

Материалы Первого Всероссийского Совещания

“НИТРИД ГАЛЛИЯ- СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ”

МОСКВА
МГУ им. ЛОМОНОСОВА
2 ИЮНЯ 1997года

Санкт-Петербург
1998

НИТРИД ГАЛЛИЯ - СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ

МАТЕРИАЛЫ СОВЕЩАНИЯ,

**ПРОВЕДЕННОГО 2-го ИЮНЯ 1997 г.
НА ФИЗИЧЕСКОМ ФАКУЛЬТЕТЕ МГУ им.
М.В.ЛОМОНОСОВА.**

Организаторы:

А.Э.Юнович (МГУ им. М.В.Ломоносова, физический факультет)

В.А.Дмитриев (ФТИ им. А.Ф.Иоффе, лаборатория физики
полупроводниковых приборов)

В последние два-три года был совершен прорыв в исследованиях, разработках и промышленном освоении полупроводниковых структур и приборов на основе нитрида галлия и его твердых растворов. Лидерами в этом направлении являются лаборатории японских фирм Ничия и Тойода, а также лаборатории ряда американских университетов и фирмы Крии. Благодаря успехам технологии эпитаксиального выращивания многослойных структур, включая структуры с квантовыми ямами, зарубежной промышленностью выпускаются эффективные зеленые, голубые и фиолетовые светодиоды. В фирме Ничия созданы фиолетовые инжекционные лазеры, работающие при комнатной температуре. Разработаны мощные высокочастотные полевые транзисторы, работающие при высоких температурах. По этой тематике уже было

организовано и планируется большое число международных и региональных конференций, симпозиумов и совещаний.

В России исследования по этой тематике в эти годы не получили нужного развития, технологические исследования и разработки существенно отставали, и не проходило специальных Конференций по этой тематике. Активно работающие в этой области группы (В.А.Дмитриева в ФТИ им. А.Ф.Иоффе, и А.Э.Юновича на Физическом факультете МГУ им. М.В.Ломоносова) организовали Рабочее Совещание для взаимного обмена информацией. В Совещании приняли участие специалисты из других институтов и научных групп (ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, ФИ им. П.Н.Лебедева РАН, ГИРЕДМЕТ, МИСИС) - более 30 человек.

На Совещании были доложены результаты исследований, проводимых в этих научных группах и обсуждены направления будущей деятельности. Было принято предложение об организации в 1998 г. Общероссийского Совещания по полупроводниковым нитридам и приборам на их основе.

В настоящем Сборнике публикуются программа Совещания, тезисы сделанных на нем докладов, предложения о координации работ по исследованиям и разработкам структур и приборов на основе нитрида галлия.

Организаторы благодарят всех энтузиастов, принявших участие в подготовке и проведении Совещания. Отдельная благодарность Андрею Сергеевичу Зубрилову за огромную помощь в подготовке Совещания. Совещание было проведено при поддержке Центра Исследований Роста Кристаллов (Санкт Петербург).

**ПРОГРАММА СОВЕЩАНИЯ
"НИТРИД ГАЛЛИЯ - СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ"**

**(Понедельник, 02 июня 1997 г. ; физический факультет
Московского Государственного Университета им.
М.В.Ломоносова, аудитория 5-47)**

Утреннее заседание (9.30. - 13.00.)

9.0. - 9.30. Встреча и кофе.

9.30- 9.45. А.Э.Юнович. **Введение 1.** Исследования и разработки материалов и приборов на основе GaN. Работы по этой тематике в МГУ.

Технология материалов

9.45. - 9.55. В.А.Суховеев. Свойства кристаллов нитрида галлия, выращенных из раствор-расплава при пониженном давлении.
- 10.05. С.Б.Степанов. Эпитаксиальный рост GaN на подложках Si, SiC и сапфира.

10.05.-10.15. М.Г.Мынбаева. Пористый GaN.

10.15.-10.30. А.Е.Николаев. Рост и свойства слоев GaN на подложках SiC.

10.30.-10.45. Б.В.Пушный. О MOCVD технологии III-нитридов в ФТИ РАН.

Обсуждение.

11.00.-11.05. Перерыв.

Характеристики материалов и структур

11.05.-11.15. М.В.Чукичев, И.Ф.Четверикова. Катодолюминесценция GaN.

11.15.-11.25. А.И.Бабанин. Оже-электронная спектроскопия GaN и AlGaIn.

11.25.-11.35. И.П.Никитина. Остаточные деформации в GaN, выращенном на SiC-6H.

11.35.-11.45. Г.В.Сапарин. Исследования GaN в РЭМ.

11.55.-12.05. А.Я.Поляков. Мелкие и глубокие центры в эпитаксиальных слоях AlGaIn.

12.05.-13.00. В.И.Козловский. Лазеры с электронным возбуждением на основе GaN-гетероструктур.

Обсуждение.

13.30.-14.30. - Обед.

Дневное заседание (14.30. - 17.15.)

14.30.-14.45. В.А.Дмитриев. **Введение 2.** Проблемы исследований и разработок материалов и приборов на основе GaN; работы по этой тематике в ФТИ.

Разработка приборов

14.45.-14.55. Е.В.Калинина. Омические контакты на n- и p-GaN.

14.55.-15.05. Н.И.Кузнецов. Свойства p-n переходов в GaN.

15.05.-15.15. Е.В.Калинина. Электрические, структурные и оптические свойства барьеров Шоттки на GaN n- и p-типов проводимости.

Обсуждение.

15.45.-16.05. - Перерыв.

Свойства приборов

16.05.-16.15. А.Н.Ковалев. Электрические свойства светодиодов на основе гетероструктур из GaN.

16.15.-16.25. А.Н.Туркин. Спектры люминесценции и эффективность светодиодов на основе гетероструктур из GaN.

16.25.-16.35. Ф.И.Маяхин. Изменение свойств светодиодов на основе гетероструктур из GaN при длительной работе.

16.35.-16.45. Н.И.Кузнецов. Свойства GaN/SiC p-n гетеропереходов.

Обсуждение.

Регламент

Вводные доклады: 12 мин., 3 мин. вопросы.

Доклады: 7 мин., 3 мин. вопросы.

Выступления в обсуждении: 5 мин.

С вопросами по поводу проведения последующих Совецаний просим обращаться к Александру Эмануиловичу Юновичу (FAX (095)-939-3731, e-mail <yunovich@scon175.phys.msu.su>) или Владимиру Андреевичу Дмитриеву (FAX (812)-247-6425, e-mail http://www.Ru.com/PhysTech_WBG/).

СОДЕРЖАНИЕ

Программа Совещания	стр. 5
Решение Совещания	стр. 7
Список Участников Совещания	стр. 10
Тезисы Докладов	стр. 11-48

РЕШЕНИЕ СОВЕЩАНИЯ "НИТРИД ГАЛЛИЯ - СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ"

Представители академических, вузовских и промышленных организаций, участвовавших в Советании (ФТИ им. А.Ф.Иоффе, ФИ им. П.Н.Лебедева, МГУ им. М.В.Ломоносова, МИСиС, ГИРЕДМЕТ, НИИ "Сапфир", НИИ МВ - более 30 чел.), считают, что в России необходимо существенное расширение научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ по широкозонным полупроводниковым соединениям нитридов III группы периодической системы, а также карбиду кремния. Работы должны быть направлены на изготовление гетероструктур и р-п-переходов на их основе, источников излучения - светодиодов и лазеров, высокочастотных мощных и высокотемпературных транзисторов с использованием этих структур.

Целью этих исследований и разработок должно быть создание в России массового и экономически оправданного производства эффективных голубых и зеленых светодиодов, фиолетовых и синих инжекционных лазеров, высокотемпературных транзисторов нового поколения и интегральных схем на их основе.

Другой целью этих работ должно быть создание научной базы производства светотехнической и электронной аппаратуры на основе широкозонных полупроводниковых материалов.

Для достижения этих целей необходимо решить задачи

- разработки технологии выращивания структурно совершенных объемных кристаллов нитрида галлия, нитрида алюминия, и карбида кремния, а также эпитаксиальных структур из этих материалов различными методами;
- разработки технологии легирования этих материалов и технологии выращивания сверхтонких слоев и многослойных квантово-размерных структур на основе широкозонных материалов, в том числе структур с одиночными и множественными квантовыми ямами;
- конструирования сверхъярких голубых и зеленых светодиодов на основе разрабатываемых структур;
- разработки технологии и конструкций для непрерывно работающих при комнатной температуре инжекционных лазеров;
- разработки светотехнической аппаратуры широкого применения с использованием приборов из нитридов: светофоров для автотранспорта и пешеходных переходов, для железных дорог и метро;

полноцветных экранов большой площади для реклам, уличных и вокзальных табло;

- технологии производства компакт-дисков с большой плотностью записи информации на основе лазеров и интегральных схем нового поколения;
- подготовки высококвалифицированных кадров для решения этих конкретных задач и достижения сформулированных целей.

