

Учреждение Российской академии наук
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

На правах рукописи

Шмидт Наталия Михайловна

Полупроводниковые самоорганизованные наноматериалы
- нелинейные системы с фрактальной размерностью

Специальность:
01.04.10 - физика полупроводников

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
доктора физико-математических наук

Санкт-Петербург
2009

Работа выполнена в Учреждении Российской академии наук
Физико-техническом институте им. А.Ф. Иоффе РАН

Официальные оппоненты:

доктор физико-математических наук, профессор
КОВАЛЕВ Алексей Николаевич
ГТУ «Московский институт стали и сплавов»

доктор физико-математических наук, профессор
ЯССИЕВИЧ Ирина Николаевна
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

доктор физико-математических наук, профессор
СИДОРОВ Валерий Георгиевич
Санкт-Петербургский Государственный Университет

Ведущая организация: Санкт - Петербургский Государственный
Электротехнический Университет «ЛЭТИ» им. В.И. Ленина

Защита состоится “ _____ ” _____ 2009 г. в _____ часов на заседании
диссертационного совета Д 002.205.02 при ФТИ им. А.Ф. Иоффе по адресу:
194021, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 26.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института.

Автореферат разослан “ _____ ” _____ 2009 г.

Отзывы об автореферате в двух экземплярах, заверенные печатью, просьба
высылать по вышеуказанному адресу на имя ученого секретаря
диссертационного совета.

Ученый секретарь диссертационного совета
доктор физико-математических наук,
профессор

Л.М. Сорокин

Общая характеристика работы

Актуальность темы. Полупроводниковые наногетероструктуры стали в последнее десятилетие важнейшими объектами исследований современной физики и полупроводниковой электроники. Условия получения многих из них неравновесные и сопровождаются процессами самоорганизации, т.е. процессами формирования регулярных стохастически самоподобных пространственных структур на наноразмерном уровне. Представителями таких полупроводниковых самоорганизованных наноматериалов являются наногетероструктуры AlGaAs/GaAs, InGaAs/GaAs с квантовыми точками InAs, и InGaN/GaN, AlGaN/GaN. Эти материалы активно исследуются и используются для разработки современных лазеров на квантовых точках, светоизлучающих структур, мощных транзисторов. Несмотря на достигнутые успехи в разработке теории лазеров на квантовых точках и получении экспериментальных образцов, подтвердивших перспективность таких материалов, воспроизводимой технологии получения таких лазеров, пригодной для массового производства разработать не удалось ни в одной стране мира. Индустрия светоизлучающих приборов на основе наногетероструктур InGaN/GaN, AlGaN/GaN успешно развивается в отдельных фирмах ведущих зарубежных стран, однако многие важные свойства этих материалов до сих пор не выяснены, в частности, механизм эффективной излучательной рекомбинации в условиях высокой плотности дислокаций на уровне 10^9 см^{-2} , механизм деградации, эффект падения квантовой эффективности, начиная с плотностей тока 10 А/см^2 , ставший практически камнем преткновения на пути решения задачи создания твердотельного энергосберегающего освещения на основе синих InGaN/GaN светодиодов, а также решению других практически важных задач. Представляется, что упомянутые трудности носят фундаментальный характер и тесно связаны со спецификой получения этих материалов. Как показали исследования, проведенные в разных странах мира, использование режимов самоорганизации приводит к многообразию форм существования наноматериалов. Заращивание квантовых точек – операция, необходимая при создании приборных структур, приводит к изменению их формы и состава, а в некоторых случаях сопровождается образованием дислокаций, и, как следствие этих процессов, к плохо прогнозируемому изменению электрических и оптических свойств. Следует отметить, что дополнительные трудности в изучении самоорганизованных наноматериалов возникают в связи с отсутствием в арсенале традиционной диагностики, методов,

позволяющих количественно охарактеризовать особенности форм самоорганизации материалов. Между тем, современное материаловедение металлов и сплавов успешно изучает многообразие форм самоорганизованных материалов, опираясь на представления о материале как нелинейной системе. Свойства таких систем определяются процессами структурообразования и особенностями связей образовавшихся пространственных структур в целом и не сводятся к сумме свойств отдельных частей. Многолетний опыт материаловедения металлов и сплавов показал, что эти особенности могут быть охарактеризованы с использованием фрактальных размерностей [1]. До недавнего времени такой подход к анализу свойств полупроводниковых наноматериалов, полученных в режимах самоорганизации, практически не развивался. Более того, термин самоорганизация широко используется в физике и технологии полупроводников, но никаких количественных оценок этого параметра ранее не проводилось. Это не удивительно, т.к. традиционные методы диагностики, не дают такой возможности. В связи с этим, представляется, что проблемы изучения свойств полупроводниковых самоорганизованных наноматериалов и успешной реализации их потенциальных возможностей могут быть решены, опираясь на представления о материале как нелинейной системы с фрактальной размерностью, а также на развитие необходимых методов диагностики.

Целью диссертационной работы - является изучение на количественном уровне в рамках концепции наноматериала как нелинейной системы взаимосвязи особенностей организации наноматериала со свойствами полупроводниковых слоев и гетероструктур, выращенных в режимах самоорганизации.

Для осуществления поставленной цели решались следующие задачи:

- развитие новых представлений о свойствах полупроводниковых слоев, гетероструктур и приборных структур, выращенных в режимах самоорганизации, а также методов диагностики, несущих информацию о формах организации наноматериала;
- адаптация методов мультифрактального анализа для количественной характеристики форм организации полупроводниковых слоев, гетероструктур и приборных структур, выращенных в режимах самоорганизации, такими параметрами как уровень самоорганизации, степень упорядоченности наноматериала;
- изучение структурных, электрических и оптических свойств слоев и гетероструктур на основе III-нитридов, классифицированных по уровню самоорганизации и степени упорядоченности наноматериала;

- выявление закономерностей транспорта носителей, излучательной и безызлучательной рекомбинации, процессов деградации в слоях, гетероструктурах и приборных структурах на основе III-нитридов с разной степенью упорядоченности и уровнем самоорганизации наноматериала;
- выяснение механизмов релаксации напряжений в многослойных гетероструктурах AlGaAs/GaAs, InGaAs/GaAs, в том числе, с квантовыми точками InAs и AlGaAs/ InGaAs/GaAs с псевдоморфным каналом, приводящих к изменению форм организации наноматериала. Выявление вклада этих изменений в структурные, электрические и оптические свойства с использованием количественного контроля степени упорядоченности и уровня самоорганизации наноматериала.

Научная новизна работы определяется тем, что в ней развито новое научное направление в изучении полупроводниковых наноматериалов, полученных в условиях самоорганизации, основанное на представлениях о слоях, гетероструктурах и приборных структурах как о нелинейных системах с разным уровнем самоорганизации и разной степенью упорядоченности. Данное научное направление является оригинальным, и возникло в результате деятельности автора диссертации. Развита методология количественной характеристики особенностей организации наноматериала на основе мультифрактального анализа, позволившая впервые количественно определить уровень самоорганизации и степень упорядоченности полупроводниковых наноматериалов. Выявлена взаимосвязь электрических и оптических свойств слоев, гетероструктур и приборных структур с разными формами организации наноматериала. Классификация наноматериала по мультифрактальным параметрам позволила выяснить основные закономерности транспорта носителей заряда, излучательной и безызлучательной рекомбинации и деградации светоизлучающих структур в нитридах III-группы. Показано, что количественная оценка уровня самоорганизации и степени упорядоченности наноматериала, с одной стороны, подтверждает целесообразность подхода к изучению свойств самоорганизованных материалов как нелинейных систем, а с другой, - поскольку оценки количественные, дает возможность управлять этими свойствами. Научные выводы носят общий характер и не ограничиваются объектами, непосредственно исследованными в работе.

Практическая ценность работы определяется тем, что новые методы количественного определения уровня самоорганизации и степени упорядоченности наноматериала в сочетании с традиционными методами изучения полупроводниковых слоев и гетероструктур являются основой для

разработки методов распознавания сложных, трудно различимых друг от друга структур с точки зрения традиционных методов, а, следовательно, дают возможность оптимизации свойств на более тонком уровне. Кроме того, эти методы обеспечивают контроль на всех стадиях процесса изготовления сложных приборных структур. Установленные в результате проведенных исследований причины деградации светоизлучающих структур на основе нитридов III-группы - реальная возможность увеличения их срока службы. Результаты, полученные в диссертационной работе, существенно углубляют понимание взаимосвязи электрических и оптических свойств полупроводниковых слоев, гетероструктур и приборных структур с характером организации наноматериала, а также содержат непосредственные рекомендации для практической реализации высокоэффективных светоизлучающих структур, для создания наноматериалов и приборов с заданными свойствами и для развития физики наноматериалов. Представляется, что дальнейшее развитие таких методов диагностики и использованных представлений – ключ к совершенствованию современных технологий получения наноматериалов, т.к. открывает возможность контролируемого использования мощного арсенала неравновесных ростовых систем, основанного на управлении организацией наноматериала, используя переходы устойчивость-неустойчивость- устойчивость, т.е. переход к новым свойствам наноматериала через флуктуации.

Основные положения, выносимые на защиту:

Положение 1. Многообразие форм организации наноматериала количественно характеризуется мультифрактальными параметрами, такими как степень упорядоченности Δ_p (нарушение локальной симметрии), нарушение общей симметрии Δ_c , размерность Реньи D (уровень самоорганизации), что позволяет идентифицировать, не диагностируемые традиционными методами различия в структуре наноматериалов, и связать эти различия с изменением физических свойств полупроводниковых слоев и гетероструктур, полученных в режимах самоорганизации.

Положение 2. Разные формы организации наноматериала слоев и гетероструктур нитридов III-группы, количественно охарактеризованные мультифрактальными параметрами, отличаются между собой соотношением дилатационных и дислокационных границ, а также характером распределения дислокаций и их скоплений, что и предопределяет взаимосвязь электрических и оптических свойств с формой организации наноматериала.

Положение 3. Взаимосвязь внешней квантовой эффективности (ВКЭ) светоизлучающих структур на основе InGaN/GaN с уровнем самоорганизации и степенью упорядоченности наноматериала носит пороговый характер и свидетельствует о том, что для получения ВКЭ выше 10% при плотностях тока меньше 10А/см^2 необходимым условием является получение наноматериала с $\Delta_p < 0.340$, $D < 1.60$. Характер зависимости ВКЭ светодиодов от плотности тока определяется соотношением рекомбинации локализованных и делокализованных носителей. При этом по мере увеличения D и Δ_p возрастает вклад рекомбинации делокализованных носителей.

Положение 4. Механизм релаксации напряжений путем образования гофрированной поверхности является одним из основных в многослойных гетероструктурах InGaAs/GaAs, AlGaAs/ GaAs, в том числе, с квантовыми точками InAs и приводит к кооперативным явлениям в системе матрица - квантовые точки, а также к изменению степени упорядоченности и уровня самоорганизации наноматериала и, как следствие этого, к изменению электрических и оптических свойств гетероструктур. Количественное определение D , Δ_p и Δ_c позволяет контролировать воспроизводимость технологии на всех стадиях процесса роста.

