Усиков, В.В.Лундин, Физико-Технический Институт им.
А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург.

Получены эпитаксиальные пленки GaN на фианитовых подложках МОС'-гидридным методом. Изучены их структурные и электрофизические свойства, приведены спектры фотолюминесценции.

Фианит, как подложечный материал для эпитаксии GaN и других соединений III-V имеет ряд достоинств. Это высокие изолирующие свойства (10^{12} Ом·см при 300 К) и химическая стабильность; прозрачность в широком интервале длин волн, включая видимый диапазон; благоприятные кристаллохимические параметры.

Кристаллы фианита $(ZrO_2)_{1-x}(V_2O_5)_x$, где $x = 10, 15$ и 21 мол %, были выращены методом "холодного" контейнера при 3000°C на воздухе. Размеры отдельных монокристаллов были до 40-80 мм в поперечнике и до 80-100 мм в длину. Полированные фианитовые подложки ориентации (100) и (111) перед эпитаксией отжигали в вакууме для стабилизации их поверхности и снижения концентрации примесей Al, Ca, Na, K, Si.

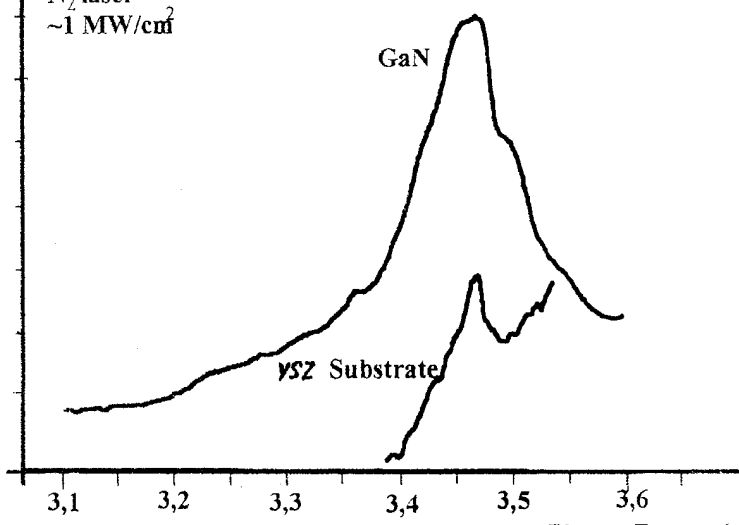
Эпитаксиальные пленки GaN на фианите выращивали в системе ТМГ- NH_3 как двухстадийным МОС-гидридным методом [1], так с использованием способа "капиллярная эпитаксия" [2]. Последний способ основан на осаждении тонкого (~50 нм) слоя Ga на фианитовой подложке, насыщении его компонентом V до образования сплошной эпитаксиальной пленки соединения III-V толщиной 50-100 нм, и последующим ее доращиванием до требуемой толщины.

Изучено влияние условий эпитаксии на структурное совершенство и характеристики пленок GaN с использованием методов электронографии, рентгеновских, люминесценции, электронной микроскопии, ВИМС и Ван дер Пау. Приведены спектры фотолюминесценции слоя нелегированного GaN на фианитовой подложке.

1. S.D. Hersee, J.C.Ramer, K.J.Malloy. MRS Bulletin, Yuly, 45 (1997).
2. A.N.Buzyinin, V.V. Osiko, E.E.Lomonova, Yu.N.Buzyinin. Abstr.of MRS 1998 Spring Meeting, San Francisco, USA, 123 (1998).