Согласно публикациям в иностранных журналах, во всем мире объем продаж нитридных материалов, структур и приборов в 1996 г. достиг 220 млн. долларов, а в 2000 г. оценки предсказывают увеличение объема продаж до 990 млн. долларов. Эти цифры показывают насколько экономически оправдано достижение указанных выше целей. Правительственные капиталовложения в этой области, направленные на научные исследования, составляют в США десятки миллионов долларов в год. В Европе созданы и финансируются Европейским Союзом две общеевропейские программы по полупроводниковым нитридам и приборам на их основе. В разработку таких приборов активнейшим образом включились фирмы Sony, Toshiba, Hewlett - Packard и др. Указанные факты говорят о том, что электронная техника нового поколения, включая информатику, средства связи и другие разделы, определяющие уровень развития общества, будет во многом основываться на широкозонных полупроводниках, в первую очередь на полупроводниковых нитридах.

В России, как показали результаты Совещания, существуют научные группы, успешно развивающие работы по технологии выращивания структур и исследованию физических свойств нитрида галлия и светодиодов на его основе. Эти работы проводятся благодаря кооперации с зарубежными партнерами из Японии, США и Германии, однако не имеют необходимого финансирования из отечественных источников. Некоторые исследования и разработки за рубежом использовали ранние отечественные открытия, исследования и публикации. Это подтверждает высокий потенциал отечественной науки в этой облсти.

В России есть сырьевая база для развития необходимых технологий. Есть научные и промышленные организации, которые до последнего десятилетия успешно развивали исследования и разработки светодиодов, полупроводниковых лазеров и транзисторов.

Есть высшие учебные заведения, которые готовили и продолжают готовить кадры для подобных исследований и разработок.

Однако уровень проводимых в России работ, особенно в области технологии приборных структур, значительно отстает от зарубежного уровня этого стремительно развивающегося направления. И разрыв этот растет буквально с каждым днем.

Необходимо объединение усилий различных российских групп в рамках национальных, региональных и целевых программ для решения описанных проблем. Необходимо приобретение импортного оборудования для разработок промышленной технологии создания приборов нового поколения. Необходимо создание и поддержка малых предприятий, нацеленных на исследования и производство в этой области электронной техники.

Совещание считает нужным:

- Обратиться в Министерство науки и Технологий РФ и Президиум РАН с предложением создать национальную программу исследований и разработок для достижения поставленных целей, выделить необходимые для этой программы бюджетные средства.
- Обратиться в Отделы науки и технической политики мэрий Москвы и Санкт-Петербурга с предложением разработать региональные программы для достижения поставленных целей, с выделением средств из местных бюджетов.
- Развивать научно-техническое сотрудничество с зарубежными партнерами по данной тематике, активизировать работу по подаче заявок на выполнение совместных международных проектов.
- Организовать работу по информации банковские организации и других потенциальных инвесторов о перспективности капитальных вложений в эту научно-техническую тематику.
- Организовать в 1998 г. Общероссийское Совещание или Конференцию по широкозонным полупроводникам - нитридам III группы.

**СПИСОК УЧАСТНИКОВ СОВЕЩАНИЯ
"НИТРИД ГАЛЛИЯ - СТРУКТУРЫ И ПРИБОРЫ"**

А.И.Бабанин (ФТИ),
В.С.Вавилов (ФИАН, МГУ),
Е.А.Вигдорович (НИИ МВ),
А.В.Говорков (ГИРЕДМЕТ),
В.А.Дмитриев (ФТИ,),
К.Г.Золина (МГУ),
А.С.Зубрилов (ФТИ),
Е.В.Калинина (ФТИ),
А.Н.Ковалев (МИСИС),
Л.М.Коган (Старт),
В.И.Козловский (ФИАН),
В.Е.Кудряшов (МГУ),
С.Н.Максимовский (ФИАН),
Ф.И.Маняхин (МИСИС),
М.С.Мильвидский (ГИРЕДМЕТ),
М.Г.Мынбаева (ФТИ),
А.С.Насибов (ФИАН),
И.П.Никитина (ФТИ),
А.Е.Николаев (ФТИ),
В.И.Петров (МГУ),
Б.В.Пушный (ФТИ),
Г.В.Саларин (МГУ),
С.Б.Степанов (ФТИ),
В.А.Суховеев (ФТИ),
В.П.Сушков (НИИ "Сапфир"),
А.Я. Поляков (ГИРЕДМЕТ),
И.П.Ревокатова (ФИАН),
А.Н.Туркин (МГУ),
И.Ф.Четверикова (МАТИ),
М.В.Чукичев (МГУ),
А.Э.Юнович (МГУ).

ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ И ПРИБОРОВ НА ОСНОВЕ GaN. РАБОТЫ ПО ЭТОЙ ТЕМАТИКЕ В МГУ.

А.Э.Юнович

МГУ им. М.В.Ломоносова, физический факультет.

I. Обзор.

Изучение GaN, структур и приборов на его основе проводилось широким фронтом в нашей стране в 70-е и начале 80 гг. Основные успехи были достигнуты в лабораториях ФТИ им. А.Ф.Иоффе, Политехнического Ин-та и ЛЭТИ в Ленинграде; в ГИРЕДМЕТ, МГУ, НИИ МВ и НИИ "Сапфир" в Москве; в Калужском Ин-те Материалов. Эти исследования и разработки в конце 80-х и начале 90-х гг. не получили необходимого развития. Когда в японских лабораториях был сделан прорыв в создании эффективных светодиодов (СД) из гетероструктур на основе GaN и его твердых растворов, лишь немногие группы смогли продолжить исследования на новом этапе.

Разработки СД основывались на технологии эпитаксиального выращивания гетероструктур из металло-органических соединений. Лидирующими были работы д-ра Ш.Накамуры (фирма Ничия), а также проф. И.Акасаки и д-ра Х.Аmano (Ун-т Нагоя и фирма Тойода Госей). Была решена проблема эффективного легирования р-области структур: акцепторы Mg активировались термообработкой, разрушающей комплексы Mg с компенсирующими атомами водорода, Mg-H.

Светоотдача зеленых и голубых СД на основе InGaN/AlGaIn/GaN превысила светоотдачу ламп накаливания с фильтрами. Использование СД в светотехнике получило новые перспективы. Стало возможным создание полноцветных экранов большой площади для рекламы и демонстрационного телевидения. Начались разработки дорожных светофоров из СД, другой светосигнальной аппаратуры, бытовых применений.

В декабре 1995 г. группа Ш.Накамуры опубликовала первые сообщения о создании инжекционных лазеров из структур с множественными квантовыми ямами на основе GaN. За прошедшие полтора года другие японские группы и американская фирма Крии сообщили о создании фиолетовых инжекционных лазеров. Разработки лазеров предполагается применить в компакт-дисках с большой плотностью записи для компьютеров и видеофильмов.

Представляется необходимым развитие научных исследований и промышленных разработок СД и инжекционных лазеров в России в связи с широкими перспективами применений этих источников света [1].

II. Исследования светодиодов из GaN в МГУ.

Исследования катодолюминесценции GaN в группах М.В.Чукичева и Г.В.Сапарина в МГУ в 70-х - 80-х гг. привели к обнаружению локальной активации электронным пучком люминесценции p-GaP, легированного Zn.

Это предшествовало работам Х.Аmano и И.Акасаки, использовавших обработку электронным пучком для активации примеси Mg в p-GaN. Продолжение исследований GaN докладывается на семинаре в сообщениях Г.В.Сапарина и И.Ф.Четвериковой.

В начале 1996 г. Д-р Ш.Накамура прислал в МГУ серию голубых и зеленых СД на основе структур $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}/\text{GaN}$ с тонким (2 - 3 нм) активным слоем - квантовой ямой - $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$. Спектры их люминесценции были изучены в интервале $T=200 - 300$ К и интервале токов $J=0.01 - 20$ мА [2, 3]. Результаты докладываются на этом семинаре в сообщении А.Н.Туркина.

Электрические свойства СД исследовались совместно с А.Н.Ковалевым и Ф.И.Маняхиным в МИСИС, докладывающих результаты на этом семинаре.