Апробация результатов работы. Материалы диссертации докладывались и обсуждались на Российских и Международных конференциях: на Международных конференциях по Микроскопии полупроводниковых материалов (Oxford 2001, Cambridge 2003), «Международных симпозиумах» Наноструктуры: Физика и Технология» (Санкт-Петербург, Россия 2002, 2004), Международная конференция по протяженным дефектам в полупроводниках EDS (Bolony 2002, Россия, Черногоровка 2004), Международное совещание по нитридным полупроводникам (Montpelier 2001, Aachen 2002), Международная конференция по дефектам в полупроводниках (Guessen 2001, Denmark 2003, Франция 2006), Европейская конференция EMRS 2003 (Warsaw 2003), 4-ая Международная конференция on Physics of Light-Matter Coupling in Nanostructures (Россия, Санкт-Петербург 2004), Междисциплинарный симпозиум Фракталы и прикладная синергетика (Москва 2002), Всероссийская конференция по Физика полупроводников (Санкт-Петербург 2003, 2009), Всероссийская конференция Нитриды галлия, индия, алюминия – структуры и приборы (Москва, Санкт-Петербург 2001, 2002, 2003, 2004, 2005, 2006, 2007, 2008), 6-ая Международная конференция по нитридам (Германия, Бремен 2005), Европейское Совещание по нитриду галлия (Крит, Греция 2006), Международное Совещание по Изучению микроструктуры в полупроводниках зондовыми методами (Санкт Петербург, 2006, Толедо, Испания 2008) Всероссийская конференция Многомасштабное моделирование процессов и структур в нанотехнологиях (Москва 2009), а также неоднократно докладывались на Низкоразмерном семинаре ФТИ им. А.Ф. Иоффе, на Большом Ученом Совете ФТИ им. А.Ф. Иоффе, на Семинаре,

посвященном памяти Горюновой и семинарах Лаборатории квантоворазмерных гетероструктур.

Публикации. Основные результаты диссертации опубликованы в 43 работах. Библиографический список публикаций приведен в конце диссертации.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, 5 глав, заключения, содержащего основные результаты, списка основных работ автора по теме диссертации, и списка цитируемой литературы. Общий объем 307 страниц, включая 110 рисунков и 4 таблицы. Список литературы содержит 206 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы исследований, сформулированы цель и задачи работы, научная новизна и практическая ценность работы. Сформулированы основные положения, выносимые на защиту.

Глава 1 содержит краткий анализ фактов, являющихся предпосылками для развития новых представлений о свойствах полупроводниковых слоев, многослойных гетероструктур и приборных структур, выращенных в режимах самоорганизации, а также методов диагностики, несущих информацию о формах организации наноматериала. Большая часть проанализированных данных относится к структурным свойствам слоев и приборных структур на основе нитридов III-группы и многослойных наногетероструктур на основе AlGaAs/GaAs, InGaAs/GaAs с квантовыми точками InAs, и AlGaAs/InGaAs/GaAs с псевдоморфным каналом. Кратко рассмотрены основные процессы выращивания слоев, гетероструктур и приборных структур на основе нитридов III-группы гексагональной модификации. Отмечено, что общим свойством для всех используемых ростовых процессов является присутствие неравновесных условий на разных стадиях роста и формирование зародышевого слоя на начальной стадии роста. Эти общие свойства ростовых систем определяют формирование пространственных структур в виде доменов с характерными размерами от нескольких нанометров до 800-1000 нм и высокой плотностью дислокаций 10^8 - 10^9 см⁻². Причем, изменение условий формирования зародышевого слоя приводит к многообразию форм существования такого материала от практически

несросшихся кристаллитов до хорошо сросшихся доменов с отрелаксировавшими границами [2, A12]. Отмечено, что при исследовании в оптическом микроскопе нередко эти все формы рассматриваются как эпитаксиальные слои и структуры. Показано, что без контроля характера организации пространственных структур на основании традиционных методов исследования можно получить искаженные представления о качестве материала. Обсуждены трудности характеристики эпитаксиальных слоев с использованием хорошо известного параметра – шероховатость поверхности. Показано, что для большинства слоев и гетероструктур на основе нитридов III-группы наблюдается развитый нерегулярный рельеф, при этом величина шероховатости по разным направлениям может отличаться в несколько раз. Сделан вывод о том, что традиционные методы не позволяют в полной мере охарактеризовать наблюдаемую разницу в особенностях структурной организации наноматериала, более того усреднением замазывают эту разницу. Отмечаются трудности количественного определения плотности дислокаций. Данные разных исследователей [3] показывают, что дислокации распределены не равномерно и могут образовывать скопления, причем до 40% дислокаций смешанного типа и на границах доменов могут образовываться дислокационные стенки. Кроме того, характерным для этих материалов является присутствие включений металлической фазы, которые выявляются методами просвечивающей электронной микроскопии на начальных стадиях роста [4] и на поверхности слоев после термообработок при сравнительно низких температурах [A22] и радиационных воздействий [A4, A8] и практически не могут быть охарактеризованы количественно традиционными методами. Отмеченные проблемы, в конечном итоге, препятствуют как оптимизации параметров и технологических процессов получения наноматериала, так и пониманию взаимосвязи электрических и оптических свойств со структурными особенностями. В этой же главе, кратко рассмотрены процессы выращивания методами МВЕ многослойных гетероструктур на разных полупроводниковых материалах, в том числе, с

квантовыми точками и псевдоморфным каналом. Формирование разнообразных пространственных структур было обнаружено на нанометровых слоях твердых растворов [5] (Рис. 1) в результате действия механизма релаксации напряжений путем образования гофрированной

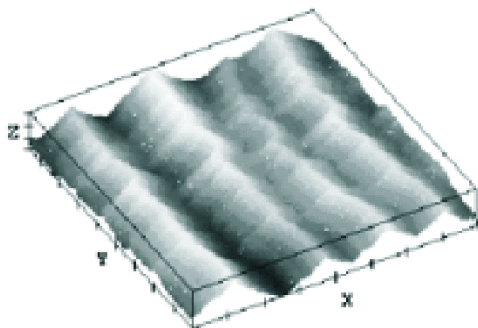
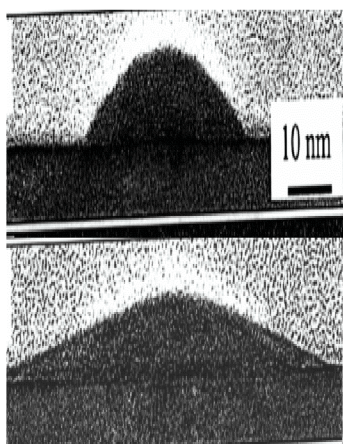


Рис.1. Образование гофрированной поверхности в тонком слое AlGaAs (вид поверхности в атомно-силовом микроскопе). Масштаб по осям: Z- 5нм, X и Y- 100нм

поверхности. Отмечено, что формирование квантовых точек (КТ) осуществляется в режиме самоорганизации, т.е. в режиме, который приводит к формированию устойчивых, регулярных стохастически самоподобных пространственных структур. Отмечено, что термином самоорганизация давно пользуются, но никаких количественных оценок этого параметра ранее не приводилось, так как традиционные методы диагностики не дают возможности его количественно определить. Проведен анализ результатов многочисленных исследований по поведению КТ из разных материалов в разных системах [6,7]. Показано, что заращивание КТ (операция, необходимая при создании приборных структур) приводит к изменению их формы и состава, а в некоторых случаях сопровождается образованием дислокаций, в результате кооперативных явлений в системе матрица-КТ (Рис 2). Эволюция КТ в процессе заращивания может быть одной из основных причин, приводящих к

а)



б)

Рис.2 Эволюция формы и размеров КТ InAs:
а) до заращивания, б) после заращивания 10А слоем

невоспроизводимости свойств лазерных структур на КТ. Первая глава завершается обсуждением степени изученности объектов исследования и сопутствующих методических проблем. Делается вывод о том, что формирование пространственных структур в полупроводниковых слоях, гетероструктурах на основе Ш-нитридов и многослойных гетероструктурах с КТ не вызывает сомнения, так же, как необходимость количественно охарактеризовать разные формы организации наноматериала в таких сложных структурах. При этом, базируясь на известном опыте

материаловедения металлов, предлагается использование мультифрактального анализа, в основе которого лежит количественная характеристика особенностей связи пространственных структур в целом.

Глава 2 посвящена адаптации методов мультифрактального анализа для количественной характеристики форм организации наноматериала полупроводниковых слоев, гетероструктур и приборных структур, выращенных в режимах самоорганизации.

Кратко изложены представления о фракталах, а также их применение в материаловедении металлов и в физике. Обоснован выбор мультифрактальной параметризации (МП) для количественного определения особенностей организации полупроводниковых наноматериалов, основанный на том, что реальные структуры материалов являются стохастическими фракталами, т.е. самоподобными только в среднем. Применение регулярных фракталов, использующих только одну меру, не позволяет охарактеризовать количественно свойство неоднородности диссипативных структур, образующихся в условиях обмена материала веществом, энергией и информацией с окружающей средой [8,9]. Практическое использование мультифрактальных представлений стало возможным благодаря развитию теоретических представлений в области мультифрактального формализма, статистической и информационной физики, теории симметрии. Методология МП структур материалов основывается на фундаментальных принципах самоподобия, стохастической фрактальности и нарушенной симметрии структур природных материалов и использует набор самоподобных мер в евклидовом пространстве, поэтому позволяет более точно охарактеризовать особенности материала. Эта методология была разработана в лаборатории прочности металлических материалов в ИМЕТ им. А.А.Байкова РАН (д.ф.-м.н. Г.В. Встовским и к.ф.-м.н. И.Ж. Буниным д.ф.-м.н. А.Г. Колмаковым.) [9] и успешно применяется более 10 лет. Основой мультифрактального подхода к количественному описанию материалов является построение тем или иным способом меры множества, аппроксимирующего изучаемую структуру, «помещенную» в евклидово пространство, которое разбивается на мелкие квадратные ячейки равного размера, и каждой ячейке сопоставляется мера в виде некоторого положительного числа (равноячеечное разбиение), соответствующая области изучаемой структуры, приходящейся на эту ячейку. Изучение скейлинговых свойств обобщенной корреляционной функции этой меры относительно скейлинга самой меры предоставляет широкие возможности для тонкой идентификации объектов со сложной структурой. Под скейлингом понимаются степенные зависимости измеряемых характеристик от масштаба, на котором производится измерение. Важным элементом мультифрактального анализа является использование производящей функции меры, генерируемой на множестве элементарных ячеек путем их последовательного укрупнения. Причем выбор набора масштабов осуществляется по алгоритму, обеспечивающему самоподобие

мер в укрупненных ячейках. Используя набор огрубленных разбиений с их мерами для каждого разбиения, рассчитывается его обобщенная корреляционная функция. Использование известного математического аппарата [9], кратко описанного в этой главе позволяет получить спектр обобщенных энтропий (размерностей Реньи D_q) (Рис.3). Эти характеристики несут количественную информацию о термодинамических условиях

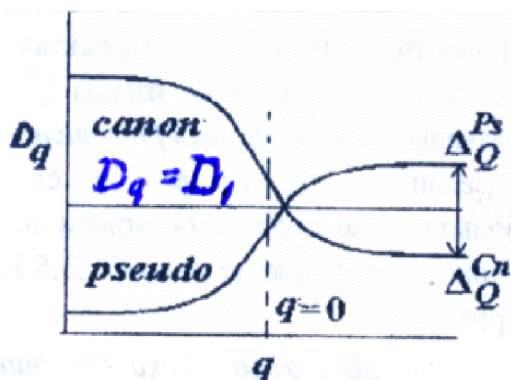


Рис. 3. Спектр обобщенных энтропий (размерностей Реньи D_q)

формирования изучаемых структур [9] и отражают уровень их самоорганизации. В материаловедении используется так называемая, информационная интерпретация мультифрактального формализма. В этом случае, изучаемую структуру характеризуют значением D_q