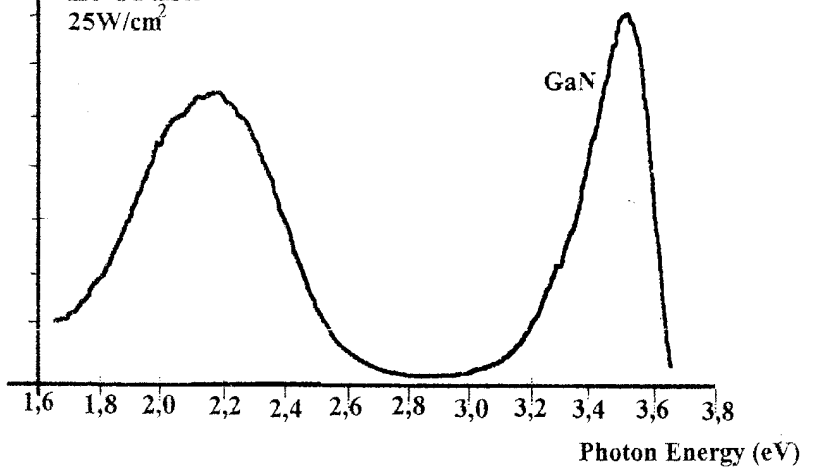
PL Intensity (arb. units)

77K
N₂ laser
~1 MW/cm²



PL Intensity (arb. units)

77K
He-Cd laser
25W/cm²



Выращивание слоев GaN и AlGaN эпитаксией из металлоорганических соединений.

Пушный Б.В., Усиков А.С.

Физико-технологический институт им.А.Ф.Иоффе РАН

Научно-технологический центр микроэлектроники и субмикронных гетероструктур при ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН

Выращивание проводилось на модернизированной установке марки "Epiquip V150-RP" производства Швеции. Модернизация включала следующие работы:

- изготовление линии подачи аммиака NH_3 ;
- изготовление системы очистки аммиака NH_3 ;
- изготовление линии подачи азота особой чистоты N_2 ;
- изменение системы управления и поддержания температуры (до 1050°C).

В качестве подложки был выбран сапфир ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) ориентации (0001) с классом обработки не хуже 14 класса.

При выращивании использовались триметилалюминия (ТМА), триметилгаллия (ТМГ), диэтил цинка (DEZn), бисциклопентадиенил магния (Cp_2Mg) и силан (SiH_4). Все компоненты и подложки приобретались в России.

Слои выращивались в горизонтальном реакторе, в токе водорода при пониженном давлении 200 мБар. Эпитаксиальный рост включал следующие стадии:

1. Нитризация поверхности подложки в атмосфере $\text{H}_2 + \text{NH}_3$ в диапазоне температур 500 - 1000 $^\circ\text{C}$.
2. Осаждение буферного слоя нитрида галлия толщиной 180-300 Å при температуре 500-600 $^\circ\text{C}$.
3. Отжиг буферного слоя в атмосфере $\text{H}_2 + \text{NH}_3$ при температуре 990-1040 $^\circ\text{C}$.
4. Рост основного слоя или структуры.

Исследовалось влияние каждой стадии роста на свойства слоев.

Преднамеренно не легированные зеркально гладкие слои GaN имели фоновую концентрацию $n \approx 3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ при 300 К. В спектрах фотолюминесценции присутствовала одна полоса с энергией 3,35-3,45 эВ (300 К). Так называемая желтая полоса с энергией 2,2-2,23 эВ (300 К) в лучших образцах не наблюдалась.

В случае легирования кремнием получали слои n - типа проводимости с $n = (1-6) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, $\mu \sim 200 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ (300 К).

Легирование магнием осуществлялось в 2 этапа:

1. легирование во время роста

2. термическая активизация атомов магния

Получены слои GaN с концентрацией атомов магния $(1-3) \cdot 10^{20}$ атомов/см³ и с концентрацией носителей тока (N_A-N_D) $\sim 1 \cdot 10^{18}$ см⁻³. Концентрация носителей измерялась с помощью C-V характеристик.

Были получены слои твердых растворов $Al_xGa_{1-x}N$ с $0 < x < 0,09$.

На основе структур с p-n переходами были изготовлены светодиоды с максимумом полосы излучения в диапазоне 0,37-0,43 мкм.

В выращенной изотипной двойной гетероструктуре $Al_xGa_{1-x}N$ - GaN - $Al_xGa_{1-x}N$ получена лазерная генерация на длине волны 0,35 мкм при оптическом возбуждении.