Были исследованы туннельные эффекты в спектрах люминесценции голубых светодиодов на основе гетероструктур $\text{InGaN}/\text{AlGaIn}/\text{GaN}$. Туннельное излучение в области энергий 2.1 - 2.4 эВ преобладает при малых токах (<0.2 мА), его роль растет по мере сдвига максимума основной голубой полосы разных СД в коротковолновую область. Форма полосы описывается теорией туннельного излучения. В активной области InGaIn - существенно сильное электрическое поле. Предложена энергетическая диаграмма структур.

Были исследованы спектры люминесценции голубых светодиодов при обратном смещении - ионизационном пробое. Интенсивность излучения на 6-7 порядков меньше, чем при инжекции. Полоса спектров с коротковолновым краем вблизи $E_g(\text{GaN})\sim 3.4$ эВ

имеет максимумы, соответствующие инжекционной люминесценции, а также люминесценции на краях области пространственного заряда с участием глубоких уровней. Обсуждена рекомбинация горячей электронной плазмы в структурах.

Была предложена методика измерений мощности и внешнего квантового выхода излучения голубых и зеленых светодиодов с помощью фотопреобразователей (ФП) из аморфного кремния (a-Si:H).

Деградация СД на основе GaN имеет особенности. Сильная химическая связь N с Ga, In и Al обуславливает большую стабильность этих соединений и предполагаемый большой срок службы СД, более 10^5 час. Начатые группами МГУ-МИСИС исследования старения СД позволяют предложить модели, объясняющие механизмы деградации. Эти работы представляют интерес для европейских групп, разрабатывающих СД на основе GaN, совместно с которыми наши группы предложили проект в INTAS.

[1] А.Э.Юнович. "Светотехника", 1996, вып. 5/6, с. 2-7.

[2] K.G.Zolina, V.E.Kudryashov, A.N.Turkin, A.E.Yunovich, S.Nakamura. MRS Internet Journ. of Nitride Semiconductor Research, 1/11.

[3] К.Г.Золина, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. ФТП, 1996, 31 (9), 1055-1061.

СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ РАСТВОР-РАСПЛАВА ПРИ ПОНИЖЕННОМ ДАВЛЕНИИ.

*В.А.Суховеев, В.А.Иванцов, В.И.Николаев, А.С.Зубрилов, А.И.Бабанин,
И.П.Никитина, В.А.Дмитриев.*

Физико-технический институт РАН (С. Петербург)

Свойства нитридов $A^{III}B^V$ делают рост объемных кристаллов этих материалов сложной задачей из-за высоких температур плавления нитридов, низких температур сублимации/разложения относительно температур плавления, высокого равновесного давления паров молекулярного азота даже при умеренных температурах, низкой растворимости в кислотах, щелочах и в большинстве других неорганических элементов и соединений [1].

Сравнительно много предпринималось попыток вырастить объемные кристаллы GaN. Elwell и Elwell [2] сделали обзор этих работ вплоть до 1988.

Рекордсменами остаются польские исследователи, которые разработали метод выращивания нитрида галлия из расплава галлия в атмосфере молекулярного азота при высоком давлении (до 20 Кбар) [3]. По последним публикациям [4] ими уже получены кристаллы размером $10 \times 10 \times 0.2 \text{ мм}^3$.

В нашей группе монокристаллы нитрида галлия были выращены из расплава галлия при температуре $850 - 1000^\circ\text{C}$ при давлении меньше 2 атм. Кристаллы были политипа 2H-GaN [5]. Размеры кристаллов лежали в пределах от $10 \times 10 \times 1 \text{ мк}^3$ до $2 \times 2 \times 0.03 \text{ мм}^3$. В зависимости от условий роста кристаллы имели либо правильную огранку, либо представляли собой сростки дендритов.

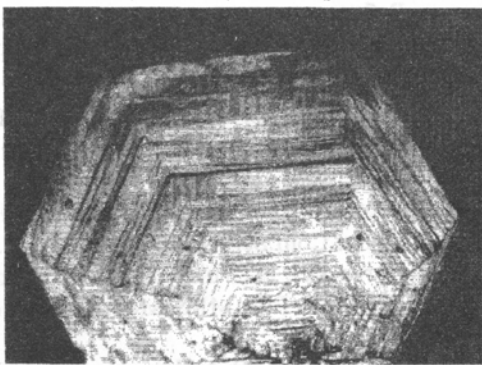


Рис.1. Фотография монокристалла GaN выращенного из расплава ($140\times$).

Сростки иногда достигали 10 мм в диаметре. Для большинства измерений отбирались наиболее прозрачные монокристаллы, которые в большинстве случаев имели форму правильного шестигранника (рис.1). Размер кристаллов по диагонали достигал 1-1,5 мм, толщина была ~10 микрон. Методом Оже-электронной спектроскопии определено, что основными компонентами кристаллитов являются азот и галлий. Измеренные при комнатной температуре параметры кристаллической решетки имели значения $a = 3,186\text{\AA}$ и $c = 5,1852\text{\AA}$. Судя по рентгеновской кривой качания ($0-2\theta$) для отражения (0002), отдельные кристаллиты в слитке достаточно совершенны, кривые качания имеют полуширину (FWHM) ~ 90 arcsec.

Интенсивность, как катодо- так и фото- люминесценции при соответствующих уровнях возбуждения у этих кристаллов соизмерима с люминесценцией эпитаксиальных слоев GaN, исследовавшихся в наших предыдущих работах [6,7]. Экситонный пик фотолюминесценции кристаллов имел $\lambda_{\text{max}} = 358$ нм (3.463 эВ, FWHM = 77 мэВ) $\lambda_{\text{max}} = 361.7$ нм (3.428 эВ, FWHM = 104 мэВ) при 80К и 300К, соответственно.

Благодаря достаточной прозрачности монокристаллов, были исследованы спектры пропускания. Из полученных при разных температурах спектров был определен край зоны поглощения монокристаллов, что позволило получить температурную зависимость ширины запрещенной зоны E_g от температуры.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект N 97-02-18057) и Аризонского Университета (Arizona State University).

- [1] W.C.Jonson, J.B.Parsons, M.C.Grew. J. Phys. Chem., **36**, 2651 (1932)
- [2] D. Elwell and M.M. Elwell Prog. Crystal Growth and Charact., **17**, 53 (1988).
- [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 1996 Fall MRS Meeting, December 2-6 ,(1996), Boston, MA
- [5] В.А.Иванцов, В.А.Суховеев, В.И.Николаев, И.П.Никитина, В.А.Дмитриев, ФТТ, **39**, 5, 858 (1997).
- [6] V.Dmitriev, K.Irvine, G.Bulman, J.Edmond, A.S.Zubrilov, V.Nikolaev, I.Nikitina, D.Tsvetkov, A.Babanin, A.Sitnikova, Yu. Musikhin, N.Bert.

J. Crystal Growth 166 (1996) 601.

[7] А.С.Зубрилов, Д.В.Цветков, В.И.Николаев, И.П.Никитина, ФТТ, **38**, 8, 2372 (1996).

Исследование образцов пористого нитрида галлия (GaN) с использованием сканирующего электронного микроскопа и атомно-силового микроскопа.

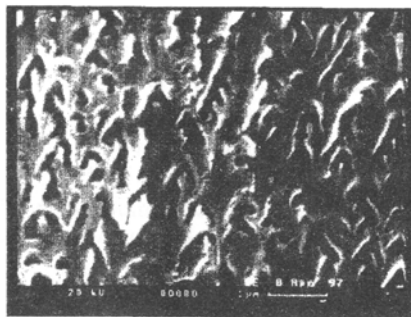
М. Г. Мынбаева, А. Н. Титков, А. К. Крыжановский.

Физико-Технический институт им. Иоффе, Российская Академия Наук, Политехническая ул., д. 26, С-Петербург, 194021 Россия.

Исследовались морфология поверхности и структура сколов образцов пористого нитрида галлия. В экспериментах использовали эпитаксиальные слои GaN, выращенные на подложках 6H-SiC методами химического осаждения из металорганических соединений и газофазной эпитаксии в хлорид-гидридной системе. Образцы пористого GaN были получены анодированием в двух-электродной электрохимической ячейке при комнатной температуре и плотностях тока в диапазоне 1 - 25 мА/см². После анодирования образцы сохраняли кристаллическую структуру и оптические свойства, присущие GaN [1].