при $q = 1$. При этом, чем выше значения D_1 , тем большим уровням энтропии они соответствуют, тем хуже уровень самоорганизации материала. Величина $\Delta_{\text{canon}} = D_1 - D_{q_{\text{min}}}^c$ при $q \rightarrow \infty$ отражает степень упорядоченности и нарушение симметрии для общей конфигурации исследуемой структуры в целом, и рост величины Δ_{canon} указывает на упорядочение структуры. Величина $\Delta_{\text{pseudo}} = D_1 - D_{q_{\text{max}}}^p$ при $q \rightarrow \infty$ отражает нарушение локальной симметрии. Увеличение значений модуля этого показателя означают большую степень нарушения локальной симметрии. Все операции по расчету МП выполняются с использованием программы, разработанной Встовским В.Г., в том числе, и проверка на корректность полученных мультифрактальных спектров [8]. В этой главе рассмотрено цифровое представление изучаемых структур материалов, обсужден процесс подготовки компьютерных изображений и проведение компьютерной аппроксимации двумерных структур. Кратко описан алгоритм получения МП полупроводниковых слоев и гетероструктур, исследованных в работе. Полученное контрастное изображение аппроксимируется цифровым множеством. Оцифрованные изображения изучаемых структур представляют собой матрицы точек – пикселей, которые имеют значение "1", если приходится на элементы структуры, или "0", если приходится на область не занятую элементами изучаемой структуры. Дальнейший анализ проводится с применением равноячеечных разбиений и метода генерации мер огрубленных разбиений: число ячеек делят на сумму всех чисел на изображении структуры и получают меру для каждого пиксела. На основе этой меры генерируются меры огрубленных разбиений изображения на большие ячейки из 2×2 , 3×3 и т.д. пикселей, складывая меры отдельных пикселей в укрупненных ячейках. Таким образом, получают много равноячеечных разбиений, с размерами ячеек из заданного набора $\{l_k\}$ и мерами $\{\mu_{ik}, i=1, \dots, N_k\}$, определенными по заданным мерам элементарных ячеек. Иначе говоря, для каждого разбиения на более крупные ячейки

размером $l_k \times l_k$ строится характеристическая мера в виде равномерного распределения единиц μ_i ($\mu_i = M_i / \Sigma M_i$, где M_i - количество единиц в i -ой крупной ячейке, ΣM_i - общее количество единиц в матрице крупных ячеек, $i=1,2,3,\dots,N$). Далее для набора величин q из определенного интервала (для исследованных структур было установлено, что максимальные значения $q \in [-100;100]$) [A9,A10] производится вычисление традиционных МП в рамках информационной интерпретации мультифрактального формализма по программе MFRDrom В.Г.Востовского [8]. Показано, что при применении мультифрактального формализма к полупроводниковым наноматериалам исходили из одного из основных свойств сложных систем –самоподобия. При этом поверхности наноматериалов рассматривались как подсистемы объемного материала, и предполагалось, что морфология поверхности содержит информацию об особенностях структурной организации частей объемного материала в целом. Приведены экспериментальные результаты, полученные на слоях нитрида галлия с сильно отличающимися объемными свойствами по данным рентгеновской дифрактометрии [A6], подтверждающие это предположение. На (рис. 4) приведены изображения поверхностей слоев GaN, отличающиеся по плотности дислокаций на порядок

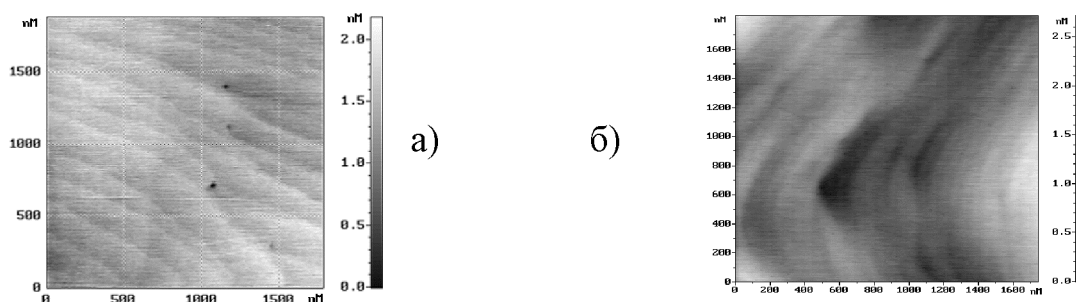
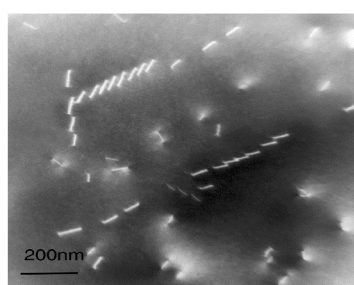


Рис.4 Изображения в АСМ поверхностей слоев GaN с разной плотностью дислокаций: а) 10^8 см^{-3} ; б) 10^9 см^{-3} и разными значениями мультифрактальных параметров: а) $D = 1.51$, $\Delta_p = 0.320$; б) $D = 1.60$, $\Delta_p = 0.370$

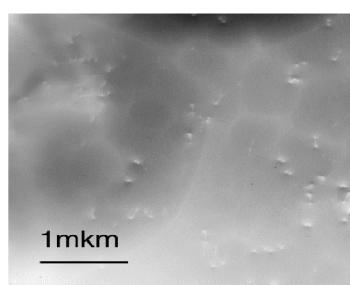
и по значениям МП. Причем, в соответствии с мультифрактальным анализом, слой меньшие по значения МП соответствуют лучшему качеству материала с меньшей плотностью дислокаций. В конце главы сделан вывод о важном преимуществе методологии мультифрактального формализма, позволяющей прогнозировать на основании соотношения полученных значений МП изучаемых структур их иерархию по качеству наноматериала и ожидаемым свойствам. Кроме того, охарактеризовать материал не только размерностью Реньи, но и степенью упорядоченности (нарушение симметрии) на локальном и общем уровне.

ГЛАВА 3 основывается на результатах работ [A1-A3, A5 - A7, A11, A14- A16, A18-A23, A27, A28, A30, A31] и в ней представлены экспериментальные результаты изучения структурных, электрических и оптических свойств слоев нитрида галлия, классифицированных по уровню самоорганизации и степени

упорядоченности наноматериала, и проведен анализ этих данных в рамках концепции нелинейных систем. Экспериментальные результаты получены на слоях нитрида галлия, выращенных на подложках сапфира (0001) методом эпитаксии из металлоорганических соединений. Толщина слоев 2-3 мкм, концентрация электронов $(2-10) \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Уровень самоорганизации (размерность Реньи, D) для набора слоев имел значения от 1.50 до 1.90 (точность определения ± 0.01), а значения степени упорядоченности (нарушение локальной симметрии, Δ_p) изменялись по абсолютной величине от 0.320 до 0.370 (точность определения ± 0.003). Мультифрактальный анализ прогнозирует для наноматериала с максимальными значениями D и Δ_p худшую организацию наноматериала в целом, и, если система проявляет нелинейные свойства, то ухудшение связи частей в целом должно приводить к ухудшению транспорта носителей и других электрических и оптических свойств по сравнению с теми же свойствами наноматериала с меньшими значениями D и Δ_p . Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии [A23] показали, что в исследованных слоях присутствуют два типа границ: дилатационные и дислокационные (Рис.5 а,б). Причем в слоях с



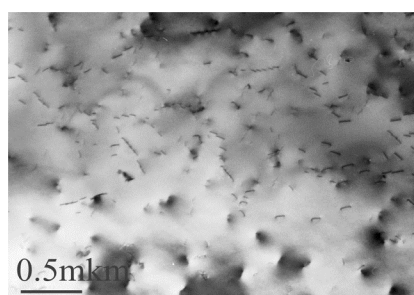
а)



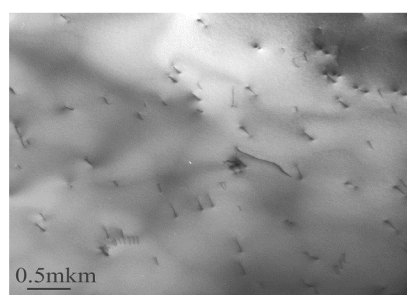
б)

Рис. 5. Два типа границ в нитридах III-группы:
а) дислокационные,
б) дилатационные

$D > 1.50$ и $\Delta_p > 0.345$ преобладают дислокационные стенки, а в слоях с $D < 1.50$ и $\Delta_p < 0.340$ – дилатационные границы. Кроме того, плотность скоплений дислокаций в слоях с худшей организацией наноматериала существенно выше



а)



б)

Рис.6 Особенности организации наноматериала в слоях с разными значениями мультифрактальных параметров (данные просвечивающей электронной микроскопии): а) плохо упорядоченный наноматериал ($\Delta = 0.370$) б) хорошо упорядоченный наноматериалом ($\Delta = 0.320$)

(Рис.6). При этом плотность дислокаций, определенная из данных рентгеновской дифрактометрии, для слоев с организацией наноматериала, охарактеризованной значениями D - 1.5-1.6 и Δ_p - 0.330-0.360, существенно не отличается и составляет 10^9 см^{-2} винтовых дислокаций и 10^{10} см^{-2} -краевых дислокаций и только для слоев с $\Delta_p < 0.330$ плотность и тех и других дислокаций на порядок меньше. Таким образом, показано, что изменение значений МП коррелирует с изменением характера организации доменов в целом, т.е. отражает разный характер срастания доменов в эпитаксиальный слой. Приведены результаты исследований электрических и оптических свойств этих слоев, подтверждающие их связь с характером организации наноматериала и тенденцию ухудшения свойств, предсказанную на основе мультифрактального формализма. Показано, что наблюдается прямая зависимость величины подвижности от степени упорядоченности [Аб, А11,А22], при этом с уменьшением значений Δ_p величина подвижности растет от 20 до 600 $\text{см}^2 \text{ В}^{-1} \text{ с}^{-1}$. Температурные зависимости подвижности и проводимости, ясно демонстрируют переход от классических колоколообразных зависимостей $\mu \sim T^{-3/2}$ Рис.7 а), к типичным для низкоразмерных материалов $\sigma \sim \exp(-1/T)$ Рис. 7б), с изменением характера организации наноматериала. В ряде работ [10,11] было показано, что с

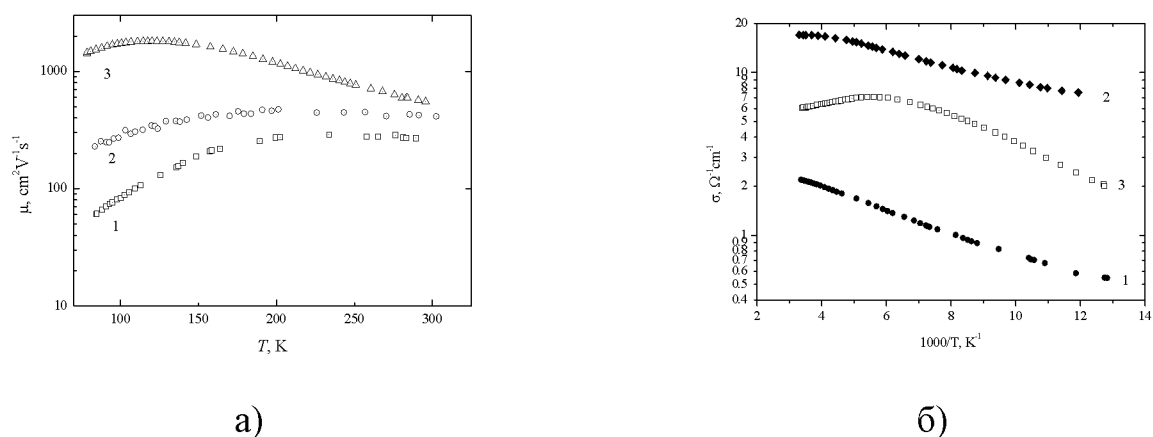


Рис.7. Температурные зависимости подвижности (а) и проводимости (б) в слоях GaN с разной формой организации наноматериала: 1- $\Delta_p=0.360$, $D=1.61$; 2- $\Delta_p=0.340$, $D=1.54$; 3- $\Delta_p=0.320$, $D=1.51$; и с разным уровнем легирования: 1- $1.5 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$; 2- $8 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$; 3- $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$