СПЕКТРОСКОПИЯ НИТРИДОВ КРИСТАЛЛОВ ГРУППЫ A^3B^5

Злобина М.А., Соболев В.В.

(Удмуртский государственный университет, г. Ижевск, Россия)

Нами впервые рассчитаны полные комплексы функций (ϵ_2 , ϵ_1 , R , n_H и др.) по спектрам поглощения InN (2–23 eV) [1], AlN (4–40 eV) [2], GaN (4–33 eV) [3,4], InN (2–130 eV) [5] и CuN , $w(CuN)$ (3–9.5 eV) [6]. Без подгоночных параметров (как пример в таблице даны результаты для InN). Известны попытки воспроизведения (но не разложения!) спектра ϵ с помощью громадного и произвольного количества подгоночных параметров также в модели люцифересцентных осцилляторов. Наша модель разложения ϵ нитридов предлагается как упрощенное приближение для будущих более строгих рассмотрений весьма сложной проблемы определения параметров переходов в широкой области энергии. Природу максимумов $R(E)$ и $\epsilon_2(E)$ можно обсуждать по моделям зон или метастабильных экситонов. До сих пор нет однозначного предпочтения одной из них. Теоретические расчеты свидетельствуют в пользу экситонной природы многих максимумов $\epsilon_2(E)$ [7]. Поэтому мы предполагаем, что в основном многие переходы O_i четырех нитридов обусловлены метастабильными экситонами. Конкретная природа выделенных O_i нами упрощенно определена в модели зон.

Работа выполнена при поддержке Центра фундаментальных исследований (Санкт-Петербургский университет).

- 1 Miyata N., Moriki K., Mishima O. et. al. Phys. Rev B40, 17, 12028 (1989).
- 2 Foughin S., French R. H., Ching W. Y. et. al. Appl.Phys. Lett. 63, 9, 1182(1993).
- 3 Olson C. G., Lynch D. W., Zehe A. Phys. Rev. B24, 8,4629 (1981).
- 4 Lambrecht W. R. L., Segall B., Rife J. et. al. Phys. Rev.B51, 19, 13516 (1995).
- 5 Guo Q., Ogawa H., Yoshida A. J. Elect. Spect. Rel. Phenom. 79, 1, 9 (1996).
- 6 Logothetidis S., Petalas J., Cardona M. et. al. Phys. Rev. B50, 24, 18017 (1994).
- 7 Соболев В. В., Неможкаленко В. В. Электронная структура полупроводников. Наукова думка. Киев (1988), 423 с.
- 8 Foley C. P., Tansley T. L. Phys. Rev. B33, 2, 1430 (1986).
- 9 Гриняев С. Н., Малахов В. Я., Чалдышев В. А. Изв. ВУЗ. с. ф. 29, 69 (1986).

10. Xu Y.-N., Ching W.Y. Phys.Rev. B48, 7, 4335 (1993).

11. Yang T., Nakajima S., Sakai Sh. Jpn. J. Appl. Phys. 34, 11, 5912 (1995).

Параметры E_i , H_i , f_i , S/S_{\max} , осцилляторов O, InN, их природа и энергия (eV) по теории [8–11]