Сравнительное изучение морфологии поверхности образцов, анодированных при различных плотностях токов j , было выполнено методами сканирующей электронной микроскопии (SEM) и атомно-силовой микроскопии (AFM). С помощью SEM были также получены фотографии, снятые со скола анодированных образцов нитрида галлия.

В результате анодирования были получены образцы с развитым лабиринтом пор, проникающих в объем материала. Размер пор уменьшался по мере уменьшения j . На рисунке показан характерный вид скола образца, анодированного при $j=20$ мА/см², полученный методом SEM. На фотографии хорошо видна развитая дендритная пористая структура.



Нами было обнаружено, что морфология поверхности пористых слоев так же зависит от условий анодизации. При $j=20$ мА/см² мы получали гладкую поверхность с равномерно распределенными ямками. При $j<10$ мА/см² мы получали структуру поверхности с наноразмерными пиками.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект N 97-02-18057) и Аризонского Университета (Arizona State University).

1. M.G. Mynbaeva, D.V. Tsvetkov. Inst.Phys.Conf.Ser.No155. 1997, pp.365-368.

Выращивание слоев GaN и AlGaN эпитаксией из металлоорганических соединений.

Пушный Б.В., Усиков А.С.

Физико-технический 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 VP50-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), бисциклопентадиэнил 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 $180\text{-}300 \text{ \AA}$ при температуре $500\text{-}600^\circ\text{C}$.
3. Отжиг буферного слоя в атмосфере $\text{H}_2 + \text{NH}_3$ при температуре $990\text{-}1040^\circ\text{C}$.
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 $3,35\text{-}3,45 \text{ эВ}$ (300 К). Так называемая желтая полоса с энергией $2,2\text{-}2,23 \text{ эВ}$ (300 К) в лучших образцах не наблюдалась.

В случае легирования кремнием получали слои n - типа проводимости с $n = (1\text{-}6) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, $\mu \sim 200 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ (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 $Al_xGa_{1-x}N - GaN - Al_xGa_{x-1}N$ получена лазерная генерация на длине волны 0,35 мкм при оптическом возбуждении.

КАТОДОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ GaN

М.В.Чукичев, И.Ф.Четверикова

Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова

Катодолюминесценция (КЛ) нелегированных слоев GaN в области краевого излучения изучена довольно хорошо. Спектр излучения в этой области состоит из узких линий, вызванных излучательной рекомбинацией экситонно-примесных комплексов (D^0X) и (A^0X). Однако достаточно часто спектр излучения специально нелегированных слоев определяется наличием глубоких уровней, природа которых неизвестна.

В данном сообщении представлены результаты исследования спектров КЛ нелегированных слоев GaN, полученных парофазным осаждением на сапфир из металлоорганических соединений. Катодолюминесценция возбуждалась при $T=6$ К электронным пучком с энергией $E = 40$ кэВ.

Спектр КЛ состоял из широкой «зеленой» полосы с максимумом при $2,395 \pm 0,005$ эВ, «синей» полосы меньшей интенсивности с максимумом при $2,786 \pm 0,001$ эВ и УФ-линии слабой интенсивности с максимумом при $3,473 \pm 0,001$ эВ. Спектры исследовались в широком диапазоне температур ($6-300$ К) и уровней возбуждения ($10^{23} - 10^{26}$ см⁻³/с). При низких уровнях возбуждения «зеленая» и «синяя» полосы показали сложную структуру. Сравнение со спектрами КЛ слоев GaN, легированных кислородом, позволяет предположить участие кислорода в формировании «зеленой» полосы. Тонкая структура «синей» полосы показала серию полос, с расстояниями между ними примерно 92 мэВ, что соответствует энергии продольного оптического фонона.

Присутствие глубоких центров излучательной рекомбинации в нелегированном GaN связано, вероятно, с неконтролируемыми примесями кислорода и собственными дефектами типа Ga_i и Ga_N.

Оже-электронная спектроскопия GaN и AlGaN.

А.И.Бабанин, Е.В.Калинина, Ю.В.Мельник, В.А.Суховеев,
В.А.Дмитриев.

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

В группе исследования широкозонных полупроводниковых материалов ФТИ РАН создана автоматизированная аналитическая установка (Оже - ВИМС) для послойного количественного анализа химического элементного состава материалов [1]. С ее помощью исследовались слои (GaN, AlGaN), выращенные методами MOCVD [2], LPE [3], HVPE [4], а также омические контакты [5] и барьеры Шоттки [6].

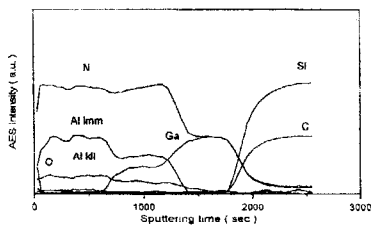
Основные параметры установки послойного Оже-электронного анализа:

- Оже-спектрометр: энергия первичного пучка электронов - 3 Кэв, локальность по поверхности 5 - 10 мкм, по глубине 2 - 5 nm, чувствительность 0.1% ат.,
- ионная пушка: энергия пучка Ar⁺ - 10 Кэв, ток 0.2 - 20 мА/см², область развертки пучка - 500X500 мкм.

Установка позволяет проводить послойный анализ основных компонентов слоев толщиной до нескольких микрон с чувствительностью, характерной для метода электронной Оже-спектроскопии.

Исследована поверхность образцов GaN и AlGaN, выращенных различными методами, а так же подвергнутых обработкам (плазмо-химическому, химическому травлению, отмывкам). Оже-электронные спектры поверхности образцов as-deposited показали, что они окислены и имеют примесь углерода. Контроль состава поверхности в результате обработок позволил оптимизировать их очистку от окисного слоя и углеродных загрязнений.

Исследованы методом послойного Оже-электронного анализа структуры GaN/SiC, AlGaN/SiC, в том числе и многослойные. Получены профили травления образцов, как амплитудные (peak-to-peak), так и концентрационные (вычисленные методом коэффициентов элементной чувствительности). Профили получены математической обработкой серии спектров, записанных в память ЭВМ в ходе травления образца.



Относительная интенсивность пиков в спектрах позволяет судить о соотношении химических элементов на определенной глубине травления, и при сравнении профилей делать выводы о качестве слоев и о процессах, происходящих в ходе изготовления структур.

Исследованы методом послойного Оже-электронного анализа омические контакты Pd/GaN и барьеры Шоттки Au, Ni, Cr на GaN. Профили травления данных структур дают представление о распределении примесей в металлизации, процессах взаимодействия между металлом и нитридом галлия при различных условиях их изготовления.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект N 97-02-18057) и Аризонского Университета (Arizona State University).

Литература:

- [1] A.I.Babanin, A.A.Lavrent'ev - Wide Band Gap Electronic Materials / Ed Prelas (Kluwer AP, 1995) p. 437-445.
- [2] V.Dmitriev, K.Irvine, G.Bulman, J.Edmond, A.Zubrilov, V.Nikolaev, I.Nikitina, D.Tsvetkov, A.Babanin, A.Sitnikova, Yu.Musikhin, N.Bert. - the 11th Int. Conf. on Crist.Growth, Hague, Netherlands, 1995, 18-23 June, p. 135.
- [3] V.Ivantsov, V.Sukhovoyev, and V.Dmitriev, - MRS Symp. Proc., 1997, **468**, p. 143.
- [4] Yu.V.Melnik, I.P.Nikitina, A.S.Zubrilov, A.A.Sitnikova, Yu.G.Musikhin, V.A.Dmitriev, - Inct. Phys. Conf. Ser., 1996, 142, p. 863.
- [5] E.V.Kalinina, V.A.Soloviev, A.I.Babanin, M.A. Yagovkina, and A.V.Shchukarev, - Abstract HITEN'97, Manchester, England, 1997.
- [6] E.V.Kalinina, N.I.Kuznetsov, A.I.Babanin, V.A.Dmitriev and A.V.Shchukarev, - Diamond and Related Materials 1997, 6, p. 1528.

Остаточные деформации в GaN, выращенном на SiC-6H

*И. П. Никитина¹, М. П. Щеглов¹, Ю. В. Мельник¹, К. G. Irvine²,
В. А. Дмитриев^{1,3}*

(1) - ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия

(2) - Cree Res. Inc., Durham, NC, USA

(3) - Howard University, Washington, USA

В настоящей работе исследовано влияние буферных слоев на остаточные деформации в слоях GaN, выращенных на подложках SiC-6H. Ранее было показано [1-3], что остаточные деформации в слоях, выращенных на сапфире, являются термическими.