выходом дислокаций на поверхности связано присутствие зарядов, при этом на слоях GaN п и р –типа они имеют разный знак. В этой главе показано методом тока, наведенного электронным зондом [А13,А16,А17], что на слоях с близким уровнем легирования кремнием, но с разной степенью упорядоченности наноматериала, присутствуют замкнутые заряженные

области, препятствующие латеральному транспорту носителей. Однако, в плохо упорядоченном наноматериале ($\Delta_p = 0.360$, $D = 1.61$) плотность замкнутых областей выше и занимает 50% площади. Дальнодействие заряженных областей - 50 нм. Было выяснено, что диффузионная длина неосновных носителей заряда, в слоях нитрида галлия с лучшей степенью упорядоченности наноматериала ($\Delta_p = 0.320$, $D = 1.51$) в 3 раза больше и составляет 0.3 мкм, что подтверждает важную роль свойств протяженных границ между блоками сросшихся доменов. Наблюдаемое странное соотношение подвижностей легированного и нелегированного кремнием нитрида галлия, отмечавшееся многими исследователями, вызвано тем, что легирование кремнием частично снимает неоднородное распределение зарядов по поверхности, [A19], обеспечивая таким образом увеличение подвижности. Причем, этот эффект наблюдается даже на плохо организованном наноматериале ($\Delta_p > 0.350$) [A2]. Однако, максимальные значения подвижности были получены только на слоях с хорошо организованным наноматериалом ($\Delta_p = 0.320$). На слоях с худшей организацией ($\Delta_p = 0.340$), но с улучшенными, благодаря легированию кремнием, значениями подвижности при комнатной температуре, наблюдалось сильное рассеяние на заряженных центрах и появление участка $\sigma \sim \exp(-1/T)$ при пониженных температурах (Рис. 7, кривая 2). Перелегирование кремнием в погоне за повышением подвижности приводит к изменению характера роста, и степень упорядоченности наноматериала снова ухудшается. При этом увеличивается в несколько раз плотность дислокаций, а значения подвижности электронов уменьшаются, но остаются выше в 1.5-2 раза, чем в нелегированном кремнии. Положительное влияние кремния на свойства слоев GaN обусловлено меньшим, чем у галлия тетраэдрическим радиусом и низкой ($\sim 10 \text{ meV}$) энергией активации. Отмечено, что контроль степени упорядоченности позволил разобраться в сложной взаимосвязи легирования, характера организации наноматериала и подвижности электронов. В этой же главе, приведены результаты исследования барьеров Шоттки Ni-Au на слоях GaN с разной степенью упорядоченности наноматериала (Δ_p). Полученные результаты позволили прояснить проблему, которая обсуждалась в течение нескольких лет. Значения постоянной Ричардсона, у разных авторов, демонстрировали разброс в пределах 4-х порядков и отличались от теоретических значений [12, 13]. Такой большой разброс при том, что высота барьера Шоттки GaN-Ni-Au у большинства авторов была равна разности работ выхода металл-полупроводник, т.е. пиннинга уровня Ферми не наблюдалось, представлялся не объяснимым. Проведенные исследования показали, что на слоях с хорошо упорядоченным наноматериалом ($\Delta_p < 0.330$), значения постоянной Ричардсона близки к теоретическим значениям [A30]. Рост значений Δ_p сопровождается уменьшением постоянной Ричардсона и увеличением токов утечки на несколько порядков, а, начиная со значений $\Delta_p > 0.350$, высота барьера уменьшается. Выяснено, что причиной сильных изменений постоянной

Ричардсона является присутствие неоднородно распределенных локальных зарядов на границе металл-полупроводник, связанных с системой протяженных дефектов. В результате, кроме механизма термоэмиссии, имеет место механизм термополевой эмиссии. На барьерах Шоттки на основе слоев с хорошо упорядоченным наноматериалом были получены первые отечественные фотоприемники для систем очистки воды [A5]. Хорошо известно, что шум $1/f$ является одним из наиболее чувствительных индикаторов структурной неупорядоченности полупроводников. Шумовые характеристики различных приборов и материалов, как правило, оцениваются величиной безразмерного параметра Хоуге α [14]: $\alpha = \frac{S_I}{I^2} fN$; где f – частота на которой проводятся измерения, N – полное число носителей в образце. Величина α весьма чувствительна к структурному совершенству материала. Для структурно совершенных пленок Si значение α составляет обычно, $10^{-4} - 10^{-5}$. Для эпитаксиальных пленок GaAs характерное значение α равняется $10^{-3} - 10^{-5}$. Для слоев GaN с концентрацией $N_d - N_a \approx 10^{17} \text{ см}^{-3}$ стандартного качества величины α , как правило, гораздо выше и лежат в пределах $10^{-2} - 1$ [15]. Впервые на слоях GaN с концентрацией $8 \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$ с хорошо упорядоченным наноматериалом ($\Delta_p = 0.320$) были получены рекордно низкие значения параметра Хоуге $\alpha \sim 1.5 \times 10^{-3}$ на частоте 6 Гц и показано, что с ростом Δ_p значения параметра Хоуге заметно растут [A28]. В конце главы, сделан вывод о том, что результаты проведенных исследований подтвердили предположение о нелинейных свойствах слоев GaN, выращенных в неравновесных условиях и показали, что эти свойства определяются не только и даже не столько плотностью дислокаций, сколько характером организации наноматериала. Кроме того, показано, что мультифрактальные параметры позволяют количественно охарактеризовать различные формы организации наноматериала и различить эти формы даже в том случае, когда, с точки зрения традиционных методов, образцы практически неразличимы. Результаты исследования слоев, классифицированных по значениям мультифрактальных параметров, позволили понять причины расхождения теории и эксперимента, вызванные нелинейными свойствами наноматериала и многообразием форм его существования, установить взаимосвязь электрических свойств слоев GaN с характером организации наноматериала и прояснить сложную картину взаимосвязи транспортных свойств с характером организации наноматериала при легировании слоев кремнием.

Глава 4. В главе дан краткий обзор развития индустрии светоизлучающих структур на основе InGaN/GaN. Проанализированы проблемы, препятствующие дальнейшему развитию этого направления. На сегодняшний день общепринятых моделей, объясняющих высокую квантовую эффективность СД на этих материалах, не выработано [16]. Существующие модели, как правило, удовлетворительно объясняют вид спектров электролюминесценции, причины улучшения параметров конкретного исследуемого СД, но не дают ясных рекомендаций по увеличению квантовой

эффективности и мощности излучения СД. Кроме того, уже более 10 лет обсуждается проблема падения внешней квантовой эффективности (ВКЭ), начиная с очень малых плотностей тока 10 A/cm^2 , препятствующая решению практически важных задач создания твердотельного энергосберегающего освещения. Представляется, что противоречия и трудности в понимании физических механизмов и в развитии теоретических представлений, во многом вызваны, как уже упоминалось, многообразием форм организации наноматериала светоизлучающих структур. В этой главе приведены экспериментальные результаты исследования светоизлучающих структур, классифицированных по уровню самоорганизации и степени упорядоченности наноматериала, а также светодиодов (СД), собранных из этих пластин. Светоизлучающие структуры выращены методом эпитаксии из металлорганических соединений на сапфире (0001), активная область InGaN/GaN состоит из 5 ям и барьеров, с традиционным соотношением толщин ям и барьеров (3/(7-10) нм). Толщина p^+ области - 100 нм, а p^+ области - 3-4 мкм [A15, A29]. На основе полученных экспериментальных данных [A15, A37, A43] и результатов сравнительного анализа этих данных с данными других исследователей [17], показано, что общим свойством для СД на основе InGaN/GaN является нестандартный вид вольтамперной характеристики (ВАХ) (рис. 8), свидетельствующий о сложном механизме

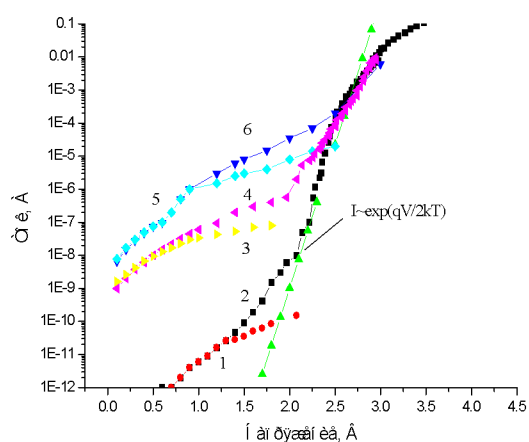


Рис.8. ВАХ (прямые ветви- 2,4,6; обратные ветви 1,3,5) СД с разной степенью упорядоченности наноматериала: 1,2- 0.330; 3,4 – 0.345 ; 5,6 – 0.355.(прямые и обратные ветви приведены в одном квадранте, напряжение смещения - по абсолютной величине,)

транспорта носителей заряда. Причем, вид ВАХ не зависит от числа ям, ширины барьеров, высоты блокирующего электроны барьера AlGaIn между p^+ областью и активной областью. В отличие от ВАХ p - n перехода на традиционных материалах, в СД на основе InGaN/GaN (в том числе и на исследованных СД), детектирующие свойства p - n перехода проявляются при смещениях больше 1- 2В, токи имеют слабую температурную зависимость и определяются туннельной безызлучательной рекомбинацией и в рамках теории Моргана [18], аппроксимируются зависимостью $I = I_s [\exp(qV/ E) - 1]$, где I_s – предэкспоненциальный множитель, также имеющий слабую зависимость от температуры. Энергетический параметр E , связанный с высотой потенциального барьера для туннелирования, имеет несколько значений на разных участках ВАХ и слабую температурную зависимость. В области прямых смещений 2-2.5В для большей части исследованных СД

зависимость тока от напряжения аппроксимируется зависимостью $I \sim \exp(qV/2kT)$, описывающей в теории Шокли – Нойса-Саа рекомбинационный ток в области объемного заряда р-п перехода, смещенного в прямом направлении. Однако, температурная зависимость тока на порядок более слабая [А41] и не соответствует зависимости $n_i(T)$. Показано, что ВАХ гомо р-п переходов в GaN имеет аналогичный вид [А15]. ВАХ СД, изготовленных из светоизлучающих структур с разной организацией наноматериала (рис. 8), отличаются между собой величиной токов туннельной безызлучательной рекомбинации (БР) в пределах пяти порядков. При этом в области прямых смещений больше 2.5 В прямые ветви практически не различимы. Такая же связь величины токов туннельной БР с разной степенью упорядоченности наноматериала наблюдается и на гомо р-п переходах. Общим свойством для всех СД является то, что СПД пронизывает как гомо р-п переход, так и активную область светоизлучающих структур (Рис. 9), и отдельные дислокации, а также их скопления могут играть роль неомических шунтов, изменяющих свои свойства по мере протекания тока

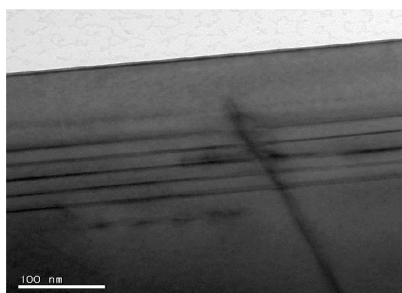


Рис.10 Активная область светоизлучающей структуры, пронизанная протяженным дефектом (ПЭМ изображение)

[41]. Приведены экспериментальные данные, полученные методом тока, наведенного электронным лучом [А31,А37,А40], подтверждающие существование проводящих каналов, связанных с дислокациями. Предложена качественная модель безызлучательной рекомбинации в системе протяженных дефектов, опирающаяся на модель дислокаций Альбрехта, прогнозирующую высокую плотность состояний по краям зон. Рассмотрена динамика этой системы, связанная с заполнением плотности состояний неравновесными носителями и обратимым переходом центров прилипания в центры безызлучательной рекомбинации. В следующем разделе этой главы выяснялся вклад этого канала безызлучательной рекомбинации в потери излучательной рекомбинации. Показано, что по мере роста параметров D и Δ_p растет не только уровень тока утечки, но и изменяется характер зависимости внешней квантовой эффективности (ВКЭ) от тока накачки (Рис.11, кривые 1,2,3). По мере ухудшения организации наноматериала, уменьшается величина ВКЭ в максимуме, и наблюдается сдвиг максимума в сторону больших плотностей тока накачки, т.е. канал безызлучательной рекомбинации, связанный с системой протяженных дефектов приводит к перераспределению поля в активной области СД. Взаимосвязь значений ВКЭ в максимуме при плотности 10 A/cm^2 со значениями МП носит пороговый характер (Рис.12) .