O_i	Наши данные				[8]	[9]	[10]	[11]
	E_i	H_i	f_i	S/S_m				
O_1	2.46	0.2	0.59	0.04	—	—	—	—
O_2	2.79	0.5	0.90	0.10	—	—	—	—
O_3	3.7	1.1	0.75	0.17	$\Delta 4$	$\Delta 3.4$	—	ГА 4.4
O_4	4.85	0.7	0.39	0.18	—	$\Sigma 4.8, \Delta 4.4$	—	—
O_5	5.55	1.2	1.27	1.0	$\Sigma 5.5$	M 5.2	LA 5.6	—
O_6	6.3	1.0	0.33	0.37	—	$\Sigma 6.4, M 5.8$	$\Sigma 6.2$	$\Sigma 6.7$
O_7	7.0	0.9	0.13	0.17	M 7.2	$\Sigma 7.2$	$\Sigma 7.0$	$\Sigma 6.7$
O_8	7.5	0.7	0.07	0.09	$\Sigma 7.6$	$\Sigma 7.4, 7.8$	$\Sigma 7.7$	L 7.3
O_9	8.0	0.7	0.19	0.28	$\Gamma 7.9, K 8.1$	M 8	$\Sigma 8.3, 8.0$	$\Sigma, \Gamma 8.3$
O_{10}	8.9	0.85	0.27	0.48	$\Delta 9$	$\Sigma 8.8$	LA 8.6, 9.0	$\Sigma 9.2, \Gamma 9$
O_{11}	9.3	0.5	0.04	0.08	K 8.6	$\Sigma 9.2, 9.5, 9.6$	$\Sigma 9.3$	$\Sigma 9.2, \Gamma 9$
O_{12}	10.0	1.2	0.22	0.48	M 8.6	$\Sigma 10.2$	$\Sigma 10.1$	L 11
O_{13}	11.1	1.7	0.40	0.99	K, M 11.3	$\Sigma 10.6, 10.8$	$\Sigma 10.7, 11.1$ LA 10.7	L 11
O_{14}	11.8	1.4	0.08	0.22	M, $\Gamma 11.7 \Delta 12$	M 11.6, 12 $\Sigma 12, 12.2$	$\Sigma 11.5$ LA 12	$\Sigma 12$
O_{15}	12.85	2.1	0.27	0.78	$\Sigma 14.5$	$\Sigma 14$	$\Sigma 13, 12.8$	$\Gamma 14$
O_{16}	14.25	1.6	0.09	0.27	—	—	$\Sigma 14, 14.6$ LA 14	—
O_{17}	16.15	2.2	0.09	0.29	$\Sigma 16.2$ H 16.7	—	LA 15.6, 16 $\Sigma 16.5$	—
O_{18}	18.15	0.9	0.02	0.07	H 17.5	—	$\Sigma 17.5$	—
O_{19}	19.65	0.87	0.03	0.08	—	—	$\Sigma 20.5$ LA 21, 19	—

СПЕКТРОСКОПИЯ НИТРИДОВ КРИСТАЛЛОВ ГРУППЫ A^3B^5

Злобина М.А., Соболев В.В.

(Удмуртский государственный университет, г. Ижевск, Россия)

Нами впервые рассчитаны полные комплексы функций (ϵ_2 , ϵ_1 , R , n_{ef} и др.) по спектрам поглощения HN (2–23 eV) [1], AlN (4–40 eV) [2], GaN (4–33 eV) [3,4], InN (2–130 eV) [5] и ϵ - CuN , w (AlN (3–9.5 eV) [6]. Без подгоночных параметров (как пример в таблице даны результаты для InN). Известны попытки воспроизведения (но не разложения!) спектра ϵ с помощью громадного и произвольного количества подгоночных параметров также в модели люцифересцентных осцилляторов. Наша модель разложения ϵ нитридов предлагается как упрощенное приближение для будущих более строгих рассмотрений весьма сложной проблемы определения параметров переходов в широкой области энергии. Природу максимумов $R(E)$ и $\epsilon_2(E)$ можно обсуждать по моделям зон или метастабильных экситонов. До сих пор нет однозначного предпочтения одной из них. Теоретические расчеты свидетельствуют в пользу экситонной природы многих максимумов $\epsilon_2(E)$ [7]. Поэтому мы предполагаем, что в основном многие переходы O_i четырех нитридов обусловлены метастабильными экситонами. Конкретная природа выделенных O_i нами упрощенно определена в модели зон.

Работа выполнена при поддержке Центра фундаментальных исследований (Санкт-Петербургский университет).