Слои GaN толщиной от 1 до 2.3 μm были выращены на подложках SiC-6H методом HVPE без буферного слоя и методом MOCVD с буферными слоями AlN и AlGaIn. Содержание AlN в твердых растворах и толщина буферного слоя варьировались. Измерения параметров кристаллической решетки слоев проводилось с помощью трехкристальной модификации метода Бонда. Для определения нормальной ϵ_{\perp} и тангенциальной ϵ_{\parallel} деформаций полученные значения параметров решетки сравнивались с параметрами объемного монокристалла GaN, представленными в [4]. Результаты приведены в таблице.

Анализ полученных результатов позволил предположить, что:

- 1) остаточные деформации вызываются как несоответствием параметров решеток подложки и слоя, так и разницей в коэффициентах термического расширения, частично компенсирующими друг друга;
- 2) буферные слои AlGaIn значительно снижают остаточные деформации в слое GaN за счет уменьшения термических напряжений и снижения степени релаксации напряжений несоответствия в зависимости от состава и толщины буферного слоя;
- 3) степень релаксации напряжений, вызванных несоответствием параметров решеток, связана с типом проникающих дислокаций в слое GaN.

Слои нитрида галлия, свободные от остаточных деформаций, могут быть выращены на карбиде кремния путем подбора необходимой толщины и состава буферного слоя.

NN	Буферный слой	% AlN в буфере	Толщина буфера, E	$e_{\perp} * 10^3$	$e_{\parallel} * 10^3$
1		0	0	-1.14	+2.51
2		0	0	-1.02	+1.88
3	Non	0	0	-1.37	+2.92
4		0	0	-1.35	+2.79
5		20	1500	-0.35	+0.77
6		20	1500	-0.31	+0.72
7		20	1500	-0.45	+0.75
8		20	1500	-0.28	+0.50
9		20	3000	+0.23	-0.35
10	AlGaN	30	3000	-0.02	0
11		30	3000	+0.17	-0.41
12		30	3000	+0.25	-0.44
13		30	3000	+0.23	-0.44
14		30	3000	+0.45	-0.78
15		50	500	-0.43	+0.78
16		50	500	-0.31	+0.69
17		100	500	-0.77	+1.22
18	AlN	100	500	-0.58	+1.22
19		100	500	-0.54	+0.85

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда
 Фундаментальных Исследований (проект N 97-02-18057) и
 Аризонского Университета (Arizona State University).

[1]. N. Itoh, J.C. Rhee, T. Kawabata and S. Koike - J. Appl. Phys., 1985, v.

58, p. 1828

[2]. T. Kozawa, t. Kachi, H. Kano and H. Nagase, N. Koide and K. Manabe

- J. Appl. Phys., 1995, v.77, N 9, p. 4389 - 4392

[3]. T. Detchprohm, K. Hiramatsu, K. Itoh and I. Akasaki - Jpn.

J. Appl. Phys., 1992, v.31, L1454 -L1456

[4]. M. Leszczinski, T. Suski, H. Teisseyre, P. Perlin, I. Grzegory, J. Jun, and S. Porowski, T.D. Moustakas - J. Appl. Phys., 1994, v.76, N 8, p. 4909 – 4911.

МЕЛКИЕ И ГЛУБОКИЕ ЦЕНТРЫ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ AlGaN

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

Институт "Гиредмет", Москва.

Изучены электрофизические, фотоэлектрические и люминесцентные характеристики нелегированных и легированных кремнием слоев AlGaN, полученных методом МОС-гидридной эпитаксии на сапфировых подложках с использованием низкотемпературного буфера AlN или GaN, а также в слоях, выращенных на карбиде кремния. Показано, что эффективное легирование слоев $Al_xGa_{1-x}N$ кремнием с получением необходимой электронной проводимости возможно вплоть до составов с $x=0.6$. С повышением мольной доли алюминия в твердом растворе легирование затрудняется вследствие увеличения глубины донорных уровней кремния (от 18 мэВ для $x=0$ до 50 мэВ для $x=0.4$), а также из-за возрастания концентрации глубоких компенсирующих уровней. Установлено, что легированные слои характеризуются весьма большими временами релаксации фотопроводимости (сотни и тысячи секунд даже при температурах выше комнатной), что связано с присутствием в значительных концентрациях центров с высоким барьером для захвата электронов. Высота барьера для захвата изменяется от 0.1 до 0.3 эВ в образцах с различной мольной долей алюминия. Показано, что для твердых растворов с $x < 0.2$ указанные центры не связаны с донорными атомами кремния как таковыми.

Изучены спектры микрокатодолюминесценции слоев AlGaN. Показано, что в спектрах преобладают переходы с участием экситонов, связанных на мелких донорах, переходы в донорно-акцепторных парах, переходы с участием глубоких уровней, дающие голубую и желтую полосы люминесценции. Интенсивность краевой люминесценции сильно возрастает вблизи дефектов типа пор или гексагональных пирамид роста. Изучение распределения интенсивности микрокатодолюминесценции и величины наведенного тока, выполненные с использованием растрового электронного микроскопа, позволили установить, что имеются два основных типа неоднородности в слоях AlGaN:

а) неоднородность в распределении концентрации глубоких рекомбинационных центров, приводящая к однотипному контрасту в обоих режимах наблюдения, и б) неоднородность в распределении концентрации электронов, вызывающая появление контрастов противоположного знака в режимах микрокатолюминесценции и наведенного тока. В первом случае неоднородность, как правило, характеризуется ячеистой структурой с размером ячейки вплоть до нескольких микрон, причем концентрация глубоких центров понижена на границах ячеек, однако в ряде случаев (например, в слоях нитрида галлия, осажденных на карбиде кремния) неоднородности представляют собой мозаику участков с низкой и высокой концентрацией глубоких центров.

Области с повышенной и пониженной концентрацией электронов образуют сходную мозаику с характерным размером областей с повышенной концентрацией электронов в несколько микрон. Кроме того, обнаружено, что концентрация электронов повышена в гексагональных пирамидах роста, появляющихся в эпитаксиальных слоях при неоптимальных условиях выращивания.

Измерены также диффузионные длины неосновных носителей заряда в AlGaN. Показано, что соответствующие величины лежат в диапазоне 0.3-1 микрон, а времена жизни неосновных носителей возрастают с ростом мольной доли алюминия.

Работа выполнена при частичной поддержке американского фонда CRDF (грант RP1-211) и Российского фонда фундаментальных исследований (грант 97-02-17076).

ЛАЗЕР С НАКАЧКОЙ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА INGAN/GAN ГЕТЕРОСТРУКТУРЕ С МНОГИМИ КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ.

*В.И.Козловский, А.Б.Крыса, Я.К.Скасырский, Ю.М.Попов,
 А.А.Баре¹⁾, М.Мак¹⁾, С.Келлер¹⁾, У.Мишра¹⁾, Л.Колдрен¹⁾, С.ДенБаарс¹⁾,
 М.Тибери²⁾, Т.Георге²⁾.*

Физический институт им. П.Н.Лебедева РАН, Россия

¹⁾Калифорнийский университет, Санта Барбара, США

²⁾Принципиал оптик инкорпорация, США

Недавний прогресс в нитридной технологии привел к коммерческому производству высокоярких синих и зеленых светодиодов и к демонстрации при комнатной температуре непрерывного лазерного диода, излучающего в фиолетовой области спектра. Другим перспективным применением является использование многослойных гетероструктур в качестве активной среды в лазерных электронно-лучевых трубках для фотолитографии и проекционных систем.

На первом этапе мы исследовали характеристики InGaN/GaN/AlGaN структуры как активной среды лазера с поперечной накачкой электронным пучком, имея в виду в дальнейшем создание лазера с продольной накачкой.