Область сильной зависимости ВКЭ от характера организации наноматериала начинается для СД с ($\Delta_p > 0.345$). Для СД с ($\Delta_p < 0.340$),

величина ВКЭ практически не зависит от значений МП. Для остальных МП (Δ_c, D) также наблюдаются пороговые зависимости (приведены в диссертационной работе).

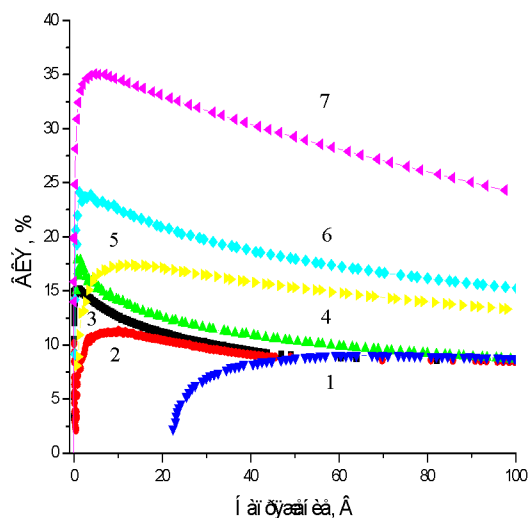


Рис. 11. Зависимость ВКЭ от плотности тока для СД с разной организацией наноматериала: 1- ($\Delta_p = 0.360, D = 1.9$); 2- ($\Delta = 0.345, D = 1.7$); 3- ($\Delta = 0.320, D = 1.51$). СД с ($\Delta_p < 0.340, D < 1.60$); и разным уровнем легирования: 4- 10^{19} см^{-3} ; 5- $4 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$; 6- $2 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$; 7- 10^{18} см^{-3} (измерения ВКЭ проводились на

СД без линз - кривые 1- 6 и 7 с линзами)

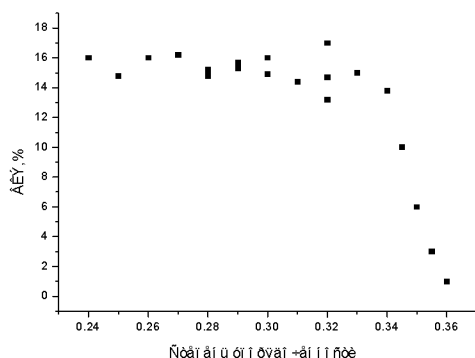


Рис. 12 Взаимосвязь значений ВКЭ с Δ_p (степень упорядоченности на локальном уровне) при плотности тока накачки 10 А/см^2

Из наблюдаемой взаимосвязи следует несколько важных выводов: противоречивость данных разных авторов по влиянию дислокаций на ВКЭ обусловлена тем, что эти данные относятся к разным формам организации наноматериала; для получения значений ВКЭ выше 10% без линз при плотностях тока 10 А/см^2 необходимо обеспечить получение материала с $\Delta_p < 0.340$ и $D < 1.60$. Отмечено, что в области плотностей тока больше 50 А/см^2 влияние характера организации на значение ВКЭ незначительное и не носит пороговый характер. Этот факт, а также отсутствие максимума на зависимостях ВКЭ от плотности тока на СД с плохо организованным наноматериалом ($\Delta_p = 0.360, D = 1.90$) (Рис.11), и незначительная разница в величине ВКЭ при плотностях тока 100 А/см^2 на СД с разной организацией наноматериала, но с одинаковым уровнем легирования $(8-10) \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ p^+ -области и прилегающих к ней (2-3) ям (Рис.11, кривые 1-3) позволили предположить, что в процессе излучательной рекомбинации участвуют локализованные и делокализованные носители, и с ростом плотности тока изменяется их соотношение. Зависимости спектров электролюминесценции СД при плотности тока 5 А/см^2 и 100 А/см^2 в

диапазоне температур 50-200К подтвердили это предположение. Зависимость положения спектрального максимума от температуры для СД при 100А/см^2 (Рис.13, кривая 2), подобна зависимости ширины запрещенной зоны по Варшни (кривая 1),

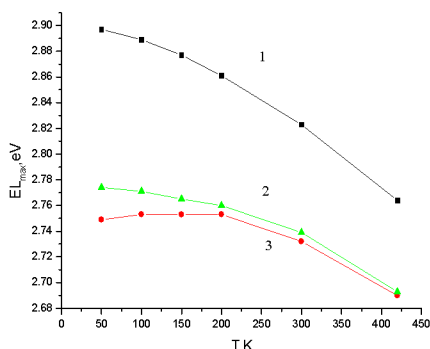


Рис.13. Изменение положения максимума длины волны излучения СД с температурой:
1- $E_g(T)$ по Варшни; 2 -СД при 100А/см^2 ;
3-СД при 5А/см^2

а для СД при 5 А/см^2 наблюдается типичное для нитридов так называемое S-образное поведение (кривая 3), которое обычно трактуют как проявление локализации носителей на флуктуациях состава твердого раствора [19]. Начиная с температуры 200К, (Рис.18), кривые 2 и 3 практически совпадают, а на зависимости ВКЭ от плотности тока с ростом температуры уменьшаются значения ВКЭ в максимуме, что свидетельствует о сравнительно мелких флуктуациях потенциала, а также о том, что при 300К только часть носителей оказывается локализованной. Проанализирована возможность локализации носителей в неглубоких, но протяженных флуктуациях потенциала в трехмерном пространстве с размерами 10-500 нанометров. Многочисленные работы по исследованию латеральных неоднородностей излучательной рекомбинации с относительно небольшими изменениями длин волн в пределах от 1 до 10 нанометров в СД на основе InGaN выявляют как раз такие размеры флуктуаций [20]. Возможность локализация носителей в флуктуациях потенциала такого масштаба была показана в работах Шкловского [21], а также в экспериментальных работах по исследованию СД, полученных на компенсированном GaAs [22]. Грубые оценки глубины флуктуаций в рамках модели Шкловского дают значения 80-100 мэВ. Оценка доли локализованных носителей при 300К методом токов, наведенных электронным зондом, дает - 30% [A37]. Сделан вывод о том, что вид зависимости квантовой эффективности от плотности тока (Рис.11) определяется соотношением излучательной рекомбинации локализованных и делокализованных носителей. По мере увеличения параметров Δ_p и D и плотности тока вклад локализованных носителей уменьшается и при плотностях тока больше 50 А/см^2 для большинства СД вклад делокализованных носителей преобладает. Величина ВКЭ при плотности 100А/см^2 для СД из разных партий, но с близким уровнем организации наноматериала (значения мультифрактальных параметров находятся на плато зависимости рис.12), растет в соответствии с уменьшением уровня легирования от 10^{19} см^{-3} до 10^{18} см^{-3} ям, ближайших к p^+ области. Величина ВКЭ в максимуме зависит от числа ям, находящихся в области объемного заряда p-p перехода, и одна яма с типичной шириной 2-3

нм не обеспечивает больших значений ВКЭ. Увеличение значений ВКЭ до 40% с линзами возможно при использовании 5 ям с узкими барьерами (2-3 нм), работающими при комнатной температуре как одна широкая яма, и снижении концентрации носителей в активной области до 10^{17}см^{-3} . На коммерческих СД фирмы Cree реализован такой дизайн и уровень легирования, и получены оптимальные значения ВКЭ 35-40% при 5 А/см^2 и 24-27% при 100 А/см^2 . Общее падение ВКЭ относительно максимума в этом диапазоне составляет 30%, а в диапазоне 5-20 А/см^2 – 10% (Рис.11, кривая 7). На практике, в этом диапазоне плотностей тока, встречаются более сильные падения ВКЭ до 50%. (рис.11 кривые 3 и 4). Выяснено, что основными причинами являются: а) высокий уровень легирования до 10^{19}см^{-3} ям, ближайших к p^+ области (что приводит к формированию дополнительного барьера, снижающего эффективность p -эмиттера); б) присутствие компенсированных слоев в активной области и в p^+ -области, связанных с высокой фоновой концентрацией в ростовой системе магния или кремния. Эти причины вполне устранимы. Обнаружено, что при плотностях тока больше 50 А/см^2 характер падения ВКЭ единообразный для всех исследованных СД, в том числе коммерческих, и аппроксимируется зависимостью $I^{-0.2}$. Выяснено, что общей причиной падения ВКЭ, ранее не рассматривавшейся в многочисленных работах, является усиление процессов безызлучательной рекомбинации в системе протяженных дефектов начиная с концентраций неравновесных носителей $(1-4) \cdot 10^{18} \text{см}^{-3}$, что согласно оценкам работы [23], соответствует плотностям тока $5-10 \text{ А/см}^2$. Зависимость плотности низкочастотного шума (S) СД от тока (I) (Рис.14) демонстрирует появление, начиная с этих плотностей тока, участка $S \sim I^3$ [A43], что, как известно [24, 25], указывает на генерацию новых центров. Появление такой зависимости, в исследованных СД, связано с обратимым переходом центров прилипания в системе протяженных дефектов в центры безызлучательной рекомбинации. Причем, гистерезиса ВАХ и значений ВКЭ не наблюдается, после

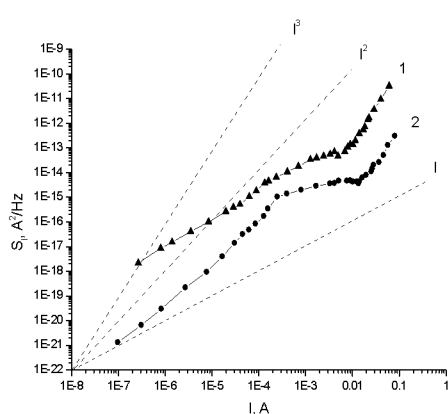


Рис.14. Зависимость плотности низкочастотного шума (S) СД от тока (I)

возвращения к малым плотностям тока, но только для СД с хорошо организованным наноматериалом ($\Delta_p < 0.345$). Для СД с ($\Delta_p > 0.350$) наблюдается рост значений тока