- 1 Miyata N., Moriki K., Mishima O. et. al. Phys. Rev B40, 17, 12028 (1989).
- 2 Loughin S., French R. H., Ching W. Y. et. al. Appl. Phys. Lett. 63, 9, 1182(1993).
- 3 Olson C. G., Lynch D. W., Zehe A. Phys. Rev. B24, 8,4629 (1981).
- 4 Lambrecht W. R. L., Segall B., Rife J. et. al. Phys. Rev. B51, 19, 13516 (1995).
- 5 Guo Q., Ogawa H., Yoshida A. J. Elect. Spect. Rel. Phenom. 79, 1, 9 (1996).
- 6 Logothetidis S., Petalas J., Cardona M. et. al. Phys. Rev. B50, 24, 18017 (1994).
- 7 Соболев В. В., Немощкаленко В. В. Электронная структура полупроводников. Наукова думка. Киев (1988), 423 с.
- 8 Foley C. P., Tansley T. L. Phys. Rev. B33, 2, 1430 (1986).
- 9 Гриняев С. Н., Малахов В. Я., Чалдышев В. А. Изв. ВУЗ. с. ф. 29, 69 (1986).

10. Xu Y.-N., Ching W. Y. Phys.Rev. B48, 7, 4335 (1993).

11. Yang T., Nakajima S., Sakai Sh. Jpn. J. Appl. Phys. 34, 11, 5912 (1995).

Параметры E_i , H_i , f_i , S/S_{\max} осцилляторов O_i $\ln N$, их природа и энергия (eV) по теории [8–11].

O_i	Наши данные				[8]	[9]	[10]	[11]
	E_i	H_i	f_i	S/S_m				
O_1	2.46	0.2	0.59	0.04	---	---	---	---
O_2	2.79	0.5	0.90	0.10	---	---	---	---
O_3	3.7	1.1	0.75	0.17	$\Delta 4$	$\Delta 3.4$	---	$\Gamma A 4.4$
O_4	4.85	0.7	0.39	0.18	---	$\Sigma 4.8, \Delta 4.4$	---	---
O_5	5.55	1.2	1.27	1.0	$\Sigma 5.5$	$M 5.2$	$LA 5.6$	---
O_6	6.3	1.0	0.33	0.37	---	$\Sigma 6.4, M 5.8$	$\Sigma 6.2$	$\Sigma 6.7$
O_7	7.0	0.9	0.13	0.17	$M 7.2$	$\Sigma 7.2$	$\Sigma 7.0$	$\Sigma 6.7$
O_8	7.5	0.7	0.07	0.09	$\Sigma 7.6$	$\Sigma 7.4, 7.8$	$\Sigma 7.7$	$L 7.3$
O_9	8.0	0.7	0.19	0.28	$\Gamma 7.9, K 8.1$	$M 8$	$\Sigma 8.3, 8.0$	$\Sigma, \Gamma A 8.3$
O_{10}	8.9	0.85	0.27	0.48	$\Delta 9$	$\Sigma 8.8$	$LA 8.6, 9.0$	$\Sigma 9.2, \Gamma 9$
O_{11}	9.3	0.5	0.04	0.08	$K 8.6$	$\Sigma 9.2, 9.5, 9.6$	$\Sigma 9.3$	$\Sigma 9.2, \Gamma 9$
O_{12}	10.0	1.2	0.22	0.48	$M 8.6$	$\Sigma 10.2$	$\Sigma 10.1$	$L 11$
O_{13}	11.1	1.7	0.40	0.99	$K, M 11.3$	$\Sigma 10.6, 10.8$	$\Sigma 10.7, 11.1$ $LA 10.7$	$L 11$
O_{14}	11.8	1.4	0.08	0.22	$M, \Gamma 11.7 \Delta 12$	$M 11.6, 12$ $\Sigma 12, 12.2$	$\Sigma 11.5 LA 12$	$\Sigma 12$
O_{15}	12.85	2.1	0.27	0.78	$\Sigma 14.5$	$\Sigma 14$	$\Sigma 13, 12.8$	$\Gamma 14$
O_{16}	14.25	1.6	0.09	0.27	---	---	$\Sigma 14, 14.6 LA 14$	---
O_{17}	16.15	2.2	0.09	0.29	$\Sigma 16.2$ $H 16.7$	---	$LA 15.6, 16$ $\Sigma 16.5$	---
O_{18}	18.15	0.9	0.02	0.07	$H 17.5$	---	$\Sigma 17.5$	---
O_{19}	19.65	0.87	0.03	0.08	---	---	$\Sigma 20.5 LA 21, 19$	---