На рис.1 представлена одна из исследованных гетероструктур, выращенная в горизонтальном MOCVD реакторе с использованием TMGa, TMIIn, TMAI and NH₃ в качестве исходных компонент. Активный слой содержал 30 QWs из InGaN с барьерами из GaN и был помещен в волновод из GaN n- и p-типа проводимости (структура конструировалась для инжекционной

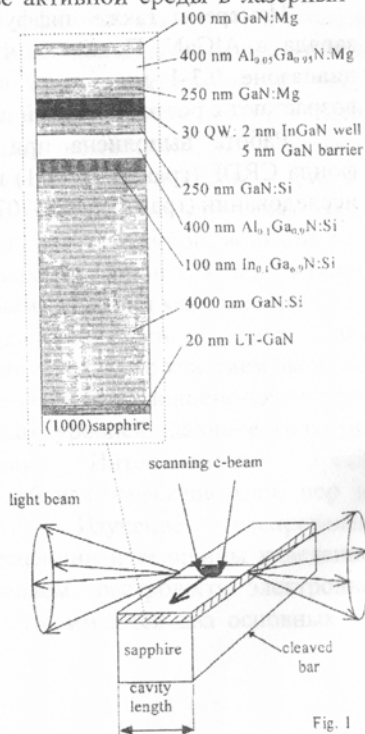


Fig. 1

накачки) с обкладками из AlGaIn. Сапфировая подложка была сполірована до товщини 90 мкм, скрайбірована в напрямленнях легкого скола, і були выколоты оптичеські резонаторы с довжиною резонатора от 120 мкм і більше. В нижній часті рис.1 представлена схема возбуждення резонатора сфокусированим електронним пучком с енергією $E_e = 25 - 60$ кэВ, плотністю току до $j_e = 200$ А/см² при 60 кэВ, діаметром пляма $d_e < 50$ мкм, швидкістю сканування 10^5 см/с і частотою повторення возбуждення 50 Гц.

При $T = 80$ К, $E_e = 30$ кэВ і $j_e = 0.01$ мА/см² в спектрі випромінювання с поверхності структури (рис. 2а) преобладає випромінювання квантових ям (КЯ) с $\lambda_m = 398,5$ нм і товщиною 57 мэВ, а також присутствує випромінювання компенсуючого

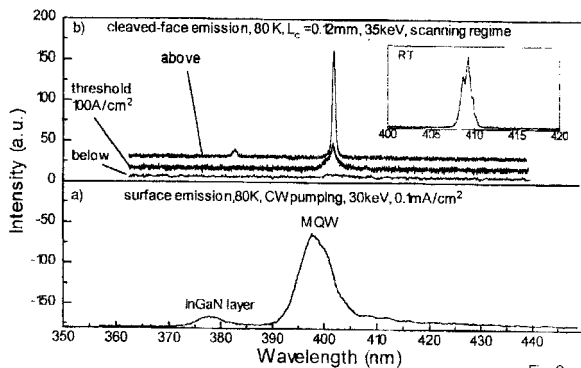


Fig 2

напряження слоя InGaIn. При увеличении уровня накачки вблизи $j_e = 100$ А/см² в спектрі випромінювання сколотых граней (рис. 2б) пороговым образом появляется узкая (0,6 нм) линия генерации КЯ с $\lambda_m = 402$ нм. Наблюдаются также и другие признаки, характерные для режима генерации: излом на ватт-амперной характеристике, ТЕ-поляризация, направленность излучения, модовый характер огибающей спектра (виден на вставке к рис. 2б в спектре генерации при $T = 300$ К). Максимальная мощность излучения на одну грань составила 150 мВт при общем КПД примерно 0,5 %. Порог по энергии электронного пучка был 25 кэВ. Стимулированное излучение наблюдалось также и от компенсующего слоя InGaIn, но при $E_e > 30$ кэВ.

При $T = 300$ К не удалось получить генерацию в сканирующем режиме. Она была достигнута при накачке импульсной (1-2 нс) электронной пушкой со взрывным катодом: $E_{max} = 150$ кэВ,

$j_{emax} > 500 \text{ A/cm}^2$. Генерация наблюдалась при $\lambda_m = 409 \text{ нм}$ с полушириной линии $1,2 \text{ нм}$. Порог генерации составил $j_{eth} = 200\text{-}300 \text{ A/cm}^2$. Оценки показали, что коэффициент усиления материала превышал 1500 см^{-1} , а пороговая плотность e-h пар в КЯ была $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$. Учитывая относительно большую неоднородную ширину линии излучения КЯ (57 мэВ при 80 К и 83 мэВ при 300 К), обусловленную локализацией носителей на неоднородностях InGaN, высокие пороги генерации можно объяснить необходимостью заполнения локализованных состояний прежде, чем заработает механизм оптического усиления через переходы в вырожденной e-h плазме.

Омические контакты на n-и p-GaN.

*Е.В. Калинина, В.А. Соловьев, А.И. Бабанин, В.А. Дмитриев,
М.А. Яговкина^х и А.В. Шукарев^х*

ФТИ им. А.Ф.Иоффе, С-кт. Петербург, 194021, Россия,
х - Институт Механобр Аналит, С-кт. Петербург, 199026, Россия.

Неотъемлемой частью любого полупроводникового прибора являются омические контакты (ОК). Для n-GaN наибольшее применение получили Al или Ti/Al ОК. Для таких контактов наилучшие значения контактных сопротивлений составляют 8×10^{-6} Ом.см² [1]. Наиболее трудной проблемой является создание низкоомных ОК к p-GaN. Большая ширина запрещенной зоны, относительно высокие значения электронного сродства и прямая зависимость высоты барьера металл/GaN от работы выхода металла, требуют для создания "идеального" ОК использования металлов с работой выхода более 7 эВ, что нереально [2, 3]. Вероятно поэтому Au и композиции на его основе используются в приборах в качестве контактов к p-GaN [4-6]. Мы сообщаем о новом процессе металлизации для получения низкоомного ОК к p-GaN, используя Pd.

Эпитаксиальные слои p-GaN толщиной 1-2 мкм с концентрацией Na-Nd = 3×10^{17} - 3×10^{18} см⁻³ были выращены методом MOCVD на подложках 6H-SiC в Cree Research. Pd контакты к p-GaN толщиной 0.1-0.2 мкм создавали методом термовакuumного напыления. Контакты обрабатывали при температурах до 600°C или не обрабатывали.

Линейность контактов контролировали измерением ВАХ между ними. Наличие или отсутствие барьера на границе Pd - p-GaN определялось также на сканирующем электронном микроскопе в режимах наведенного тока и обратного рассеяния электронов. Контактное сопротивление измеряли на кольцевых контактах [7]. Химический состав по глубине системы Pd-p-GaN определялся Оже электронной спектроскопией. Фазовый состав контакта изучали с помощью рентгеновской диффракции в режиме тонких пленок и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. Границы Pd - p-GaN исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии.

Определено, что ОК Pd - p-GaN формируется при термообработке образцов при 600°C. При этом в области контакта образуется область смешанного состава Pd и фазы GaPd в результате интердиффузии Pd и

GaN. Для p-GaN с концентрацией Na-Nd = 3×10^{18} см⁻³ было получено контактное сопротивление 2×10^{-3} Ом.см². Такие Pd ОК были стабильны при плотностях прямого тока до 14 кА/см² и температурах до 400°C, соответственно [8, 9].

Литература

- [1] E.V. Kalinina, N.I. Kuznetsov, V.A. Dmitriev, K.G. Irvin and C.H. Carter, Jr. *J. Electronic Materials* 25, 5, (1996).
- [2] N.I. Kuznetsov, E.V. Kalinina, V.A. Soloviev and V.A. Dmitriev, *Mat. Res. Soc. Proc.*, v. 395, 837, (1996).
- [3] S. Nakamura, T. Mukai and M. Seno, *Jpn. J. Appl. Phys.* 30, L1998, (1991).
- [4] J. Edmond, H. Kong, M. Leonard, G. Bulman and G. Negley, *Silicon Carbide and Related Materials, Proceedings of the ICSCRM'95*, 991, Kyoto, Japan, (1995).
- [5] R. J. Molnar, R. Singh and T.D. Moustakas, *Appl. Phys. Lett.* 66, 268, (1995).
- [6] G.K. Reeves, *Solid-State Electron*, 23, 487, (1980).
- [7] A.S. Zubrilov, D.V. Tsvetkov, V.I. Nikolaev, V.A. Soloviev and V.A. Dmitriev, *Inst. Phys. Conf. Ser.*, 142, 1003, (1995).
- [8] E.V. Kalinina, V.A. Soloviev, A.I. Babanin, M.A. Yagovkina, and A.V. Schukarev, *Abstract HITEN'97*, Manchester, England, (1997).

Свойства p-n- переходов в GaN

В.А.Дмитриев и Н.И.Кузнецов

ФТИ им. А.Ф.Иоффе, С-Петербург

Первые p-n переходы в GaN были изготовлены в группе проф. Акасаки в 1989 году [1]. С тех пор в области изготовления p-n переходов на нитридах III группы был достигнут значительный прогресс [2-6]. Однако информация о фундаментальных свойствах таких p-n переходов по прежнему ограничена.