туннельной безызлучательной рекомбинации и падение ВКЭ, т.е. развивается деградиационный процесс [A33]. На СД с разным характером организации наноматериала были выяснены основные закономерности деградиационного процесса [A39], такие как: значительный, на порядки, рост прямого и обратного тока туннельной БР; катастрофическое ухудшение выпрямляющих свойств p - n перехода, сильная зависимость скорости деградиационного

процесса от величины рабочего тока, размытие профиля распределения носителей заряда в MQW InGaN/GaN ; локальный характер деградиационного процесса, протекающего, в основном, в системе протяженных дефектов. Этот процесс вызван понижением энергии миграции неравновесных галлия и индия в результате туннельной безызлучательной рекомбинации в системе протяженных дефектов при длительном протекании тока и сопровождается диффузией, а также выделением этих металлов на поверхность. Проведенные исследования позволяют прогнозировать потенциальный срок службы для СД ($\Delta_p > 0.350$) меньше 100 часов, для СД ($\Delta_p = 0.345-0.350$) меньше 10000 часов и для СД ($\Delta_p < 0.340$) больше 10000 часов, при условии устранения причин, приводящих к деградации, связанных с конструктивными особенностями чипа СД, а также с несовершенством операций разделения на чипы и сборки. В конце главы сделаны выводы о том, что нелинейные свойства светоизлучающих структур на основе MQW InGaN/GaN проявляются в сложной динамике вольтамперных характеристик СД и зависимости ВКЭ от плотности тока, в локальном характере деградации, и вызваны участием канала безызлучательной рекомбинации, связанного с системой протяженных дефектов, пронизывающей активную область СД. Свойства этого канала определяются характером организации наноматериала. Количественная классификация различных форм организации наноматериала светоизлучающих структур по уровню самоорганизации и степени упорядоченности позволили установить взаимосвязь параметров СД с особенностями организации наноматериала. Выявлены причины противоречивости данных разных авторов, полученных на структурах с разными формами организации наноматериала, а также вклад локализованных и делокализованных носителей в рекомбинационные процессы. Выявлены причины падения ВКЭ в диапазоне плотностей тока 1-20 А/см² и возможность их устранения. Выявлена общая для исследованных СД, в том числе для коммерческих СД зарубежных фирм, причина падения ВКЭ, связанная с генерацией новых центров безызлучательной рекомбинации в системе протяженных дефектов при плотностях тока больше (5-10) А/см². Определены критерии качества наноматериала, необходимые для увеличения внешней квантовой эффективности и срока службы.

Глава 5. посвящена изучению механизмов релаксации напряжений в многослойных гетероструктурах AlGaAs/GaAs, InGaAs/GaAs с квантовыми точками (КТ) InAs и AlGaAs/ InGaAs/GaAs с псевдоморфным каналом, а также выяснению их вклада в особенности организации наноматериала и структурные, электрические и оптические свойства.

Выяснено, что в многослойных гетероструктурах (МГС) в процессе релаксации напряжений участвуют не только два хорошо известных механизма (упругого изменения постоянной решетки и генерации дислокаций несоответствия), но и механизм релаксации напряжений путем образования гофрированной поверхности. Этот механизм в материаловедении

полупроводников стал рассматриваться сравнительно недавно [5]. На рис.1 представлен вид гофрированной поверхности в атомно-силовом микроскопе (АСМ) буферного слоя $\text{Al}_{0.85}\text{Ga}_{0.15}\text{As}$, выращенного на подложке GaAs (гофр присутствует на всей поверхности пластины). В случае регулярного гофра можно оценить величину напряжений, вызвавших его образование [26]:

$\sigma = 2Gh^2 / L_d L_0$, где G - модуль сдвига, h - высота рельефа, L_d - ширина гребня, L_0 - расстояние между гребнями. Оценки, сделанные из профилей шероховатости поверхности, полученных АСМ дают величину для разных структур от 0.01 до 0.1 ГПа, что в несколько раз меньше сил, приводящих к генерации дислокаций. Показано, что рельеф, образованный на поверхности буферного слоя, может изменяться в процессе роста многослойной структуры и терять свою регулярность на ее поверхности, и эти изменения могут быть охарактеризованы количественно мультифрактальными параметрами. Причем эволюция рельефа сопровождается изменением размеров квантовых точек InAs, сформированных в матрице $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ и спектров фотолюминесценции (Рис.15) [A32]. Многослойные гетероструктуры (МГС), спектры которых представлены на (Рис.15), выращены на буферном слое $\text{Al}_{0.85}\text{Ga}_{0.15}\text{As}$. Режим роста квантовых точек, слоя матрицы $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$, а также верхнего слоя GaAs одинаковый для всех структур. В МГС (Рис.15, а) - температура роста буферного слоя выше, чем у двух других МГС и введен тонкий слой GaAs между буферным слоем и матрицей с КТ, а в МГС с) введен только тонкий слой GaAs между буферным слоем и матрицей с КТ). Повышение температуры буфера или введение тонкого слоя GaAs приводит к изменению рельефа и организации наноматериала. Исследования МГС методами просвечивающей электронной микроскопии показали, что исчезновение регулярного гофра на поверхности МГС сопровождается расплыванием квантовых точек (КТ), по сравнению с МГС с упорядоченным рельефом. Увеличение содержания In в матрице приводит к эволюции гофра, и смещению максимума в спектрах фотолюминесценции с 1200 до 1600 нм. Контроль процесса образования и эволюции гофра на поверхности МГС позволил установить, что длинноволновый сдвиг фотолюминесценции в большей мере определяется кооперативными явлениями в активной области КТ-матрица, чем размерами и плотностью первоначально введенных квантовых точек InAs. Выяснено, что кооперативные явления в активной области протекают по разным механизмам при введении тонких слоев между

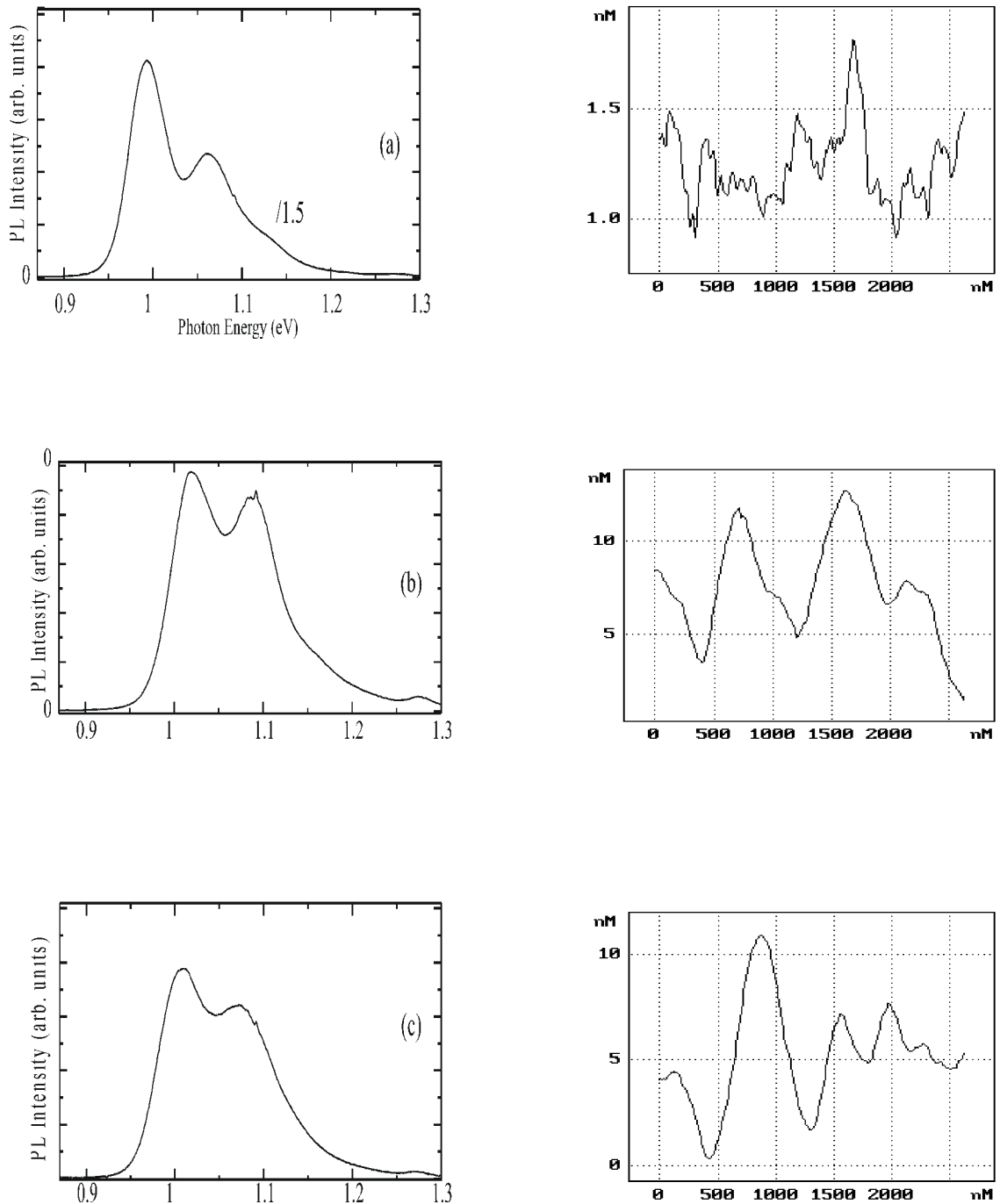


Рис.15. Эволюция спектра фотолуминесценции и рельефа напряжений на поверхности многослойных гетероструктур с квантовыми точками при изменении режима роста буферного слоя и введении промежуточного слоя GaAs: а) – температура роста буферного слоя выше, чем у двух других МГС(б и с) и введен тонкий слой GaAs между буферным слоем и матрицей с КТ; б) стандартная температура роста буферного слоя, без дополнительного слоя GaAs; с) стандартная температура роста буферного слоя, введен тонкий слой GaAs между буферным слоем и матрицей с КТ

буферным слоем и матрицей $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ с квантовыми точками InAs . Для твердого раствора $\text{In}_{0.4}\text{Al}_{0.6}\text{As}$, кооперативные явления протекают преимущественно по механизму Френкеля, приводящему к коалесценции вакансий и образованию пор, ориентированных вдоль гофра. При введении твердого раствора $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}$, кооперативные явления в активной области развиваются преимущественно по механизму Киркендалла, приводящего к переносу In , образовавшегося в результате частичного распада неравновесного твердого раствора, к точкам InAs и увеличению их размеров, что хорошо выявляется методами просвечивающей электронной микроскопии. Последний механизм приводит к увеличению степени разупорядоченности наноматериала МГС, проявляющемуся в увеличении значений Δ_p от 0.235 до 0.385 и к более сильному падению (до двух порядков) интенсивности фотолюминесценции, чем в случае образования ориентированных макропор и дефектов упаковки. Контроль мультифрактальных параметров многослойных гетероструктур, выращенных на буферных слоях разного состава и при различных режимах, а также при изменении режима формирования квантовых точек, позволяет количественно определить изменения организации наноматериала. При этом по величине уровня самоорганизации и степени упорядоченности можно прогнозировать более благоприятный выбор режимов роста буферного слоя и формирования квантовых точек, а также дизайна многослойной гетероструктуры [A38].