УСТАНОВКА ГАЗОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИ ИЗ МЕТАЛЛООРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ НИТРИДОВ

*Цуинный Б.В., Усиков А.С., Ролум В.И.**

Научно-технологический центр микроэлектроники и субмикронных гетероструктур при ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН

*Минский научно-исследовательский институт радиоматериалов

В рамках совместной работы НТЦМ и МНИИРМ разработали и изготовили специализированную установку для выращивания слоев нитридов III группы методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (МОС).

Рост происходит при давлении, близком к атмосферному.

Установка имеет вертикальный реактор из кварца диаметром 120 мм. Внутри реактора расположена пирамида из графита на 4 подложки диаметром не более 52 мм. Пирамида вращается. Нагрев индукционный, максимальная температура нагрева 1250°C, мощность ВЧ генератора - 25 кВт.

Газовая схема установки имеет 5 испарителей МОС с 2 линиями подачи с РР1-3, что возможно резкое изменение потоков МОС. Количество реакционных газов - 3 (аммиак, силан и др.). Процессы роста выполняются в токе водорода и азота

Возможна раздельная подача в реактор паров МОС и аммиака

На установке использована оригинальная конструкция узла подачи газов в реактор.

Установка полностью укомплектована отечественными приборами и узлами.

Управление температурой реактора и испарителей, потоками газа носителя через испарители МОС, потоком аммиака осуществляется с помощью персонального компьютера.

Возможен серийный выпуск таких установок.

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}/\text{GaN}$ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ ПРОТЕКАНИИ ПРЯМОГО ТОКА

Ф. И. Маняхин

Московский Государственный Институт Стали и Сплавов

Исследованы изменения спектров электролюминесценции (ЭЛ), вольт-амперных (ВАХ), вольт-фарадных характеристик (ВФХ) и распределения эффективной концентрации заряженных центров (ЭКЗЦ) в области пространственного заряда (ОПЗ) голубых и зеленых светодиодов (СД) на основе гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}/\text{GaN}$ [1, 2] в течение $\approx 2 \cdot 10^3$ часов при прямых токах $J = 30\text{--}80$ мА.

При прямых напряжениях V ток в области $J < 10^{-7}$ А для зеленых и $J < 10^{-4}$ А для синих СД растет с увеличением времени работы, наклон зависимости $\ln J(U)$ не зависит от температуры T , а ВАХ сдвигается в область больших V при понижении T , что свидетельствует о туннельной природе тока. Обратный ток увеличивался в диапазоне $V = 1\text{--}12$ В и также определялся ростом туннельной составляющей.

В течение первого периода (до 100 часов у синих и до 1000 часов у зеленых СД) при измерительных токах $J = 15$ мА интенсивность ЭЛ возрастала на 15–20%, в течение последующего второго периода до $2 \cdot 10^3$ часов - уменьшалась на 10–40%. Наиболее чувствительными к длительной работе оказываются спектры ЭЛ синих СД в области перехода от туннельного к инжекционному механизму тока, измеренные при малых токах, $J < 0.15$ мА: относительная интенсивность полосы туннельного излучения возрастала более, чем втрое при общем падении интенсивности почти на порядок. Интенсивность ЭЛ зеленых СД после роста незначительно снижалась на втором этапе пропускания тока ≥ 1000 часов.

При обратном смещении интегральная интенсивность пробойной люминесценции синих СД уменьшалась при относительном увеличении доли желтой полосы. Соответственно изменялось распределение ЭКЗЦ с р-стороны: в синем СД на глубине до 55 нм от активного слоя ЭКЗЦ сначала увеличивалась, а затем уменьшалась \approx в восемь раз, стремясь к некоторому постоянному значению; в зеленых ЭКЗЦ растет до 10%.