Нами были проведены исследования GaN p-n переходов, выращенных методом MOCVD на фирме Cree Research [6]. Слой n-типа был легирован кремнием, а слой p-типа – магнием. Омические контакты и мезоструктуры изготавливали в ФТИ.

Были измерены вольт-фарадные характеристики (ВФХ) изготовленных p-n структур, которые показали, что p-n переходы являются плавными, а величина градиента концентрации примеси в p-n переходах лежит в пределах $10^{22} - 10^{23} \text{ см}^{-4}$. Напряжение отсечки ВФХ при 300 К составило 2,2 – 2,6 В.

Прямые вольт-амперные характеристики (ВАХ) при плотностях тока менее 1 А/см^2 экспоненциально зависели от температуры. Коэффициент неидеальности зависел от температуры при $T < 400 \text{ К}$. Токи, удовлетворяющие модели Шокли-Саа-Нойса, были обнаружены при $T > 450 \text{ К}$. При больших плотностях тока протекание тока ограничивалось сопротивлением омических контактов к p-GaN.

При обратных напряжениях более 90 В наблюдался микроплазменный пробой. Оценки показали, что напряженность поля пробоя составляет 3 – 4 МВ/см. Температурный коэффициент напряжения пробоя оказался положительным и был равен $\sim 2 \times 10^{-4} \text{ K}^{-1}$.

Инжекционная электролюминесценция (300 К) GaN p-n переходов характеризовалась наличием, в общем случае, трех полос излучения: краевой полосы $\sim 365 \text{ nm}$, фиолетовой полосы с максимумом интенсивности в интервале 410 – 450 nm, и зеленой полосы $\sim 550 \text{ nm}$. В зависимости от величины тока, распределения и величины концентрации примеси в n- и p-областях p-n структуры каждая из этих полос может преобладать в спектре излучения.

Методом тока, наведенного электронным пучком, впервые были оценены значения диффузионных длин неосновных носителей заряда в GaN np структурах, которые составили $L_n \sim L_p \sim 0,3 \text{ микрона}$.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект N 97-02-18057) и Аризонского Университета (Arizona State University).

Литература

1. I. Akasaki and H. Amano, J. Electrochem. Soc. **141**, 2266 (1994).
2. S. Nakamura, T. Mukai, and M. Senoh, Jap. J. Appl. Phys. **30**, L1998 (1991).
3. B. Goldenberg, J.D. Zook, and R.J. Ulmer, Appl. Phys. Lett. **62**, 381 (1993).
4. M.A. Khan, Q. Chen, R.A. Skogman, and J.N. Kuznia, Appl. Phys. Lett. **66**, 2047 (1995).
5. R.J. Molnar, R. Singh, and T.D. Moustakas, Appl. Phys. Lett. **66**, 268 (1995).
6. V.A. Dmitriev, K.G. Irvine, C.H. Carter, Jr., A.S. Zubrilov, and D.V. Tsvetkov, Appl. Phys. Lett., **67**, 115 (1995).

**Проблемы исследований и разработок материалов и приборов
на основе GaN; работы по этой тематике в ФТИ**

В.А. Дмитриев

ФТИ им. А.Ф.Иоффе, С-Петербург

Несмотря на стремительный прогресс в области технологии и конструирования полупроводниковых приборов на основе нитридов III группы, многие вопросы в этой области не нашли пока своего решения. Надо выделить три проблемы:

- выращивание объемных кристаллов полупроводниковых нитридов, которые могли бы служить подложками для гомоэпитаксии. Предпринимаются попытки выращивать такие кристаллы из раствора-расплава, методами сублимации и газотранспортного осаждения, однако размеры кристаллов не превышают 1 - 2 см², что совершенно недостаточно для разработки массового производства. Все приборные результаты на сегодня получены путем гетероэпитаксии;

- получение нитридов p-типа проводимости с высокой концентрацией носителей заряда. Концентрация дырок при комнатной температуре в нитриде галлия обычно находится в пределах 10¹⁷ см⁻³ и в рекордных образцах составляет единицы 10¹⁸ см⁻³. Ситуация в твердых растворах AlGaN и InGaN еще хуже;

- изготовление низкоомных контактов к материалу p-типа (p-GaN). Вообще говоря, омические контакты к p-GaN не получены. Все контакты характеризуются нелинейностью вольт-амперных характеристик.

Лучшие оценочные значения контактных сопротивлений составляют $\sim 10^{-2}$ Ом см².

В ФТИ исследования по этим и другим проблемам технологии широкозонных нитридов, в первую очередь – GaN, проводятся в нескольких лабораториях. В нашей научной группе идут работы по

- выращиванию объемных кристаллов нитрида галлия. Разрабатываются методы кристаллизации GaN из жидкой и газовой фаз;
- эпитаксии GaN и AlGaN. Основным является метод газотранспортной эпитаксии в хлоридной системе. Начата разработка жидкофазной эпитаксии GaN;
- изготовлению и исследованию омических контактов и барьеров Шоттки к GaN и AlGaN;
- плазмохимическому травлению GaN и AlGaN;
- исследованию кристаллической структуры и оптических свойств нитрида галлия и твердых растворов на его основе.

Из наиболее интересных физических результатов хотелось бы выделить:

- наблюдение стимулированного излучения при оптической накачке в слоях и гетероструктурах полупроводниковых нитридов [1]. При высоких температурах такие исследования были проведены впервые; также впервые наблюдали лазерный эффект на эпитаксиальных структурах нитридов [2].

¹. A.S. Zubrilov et al. Stimulated emission from GaN grown on SiC, Inst. Phys. Conf. Ser. N 141 (IOP Publishing Ltd. 1995) 525.

². A.S. Zubrilov et al. Spontaneous and stimulated emission from photopumped GaN grown on SiC, Appl. Phys. Lett. 67 (1995) 533.

- определение механизмов протекания тока в рп и р-і-п структурах на основе GaN [³], также выполненные впервые. Эти работы позволили определить такие фундаментальные параметры как напряженность поля электрического пробоя и ТКН пробоя в GaN рп переходах.
- исследования первых наноразмерных структур на полупроводниковых нитридах [⁴].
- определение параметров барьеров Шоттки к GaN, позволившее впервые установить соотношение между высотой барьера к GaN и работой выхода металла [⁵].
- изучение процессов дефектообразования и остаточных напряжений в гетероэпитаксиальных структурах нитридов [⁶].

Эти и другие исследования были выполнены в кооперации с Howard University, Cree Research, Центром Исследования Роста Кристаллов, компанией Механобр-Аналит.

³. V.A. Dmitriev et al. Electric breakdown in GaN p-n junctions, Appl. Phys. Lett. 68 (1996) 229.

⁴. V. Dmitriev et al. GaN three dimensional nanostructures, MRS Proc. 395 (1996) 295.

⁵. E.V. Kalinina et al. Schottky Barriers on n-GaN Grown on SiC, J. El. Mater. 25 (1996) 831.

⁶. I.P. Nikitina et al. Residual strains in GaN grown on 6H-SiC, Diamond and Related Materials, 6 (1997) 1524.

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ, СТРУКТУРНЫЕ, И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БАРЬЕРОВ ШОТТКИ НА GaN n- и p- ТИПА ПРОВОДИМОСТИ

*Е.В. Калинина, Н.И. Кузнецов, А.В. Шукарев, М.А. Якобсон, А.И.
Бабанин, В.Е. Бугров, В.А. Дмитриев.*

ФТИ им. А.Ф.Иоффе, С. Петербург, 194021, Россия
х - Институт Механобр Аналит, С. Петербург, 199026, Россия.

Представлены электрические, структурные и оптические свойства Au, Cr и Ni барьеров Шоттки на n-GaN, и Au барьеров на эпитаксиальных слоях p-GaN, выращенных методом MOCVD на подложках n-6H-SiC. Слои n-GaN толщиной 2 мкм легировали Si до концентраций 10^{16} - 10^{18} см⁻³. Слои p-GaN толщиной 1 мкм, были легированы Mg до концентраций 10^{17} см⁻³. Барьеры Шоттки создавали термовакуумным напылением Au, Cr, Ni на слои n-типа и Au - на слои p-типа проводимости. Напыление проводили через маски. Толщины напыленных металлов были от 30 до 1500 Å. Площади контактных площадок лежали в пределах от 1×10^{-3} см² до 1.5×10^{-2} см², в зависимости от характера измерений. Al омические контакты напыляли на n-GaN и Pd на p-GaN.