Обнаружена прямая корреляция значений подвижности носителей с уровнем самоорганизации наноматериала в многослойных гетероструктурах (МГС) $\text{AlGaAs}/\text{GaAs}$ с модулировано легированным псевдоморфным каналом. Следует отметить, что такие гетероструктуры являются основой мощных транзисторов. Максимальные значения подвижности при 300К - $6977\text{cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$ наблюдаются на МГС с лучшим уровнем самоорганизации наноматериала в исследованной серии образцов с минимальным значением параметра $D= 1.12$ [A42]. В конце главы сделан вывод о том, что механизм релаксации напряжений путем образования гофра на поверхности играет важную роль в формировании характера организации наноматериала МГС и его эволюция сопровождается изменениями в системе матрица-квантовые точки и, как следствие, изменениями оптических свойств МГС. Контроль мультифрактальных параметров - возможность контроля воспроизводимости технологии от процесса к процессу и в разных областях одной пластины до проведения всего трудоемкого пост ростового комплекса работ по получению

мощных транзисторов с двумерным каналом.

В **Заключении** подведены итоги работы и приведен перечень основных результатов:

1. Развита представления о полупроводниковых самоорганизованных наноматериалах как о нелинейных системах с фрактальной размерностью.
2. Адаптированы методы мультифрактального анализа для количественной характеристики полупроводниковых слоев и гетероструктур, полученных в режимах самоорганизации, такими параметрами как уровень самоорганизации (D) и степень упорядоченности наноматериала в целом (Δ_c) и на локальном уровне (Δ_p)
3. Показано, что мультифрактальные параметры позволяют количественно охарактеризовать различные формы организации наноматериала, и отличить эти формы, даже в том случае, когда с точки зрения традиционных методов структурные свойства слоев практически неразличимы. Получена прямая связь между значениями подвижностей носителей заряда в слоях GaN, в многослойных гетероструктурах (МГС) с двумерным каналом и мультифрактальными параметрами. Таким образом, сравнительный анализ значений МП в серии исследуемых образцов позволяет прогнозировать физические свойства наноматериала.
4. Выявлена связь транспортных свойств и диффузионной длины носителей заряда в слоях GaN не только и даже не столько с плотностью дислокаций, сколько с характером их распределения и соотношением дилатационных и дислокационных границ. Показано, что в слоях GaN, с преобладающими дилатационными границами, с лучшими значениями мультифрактальных параметров ($\Delta_p=0.320, D=1.51$) диффузионная длина в 3 раза больше (0.3 мкм), чем в слоях со значениями этих параметров ($\Delta_p > 0.330, D > 1.55$) и с преобладающими дислокационными границами. Кроме того, температурные зависимости подвижности и проводимости ясно демонстрируют переход от классических колоколообразных зависимостей проводимости (σ) и подвижности $\mu \sim T^{-3/2}$ к типичным для низкоразмерных материалов зависимостям $\sigma \sim \exp(-1/T)$ по мере увеличения значений D и Δ_p . Таким образом, изменение значений МП наноматериала отражает изменения фундаментальных свойств слоев GaN.
5. Легирование кремнием слоев GaN в диапазоне концентраций $(0.1-5) \times 10^{19} \text{ см}^{-3}$ увеличивает значения μ в несколько раз по сравнению с нелегированными слоями, благодаря подавлению хаотично распределенных флуктуаций зарядов в слоях с плохо организованным наноматериалом ($\Delta_p > 0.330, D > 1.550$). Однако, максимальные значения $\mu \sim 600 \text{ см}^2 \text{ В}^{-1} \text{ с}^{-1}$ при 300К и классические колоколообразные зависимости $\mu \sim T^{-3/2}$ достигнуты только на слабо легированных кремнием слоях с хорошо организованным наноматериалом ($\Delta_p=0.320, D=1.51$). На барьерах Шоттки, сформированных

на этих слоях с хорошо организованным наноматериалом, получены значения постоянной Ричардсона, близкие к теоретическим.

6. На основе слоев GaN со степенью упорядоченности наноматериала $\Delta_p < 0.330$ получены первые отечественные солнечно-слепые фотоприемники для коротковолновой области спектра с чувствительностью 0.15 А/Вт и использованы в системах очистки воды.

7. Показано, что токи туннельной безызлучательной рекомбинации гомо р-п переходов в слоях GaN и светоизлучающих структур на основе InGaN/GaN имеют общую природу и, в первую очередь, обусловлены существованием системы протяженных дефектов (включающей дислокации, дефекты упаковки, дислокационные и дилатационные границы), пронизывающей трехмерной сеткой области объемного заряда. При этом плотность этих токов увеличивается на порядки с ростом значений Δ_p и D , т.е. с ухудшением организации наноматериала. Таким образом, система протяженных дефектов является основным каналом безызлучательной рекомбинации и ее свойства определяются характером организации наноматериала.

8. Предложена качественная модель поведения системы протяженных дефектов в светоизлучающих структурах на основе InGaN/GaN, объясняющая вклад этого канала безызлучательной рекомбинации в потери при разных плотностях тока. На ее основе рассмотрены особенности излучательной рекомбинации с учетом локализации носителей в неглубоких, но протяженных флуктуациях потенциала в трехмерном пространстве с характерными размерами 10-500 нанометров, вызванных флуктуациями состава твердого раствора InGaN.

9. Взаимосвязь значений внешней квантовой эффективности (ВКЭ) в максимуме при плотности 10 А/см^2 со значениями мультифрактальных параметров носит пороговый характер и объясняет причины противоречивости данных разных исследователей, обусловленных тем, что результаты относятся к разным формам организации наноматериала. Показано, что для получения ВКЭ выше 10% при плотностях тока меньше 10 А/см^2 необходимым условием является получение наноматериала с $\Delta_p < 0.340$, $D < 1.60$. Увеличение ВКЭ до 40% требует изменения традиционного дизайна активной области (уменьшение толщины барьеров до 2-3 нм) и оптимизации уровня легирования.

10. Характер зависимости ВКЭ СД от плотности тока определяется соотношением излучательной рекомбинации локализованных и делокализованных носителей. При этом по мере увеличения D и Δ_p , а также плотности инжекционного тока возрастает вклад делокализованных носителей. Предложены меры, позволяющие увеличить эффективность излучательной рекомбинации как локализованных, так и делокализованных носителей.

11. Установлено, что общей причиной падения ВКЭ для всех исследованных СД, в том числе и лучших коммерческих фирмы Cree, является обратимый переход центров прилипания в центры безызлучательной рекомбинации в

системе протяженных дефектов при плотностях инжекционного тока 5-10 А/см².

12. Предложена качественная модель деградиационного процесса на основе экспериментально выявленных закономерностей при исследовании СД, классифицированных по МП. Этот процесс носит локальный характер и развивается преимущественно в системе протяженных дефект в результате туннельной безызлучательной рекомбинации и сопровождается диффузией неравновесных атомов индия и галлия, а также выделением этих металлов на поверхность. Результаты проведенных исследований позволяют прогнозировать потенциальный срок службы на основе данных по организации наноматериала СД, при этом СД с $\Delta_p > 0.350$ являются потенциально ненадежными.

13. Выяснено, что в многослойных гетероструктурах (МГС), в процесс релаксации напряжений, кроме двух хорошо известных механизмов (упругого изменения постоянной решетки и генерации дислокаций несоответствия), вносит существенный вклад механизм релаксации напряжений путем образования гофрированной поверхности. Величина напряжений (0.01-0.1 ГПа), вызывающих этот процесс, меньше, чем для двух других механизмов. Контроль процесса образования и эволюции гофра на поверхности МГС позволил установить, что длинноволновый сдвиг фотолюминесценции в большей мере определяется кооперативными явлениями в активной области квантовые точки-матрица, чем размерами и плотностью первоначально введенных квантовых точек InAs. Увеличение содержания In в матрице приводит к эволюции гофра и смещению максимума в спектрах фотолюминесценции с 1200 до 1600 нм.

14. Установлено, что значения мультифрактальных параметров отслеживают изменения в организации наноматериала, вызванные использованием разных буферных слоев, промежуточных слоев между буферными слоями и матрицей, а также режимов формирования квантовых точек и позволяют прогнозировать более благоприятный выбор дизайна многослойной гетероструктуры и режимов ее роста.

Заключение

Развит новый подход к анализу полупроводниковых слоев, гетероструктур и приборных структур, выращенных в режимах самоорганизации, в рамках концепции наноматериала как нелинейной системы. Показана перспективность привлечения мультифрактальных представлений для поиска взаимосвязей характера организации наноматериала и свойств полупроводниковых материалов как принципиально новой методологии, дополняющей традиционные методы исследования.

Классификация наноматериала полупроводниковых слоев и наноструктур по степени упорядоченности и уровню самоорганизации позволила выяснить взаимосвязь форм организации наноматериала с электрическими и оптическими свойствами слоев и приборных структур, выработать новые критерии качества наноматериалов, выявить основные закономерности,

определяющие в таких материалах со сложной внутренней структурой, транспорт носителей, излучательную и безызлучательную рекомбинацию, деградиационные процессы. Выявленные закономерности могут быть использованы для дальнейшего развития технологии и физики наноматериалов. Представляется, что дальнейшее развитие таких методов диагностики и развитие использованных представлений – ключ к совершенствованию современных технологий получения наноматериалов, так как открывает возможность контролируемого управления организацией наноматериала, используя переходы устойчивость-неустойчивость-устойчивость.

Публикации по теме диссертации:

[A1] Usikov A.S., Ratnikov V.V., Kyutt R.N., Lundin W.V., Pushnyi B.V., Shmidt N.M., Scheglov M.P., "Macro- and microstrains in the MOCVD-grown GaN" MRS Internet Journal of Nitride Semiconductor Research, **3**, 42 (1998).

[A2] Emtsev V.V., Kryzhanovskiy V.N., Kyutt R.N., Lundin W.V., Poloskin D., Ratnikov V.V., Shmidt N.M., Titkov A.N., Usikov A.S., Girard P., "Mosaic structure and Si doping related peculiarities of charge carriers transport in III-V nitrides" Phys. Stat. Sol. (b), **216**, 581-586 (1999).

[A3] Polyakov A.Y., Smirnov N.B., Govorkov A.V., Usikov A.S., Shmidt N.M., Pushnyi B.V., Tsvetkov D.V., Stepanov S.I., Dmitriev V.A., Mil'vidskii M.G., "Deep centers and persistent photoconductivity studies in variously grown GaN films" MRS Internet Journal of Nitride Semiconductor Research, **5S1** (1998).

[A4] Polyakov A.Y., Usikov A.S., Theys B., Govorkov A.V., Shmidt N.M., Lundin W.V., "Effects of proton implantation on electrical and recombination properties of *n*-GaN" Solid-State Electronics, **44**, 1971-1983 (2000).

[A5] Shmidt N.M., Lundin W.V., Sakharov A.V., Usikov A.S., Zavarin E.E., Govorkov A.V., Polyakov A.Ya., Smirnov N.B., "Ultra-violet photodetectors based on GaN and $Al_xGa_{1-x}N$ epitaxial layers" Proceedings of SPIE, **4340**, 92-96 (2000).

[A6] Shmidt N.M., Emtsev V.V., Kolmakov A.G., Kryzhanovskiy A.G., Lundin W.V., Poloskin D.S., Ratnikov V.V., Titkov A.N., Zavarin E.E., "Correlation of mosaic structure peculiarities with electric characteristics and surface multifractal parameters for GaN epitaxial layers" Nanotechnology, **12**, 471-474 (2001).

[A7] Busov V.M., Emtsev V.V., Kyutt R.N., Lundin V.V., Poloskin D.S., Ratnikov V.V., Sakharov A.V., Shmidt N.M., "Silicon impurity-related effects on structural defects in III-V nitrides" Solid State Phenomena, **69-70**, 525-530 (1999).