Для объяснения наблюдаемых эффектов предложена модель инжекционно-стимулированного подпорогового образования дефектов горячими электронами [3] при их кинетическом рассеянии в активном и i -р- $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ слоях. При переходе границы разрыва краев зон проводимости гетероперехода $n\text{-GaN}/i\text{-In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ инжектируемые электроны приобретают дополнительную энергию. При кинетическом рассеянии потока горячих электронов вероятность смещения атома при передаче ему пороговой энергии E_d определяется соотношением $w = E_d/\Delta E \exp(-E_d/\Delta E)$, где $\Delta E = E - E_c$.

Наблюдаемые изменения характеристик связаны с процессами дополнительной активации Mg за счет выхода остаточных атомов водорода из комплексов Mg-H на первой стадии и с образованием компенсирующих

дефектов и их разрыва связей Ga-N на второй стадии. Одновременно с увеличением концентрации неравновесных точечных дефектов протекает процесс образования и роста комплексов и микровыделений (МВ), которые являются центрами рекомбинации и рассеяния носителей заряда. Скорость образования и роста МВ определяется, в частности, концентрацией неравновесных точечных дефектов и температурой области их генерации. Предполагается, что концентрация МВ в процессе роста не изменяется, а их объем увеличивается во времени по закону $V \sim t^3$ [3]. Общее снижение эффективности излучательных характеристик синих СД после 800 часов работы при прямом токе связано с насыщением концентрации неравновесных точечных дефектов и ростом объема МВ, что проявляется в росте компоненты туннельного тока, уменьшении интегральной интенсивности и изменении соотношения компонент ЭЛ при прямом смещении.

Эти явления могут быть обусловлены образующейся неоднородностью эффективной концентрации акцепторов по площади ОПЗ и возникновением «горячих» точек с повышенной напряженностью поля (10^7 В/см) относительно среднего. Так как зеленые СД имеют ширину компенсированного слоя \approx в 2 раза большую, чем синие, изменение ЭКЗЦ в них, и как следствие интенсивности ЭЛ за указанный период работы, было слабее из-за малой интенсивности потока горячих электронов, доходящих до некомпенсированной р-области. Оценка пороговой энергии по динамике изменения ЭКЗЦ учетом соотношения атомных масс дает значения $E_d \approx 9$ эВ для Ga и $E_d \approx 7$ эВ для N.

1. K.G.Zolina, V.E.Kudryashov, A.N.Turkin, A.E.Yunovich, S.Nakamura. MRS Internet J. of Nitride Semicond. Res., 1/11; <http://nsr.mij.mrs.org/1/11>

2. К.Г.Золina, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. ФТП, 1997, 31, вып. 9, с. 1055-1061.

3. Ф.И.Маняхин. Мат-лы научно-техн. семинара по деградации полупров. приборов, Москва, МЭИ, 1997, с. 394-399.

4. Б.И.Лев, Т.В.Торчинская, П.М.Томчук, М.К.Шейнкман. ФТП, 1989, т. 23, N 9, с. 1529-1538.

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕТОДИОДОВ ИЗ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ НИТРИДА ГАЛЛИЯ

А.Н.Ковалев.

Московский Институт Стали и Сплавов.

Исследованы вольтамперные (ВАХ) и вольтфарадные (ВФХ) характеристики синих и зеленых светодиодов (СД) на основе InGaN/AlGaIn/GaN-гетероструктур [1]. Получены распределения эффективной концентрации заряженных центров (ЭКЗЦ) в области пространственного заряда (ОПЗ) со стороны менее легированной p-области.

Выявлена туннельная составляющая тока при прямых и обратных смещениях. Синие СД имеют туннельную компоненту в интервале токов 10^{13} - 10^4 А при прямых напряжениях до 2.3 В. При прямых напряжениях больше ≈ 2.6 В преобладает инжекционный ток. Зеленые СД имеют туннельную компоненту в интервале 10^{13} - 10^8 А при прямых напряжениях до 1.8 В. Для зеленых СД последовательные сопротивления несколько большие (25-30 Ом).