Фундаментальные параметры (высота барьеров, величины встроенного потенциала, значения электронного сродства GaN и эффективные постоянные Ричардсона) были определены из C-V и I-V измерений для всех исследованных барьеров. Для n-GaN получена прямая зависимость высоты барьеров Шоттки от работы выхода напыленных металлов, что подтверждает ионный характер GaN. Измеренное значение электронного сродства GaN составляет ~4 eV. Предложена модель протекания прямого тока через барьеры. Для Au барьеров на n- и p-GaN сумма высот барьеров Шоттки равна ширине запрещенной зоны GaN.

Большие различия наблюдались в значениях постоянной Ричардсона для разных металлов. Для понимания причины этого эффекта исследовали свойства границ металл/n-GaN методами Оже-электронной спектроскопии и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. Показано, что для каждого металла интерфейс имеет специфический химический состав, определяемый химической активностью металла. По-видимому, различия в свойствах интерфейсов для разных металлов объясняет различия в значениях постоянной Ричардсона для этих металлов. Чем выше химическая активность металла, тем меньше значение постоянной Ричардсона.

Изготовление полупрозрачных Ni барьеров Шоттки на n-GaN позволило наблюдать и оценить эффект влияния электрического поля на экситонные состояния в этом материале. Так наблюдался эффект вращения спектра отраженных экситонов. Были также определены значения энергий резонансных экситонов, энергия связанных экситонов и значение электрического поля ионизации экситонов, равное 10^5 В/см. При приложении прямого и обратного напряжений к барьеру Шоттки наблюдали эффект разгорания и тушения экситонной люминесценции. Для связанных экситонов была определена зависимость относительной интенсивности экситонной люминесценции от ширины области пространственного заряда барьера.

На основе полупрозрачного Ni барьера Шоттки на n-GaN был сделан фотодетектор. При нулевом смещении чувствительность фотодетектора составляла 0.027 А/Вт. Для таких фотодетекторов фотоответ имел крутой фронт более чем на три порядка величины при 360 - 375 nm.

Работа проводилась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект N 97-02-18057) и Аризонского Университета (Arizona State University).

Литература

1. E.V.Kalinina, N.I.Kuznetsov, A.I.Babanin, V.A.Dmitriev, A.V.Shchukarev. Structural and electrical properties of Schottky barriers on n-GaN. - *Diamond and Related Materials* 6 (1997) p.1528-1531.
2. N.I. Kuznetsov, E.V. Kalinina, V.A. Soloviev and V.A. Dmitriev, Schottky Barriers on p-GaN, *MRS Proc. Vol. 395* (1996) pp. 837-841.
3. E.V. Kalinina, N.I. Kuznetsov, V.A. Dmitriev, K.G. Irvine, and C.H. Carter, Jr. Schottky Barriers on n-GaN Grown on SiC, *J. Electron. Mater.* 25, 5 (1996) pp. 831-834.

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 р-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 р-п перехода существует протяженная компенсированная область шириной около 30 нм у синих и 50 нм - у зеленых СД. Концентрация в р-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 ϕ_{kr} , 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.

Отличительной чертой 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 и *n*- и *p*- областях пространственного заряда падает остальная часть контактного потенциала, по 0.4÷0.6 В с каждой стороны.

Возникновение 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 $a_1(\text{AlN}) < a_2(\text{GaN}) < a_3(\text{InN})$ [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.mij.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.

СПЕКТРЫ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ СВЕТОДИОДОВ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР ИЗ GaN.

А.Н. Туркин

МГУ им. М.В.Ломоносова, физический факультет.

Спектры электролюминесценции 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 тонким ($2 \div 3$ нм) активным слоем - квантовой ямой - $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, присланных для исследования в лабораторию в МГУ Д-ром Ш.Накамурой из фирмы Ничия (Япония), были изучены в интервале температур $T=200 \div 300$ К и в диапазоне токов $J = 0.01 \div 20$ мА [1,2]. Спектры люминесценции СД перекрывают весь коротковолновый диапазон видимого спектра. Спектры голубых СД имеют максимумы в интервале $\eta\omega_{\max} = 2.55 \div 2.75$ эВ, зеленых - $\eta\omega_{\max} = 2.38 \div 2.50$ эВ, - в зависимости от содержания In в активном слое [1,2]. Края спектры аппроксимируются экспонентами. Спектральная интенсивность основной полосы экспоненциально падает в длинноволновой области с энергией в показателе $E_0 = 45 \div 70$ мэВ; это описывается моделью, учитывающей хвосты плотности состояний в двумерной активной области и степени их заполнения вблизи краев зон. В коротковолновой области наклон экспоненциального спада спектральной полосы пропорционален kT [1,2]. При малых токах в спектрах голубых диодов впервые для нитридных структур наблюдалась туннельная излучательная рекомбинация с максимумом в спектре, сдвигающимся с напряжением [3]. Туннельное излучение в области энергий $2.1 \div 2.4$ эВ преобладает при малых токах (<0.2 мА), его роль растет по мере сдвига максимума основной голубой полосы в коротковолновую область. Положение максимума $\eta\omega_{\max}$ приблизительно пропорционально напряжению eU . Форма и интенсивность полосы описываются теорией туннельного излучения. В структурах с тонким активным слоем существенны квантово-размерные и туннельные эффекты, флуктуации потенциала в квантовых ямах и легирование прилегающих широкозонных областей. На основе проведенных исследований предлагаются модель энергетической диаграммы гетероструктур [1-4], а также модели распределения зарядов, напряженности электрического поля и потенциала в гетероструктуре [4].

Предложена методика измерения внешнего квантового выхода и абсолютной мощности излучения голубых и зеленых СД на основе $\text{InGaN}/\text{AlGaIn}/\text{GaN}$ гетероструктур с помощью фотопреобразователей (ФП) из аморфного гидрогенизированного кремния ($a\text{-Si:H}$) [5]. Спектральная

чувствительность ФП с двумя последовательными p-i-n-структурами из a-Si:H слабо зависит от длины волны в интервале, соответствующем излучению СД на основе многослойных гетероструктур $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}/\text{GaN}$ с тонким ($2 \div 3$ нм) активным слоем $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ [1-4]. Коэффициент передачи по току в паре светодиод-фотоприемник изменяется в пределах $(1.5 \div 25) \cdot 10^{-3}$ и зависит от отношения площади фотоприемника к площади светового пятна [5]. Мощность излучения СД в постоянном режиме при комнатной температуре и токе 20 мА изменяется в пределах $0.4 \div 2.1$ мВт, что контролировалось измерениями с помощью калориметрического измерителя мощности. Квантовый выход излучения η_e имеет максимум в зависимости от тока. Значение η_e в максимуме изменяется в пределах от 3% для голубых до 9% для зеленых СД [5]. СД на основе GaN и ФП из a-Si:H образуют согласованные по спектру оптоэлектронные пары в голубой и зеленой областях спектра и могут найти применения, аналогичные оптронам GaAs/Si. Калиброванные по мощности СД могут служить для контроля чувствительности ФП.

Проводится изучение СД при обратных смещениях напряжения - люминесценция при ионизационном пробое - в голубых СД. Исследованы и проанализированы спектры люминесценции p-n гетероструктур $\text{InGaN}/\text{AlGaIn}/\text{GaN}$ при обратном смещении $V_{\text{th}}=11.2$ В $\approx 3E_g(\text{GaN})/e$ ($E_g(\text{GaN}) \approx 3.40$ эВ при комнатной температуре), достаточном для ударной ионизации [4].

[1] K.G.Zolina, V.E.Kudryashov, A.N.Turkin, A.E.Yunovich, S.Nakamura. MRS Internet Journ. of Nitride Semiconductor Research, 1996, 1/11. [2] К.Г.Золина, В.Е.Кудряшов, А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. ФП, 1996, 31 (9), 1055-1061. [3] А.Е.Юнович, А.Н.Ковалев, В.Е.Кудряшов, F.I.Manyachin, A.N.Turkin, K.G.Zolina. MRS Symp. Proc., 449, 1167-1172. [4] A.N.Kovalev, F.I.Manyachin, V.E.Kudryashov, A.N.Turkin, A.E.Yunovich. MRS Internet Journ. of Nitride Semiconductor Research, 1997, 2/11. [5] А.Н.Туркин, А.Э.Юнович. Письма в ЖТФ, 1996, 22 (23), 82-86.

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 $J = 30-80$ 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 $V = 1-12$ 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 - p - $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ слоях. При переходе границы разрыва краев зон проводимости гетероперехода n - 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 из-за 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]. Общее снижение скорости деградации 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 p -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://nstr.mij.mrs.org/1/11>.
2. К.Г.Золина, 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.