Измерения распределения ЭКЗЦ, выполненные по методике [2], свидетельствуют, что в ОПЗ p-n перехода существует протяженная компенсированная область шириной около 30 нм у синих и 50 нм - у зеленых СД. Концентрация в p-области у синего СД - $p = 1.5 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$, у зеленого - $p = 4 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$.

Вычисленные из уравнения Пуассона распределения электрического поля и потенциала в ОПЗ на основании распределения ЭКЗЦ приводят к существенному несовпадению величины контактного потенциала с величиной $\phi_k = 3.2 \div 3.3$ В, полученной из ВАХ: из измерений распределения ЭКЗЦ при интегрировании по всей ширине ОПЗ $\phi_k = 1.3$ В. Анализ ВФХ показал, что барьерная емкость структур состоит из двух последовательных емкостей, одна из которых почти не зависит (C_n), а другая (C_p) - зависит от приложенного напряжения V ; $C_n/C_p \approx 0.5$ при $V = 0$. Значение $\phi_{кр}$, определяемое напряжением отсечки зависимости $C_p^{-1/\alpha}(V)$, оказывается равным $0.8 \div 1.2$ В.

Учет указанных зависимостей и исследованных в [3] спектров электролюминесценции синих и зеленых СД позволил предложить модель распределения заряда, поля и потенциала в исследованных структурах.

Одним из признаков модели являются два компенсированных слоя в широкозонных n и p-областях, находящихся в пределах ОПЗ, между которыми находится активный слой InGaN шириной 2.5÷4.0 нм. На границах активного слоя существуют разноименно заряженные стенки, которые обуславливают в нем сильное электрическое поле ($\approx 10^6$ В/см), вследствие чего основная часть контактного потенциала, ≈ 2 В, приходится на активный слой. На компенсированных слоях n- и p-областях пространственного потенциала падает остальная часть контактного потенциала, по 0.4÷0.6 В с каждой стороны.

Появление заряженных стенок на границах InGaN/p-AlGaN и InGaN/n-GaN может быть связано с диффузией примесных атомов и стоком точечных дефектов к этим границам вследствие высокого деформационного потенциала, обусловленного рассогласованием параметров решеток AlGaN и InGaN. В силу разницы параметров решетки $a_1(\text{AlN}) \cdot a_2(\text{GaN}) < a_2(\text{InN})$ [4] активный слой InGaN испытывает сжатие, а прилегающие слои - растяжение, и движущая сила деформационного потенциала направлена извне к гетерограницам активного слоя. Как следствие диффузии, образуются компенсированные области с обеих сторон активного слоя. Деформации могут также обуславливать пьезо-эффект, создающий электрические поля.

Высокое электрическое поле в активном слое обуславливает туннельную компоненту тока, которая доминирует при малых прямых токах и обратных напряжениях. Большая компенсация примесей в зеленых СД является причиной меньших электрических полей, меньшего влияния туннельных эффектов и большего последовательного сопротивления, чем в синих СД.

1. K.G.Zolina, V.E.Kudryashov, A.N.Turkin, A.E.Yunovich, S.Nakamura. MRS Internet Journ. of Nitride Semiconductor Research, 1/11, <http://nsr.mj.mrs.org/1/11>.
2. Ф.И.Маняхин. Измерительная техника, 1996, N 11, с. 49-52.
3. К.Г.Золина, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. ФТП, 1997, 31, N 9, с.1055-1061.
4. M.S.Shur, M.Khan. MRS Bull., Febr. 1997, p.44-49.

Лицензия ЛР № 020593 от 7.08.97

Подписано в печать 5.10.98. Объем в п.л. 5,5
Тираж 130 . Заказ № 555

Отпечатано с готового оригинал-макета
в Издательстве СПбГТУ
195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29