[A8] Emtsev V.V., Davydov Yu., Kozlovskii V.V., Poloskin D.S., Smirnov N.B., Shmidt N.M., Usikov A.S., "Behavior of electrically active point defects in irradiated MOCVD *n*-GaN" Physica B, **273-274**, 101-104 (1999).

[A9] Shmidt N.M., Kolmakov A.G., Kryzhanovskiy A.S., Ratnikov V.V., Titkov A.N., "Multifractal analysis of GaN epilayer surface structure" Inst. Phys. Conf. **169**, 303-306 (2001).

- [A10] Shmidt N.M., Kolmakov A.G., Dunaevsky M.S., Emtsev V.V., Kryzhanovsky A.S., Lundin W.V., Poloskin D.S., Ratnikov V.V., Titkov A.N., Usikov A.S., Zavarin E.E., "Variations in the degree of order index of GaN epilayer mosaic structure after Si doping" *Inst. Phys. Conf.* **169**, 341-344 (2001).
- [A11] Kolmakov A.G., Emtsev V.V., Lundin W.V., Ratnikov V.V., Shmidt N.M., Titkov A.N., Usikov A.S., "A new approach to analysis of mosaic structure peculiarities of gallium nitride epilayers" *Physica B: Physics of Condensed Matter*, **308-310**, 1141-1144 (2002).
- [A12] Shmidt N.M., Aliev G., Besyul'kin A.N., Davies J., Dunaevsky M.S., Kolmakov A.G., Loskutov A.V., Lundin W.V., Sakharov A.V., Usikov A.S., Wolverson D., E.E. Zavarin E.E., "Mosaic structure and optical properties of III-nitrides", *physica status solidi(c)***0**, 558-562 (2002).
- [A13] Shmidt N.M., Besyul'kin A.N., Kolmakov A.G., Lundin W.V., Usikov A.S., Yakimov E.B., Zavarin E.E., "EBIC characterization of III nitride structures using multifractal parameterization", *physica status solidi (c)***0**, 457-460 (2002).
- [A14] Андрианов А.В., Некрасов В.Ю., Заварин Е.Е., Шмидт Н.М., Низкотемпературная время- разрешенная фотолуминесценция в квантовых ямах InGaN/GaN ФТП, **36**, 679-684 (2002).
- [A15] Besyul'kin A.N., Dunaevsky M.S., Kolmakov A.G., Shmidt N.M., Mosaicity and electrical and optical properties of group III nitrides *Journal of Physics: Condensed Matter*,**14**, 13025-13030(2002).
- [A16] Soltanovich O.A., Usikov A.S., Yakimov E.B., Shmidt N.M., High-resolution electron-beam- induced-current study of the defect structure in GaN epilayers *Journal of Physics: Condensed Matter*, **14**, 13285-13290(2002).
- [A17] Besyul'kin A.N., Dunaevsky M.S., Kolmakov A.G., Shmidt N.M., Yakimov E.B., EBIC characterization of III-nitride structures using multifractal parameterization *physica status solidi (c)*, **0**, 457-460(2002).
- [A18] Aliev G., Wolverson D., Usikov A.S., Lundin W.V., Shmidt N.M., Mosaic structure and optical properties of III-nitrides, **0**, 558-562(2002).
- [A19] Girard P., Cadet Ph., Ramonda M., Shmidt N.M., Usikov A.S., Lundin W.V., Dunaevskii M.S., Titkov A.N., Atomic and electrostatic force microscopy observations on gallium nitride, *Phys. Stat. Sol. (a)* **195**, 508-515 (2003).
- [A20] Polyakov A.Y., Smirnov N.B., Shmidt N.M., Govorkov A.V., Pearton S.J., New type of defects related to nonuniform distribution of compensating centers in p-GaN films, *Electronics* **47**, 10(2003).
- [A21] Бенеманская Г.В., Бесюлькин А.И., Шмидт Н.М., Термостабильность эпитаксиальных слоев GaN с разной степенью упорядоченности мозаичной структуры, *ФТТ* **45**, 980-983 (2003).
- [A22] Kolmakov A.G., Loskutov A.V., Polyakov A.Y., Smirnov N.B., Shmidt N.M., Govorkov A.V., Pearton S.J., Osinsky A.V., Effect of mosaic structure on mobilities in p-GaN films and superlattices, *Solid-State Electronics* **47**, 1003-1008 (2003).
- [A23] Ankudinov A.V., Besyulkin A.I., Kolmakov A.G., Lundin W.V., Ratnikov V.V., A.A. Sitnikova, Titkov A.N., A.S. Usikov, E.B. Yakimov, E.E. Zavarin, Zolotareva R.V., Shmidt N.M., Peculiarities of extended defect system in III-nitrides with different degrees of order of mosaic structure, *Physica B* **340-342**, 462-465 (2003).

- [A24] Soltanovich O.A., Yakimov E.B., Usikov A.S., Lundin W.V., Shmidt N.M., Correlation of diffusion length and trap concentration with dislocation density in MOCVD-grown GaN, *Physica B* **340-342**, 479-483(2003).
- [A25] Shmidt N.M., Aliev G.F., Wolferson D., Yakimov E.B., Zavarin E.E., Photoluminescence mapping of GaN epilayers with different degrees of order of mosaic structure, *Institute of Physics Conf. Series* **180** , 333-336(2003).
- [A26] Dunaevsky M.S., Soltanovich O.A., Zolotareva R.V., E.B.Yakimov E.B., Shmidt N.M., SEM investigations of individual extended defects in GaN epilayers, *Physics Conf. Series* .**180** , 597-600(2003).
- [A27] Лундин В.В., Заварин Е.Е., Бесюлькин А.И., Гладышев А.Г., Сахаров А.В., Кокорев М.Ф., Леденцов Н.Н., Алфёров Ж.И., Каканакоев Р., Шмидт Н.М., Гетероструктуры AlGaIn/GaN с высокой подвижностью электронов, выращенные методом газовой фазной эпитаксии из металлоорганических соединений, *ФТП* **38**, 1364-1367(2004).
- [A28] Левинштейн М.Е., Лундин В.В., Бесюлькин А.И., Копьев П.С., Romyantsev S.L., Pala N., Shur M.S., Шмидт Н.М., Низкочастотный шум в эпитаксиальных слоях нитрида галлия с разной степенью упорядоченности мозаичной структуры, *ФТП* **38**, 1036-1038 (2004).
- [A29] A.I.Besyulkin A.I., Kartashova A.P., Kolmakov A.G., Lundin W.V., Shmidt N.M., Mezdrogina M.M., Sakharov A.V., Sitnikova A.A., Zakgeim A.L., Zavarin E.E., Zolotareva R.V., N.M.Shmidt N.M., Surface control of light-emitting structures based on III-nitrides, *phys. stat. sol. (c)* **2**, 837-840 (2005).
- [A30] Бланк Т.В., Гольдберг Ю.А., Заварин Е.Е., Константинов О.В., Шмидт Н.М., Термополевой прямой ток в поверхностно-барьерных структурах на основе GaN, *ФТП* **39**, 705-709 (2005).
- [A31] Sirotkin V.V., Sitnikova A.A., Soltanovich O.A., Zolotareva R.V., Yakimov E.B., Shmidt N.M., SEM/EBIC investigations of extended defect system in GaN epilayers, *phys. stat. sol. (c)* **2**, 1797-1801(2005).
- [A32] Baranov E.E., Gladyshev A.G., Kamanin A.V., Kolmakov A.G., Kryzhanovskaya N.V., Musikhin Yu.G., Petrov V.N., Sedova I.V., Titkov A.N., Shmidt N.M., Surface of control of cooperative phenomena in nanostructured materials with quantum dots, *phys. stat. sol. (c)* **2**, 1912-1916 (2005).
- [A33] Kamanin A.V. , Kolmakov A.G. , Kopev P.S., Onushkin G.A., Sakharov A.V., Shmidt N.M., Sizov D.S., Sitnikova A.A., Zakgeim A.L. and R.V. Zolotareva R.V., Usikov A.S., Degradation of blue LEDs related to structural disorder, *Phys.stat.sol.(c)* **3**, 2129-2132 (2006).
- [A34] Greshnov A.A., Chernyakov A.A., Ber B.Y., Davydov D.VKovarskyi A.P., Shmidt N.M., Soltanovich O.A., Vergeles P.S., Yakimov E.B. and Zakgeim A.L., Comparative Study of Quantum Efficiency of Blue LED with Different Nanostructural Arrangement, *Phys.stat.sol.(c)* **3**, 2136-2139 (2006).
- [A35] Шмидт Н.М., Якимов Е.Б., Диффузионная длина неравновесных носителей заряда и ее связь со структурной организацией нитридов III-группы, *Поверхность* **101**, 61-65, (2006).
- [A36] Davydov D. V., Zakgeim D. V., Snegov F. M., Sobolev M.M., Chernyakov A. E., Usikov A. S., and Shmidt N. M., Localized States in the Active Region of

Blue LEDs Related to a System of Extended Defects, *Technical Physics Letters* **33**, 143–146 (2007).

[A37] Shmidt N.M., Vergeles H.S., Shmidt N.M., and E.B. Yakimov E.B., EBIC Characterization of Light-Emitting Structures Based on GaN, *Semiconductors* **41**, 491-494 (2007).

[A38] Васильев А.П., Гладышев А.Г., Жуков А.Е., Крыжановская Н.В., Михрин В.С., Мусихин Ю.Г., Петров В.С., Ратников В.В., Шмидт Н.М., Особенности фотолюминесценции метаморфных квантовых точек InAs, связанные с кооперативными явлениями в системе квантовые точки – матрица, *Письма в ЖТФ* **33**, 10 (2007).

[A39] Васильева Е.Л., Закгейм А.Л., Снегов Ф.М., Черняков А.Е., Шмидт Н.М., Якимов Е.Б., Некоторые закономерности деградации синих светодиодов на основе InGaN/GaN, *Светотехника*, 30-33(2007).

[A40] Shmidt N.M., Yakimov E.B., Diffusion length and effective carrier lifetime in III- nitrides, *International Journal of Nanoscience* **6**, 323 – 326 (2007).

[A41] Chernyakov A.E., Sobolev M.M., Ratnikov V.V., Shmidt N.M., Yakimov E.B., Nonradiative recombination dynamics in InGaN/GaN LED defect system *Superlattices and Microstructures* **45**, 301-307 (2009).

[A42] Baranov E. I., Ber V.Y., Chernyakov A.E., Kolmakov A.G., Maleev N.A., Shmidt N.M, Yakimov E.B., Surface Monitoring of HEMT Structures *Superlattices and Microstructures* **45**, 332-336 (2009).

[A43] Аверкиев Н.С., Левинштейн М.Е., Петров П.В., А.Е. Черняков А.Е., Шабунина Е.И., Шмидт Н.М. , Особенности рекомбинационных процессов в светоизлучающих структурах на основе InGaN/GaN при больших плотностях инжекционных токов, *Письма в ЖТФ* **35**, 97-102 (2009).

Список цитируемой литературы

[1] Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А., Синергетика и фракталы в материаловедении, с.383 (Москва, «Наука» 1994).

[2] Cherchia R., Bottcher T. and Hommel D. , *phys.stat.solidi(b)* **228**, 403 (2001).

[3] Rouviere J.L., Arlery M. and Bourret A., *Inst.Phys.Conf.Ser.* **157**, 173 (1997).

[4] F.Degave, P.Ruterana, G.Nouet, *phys.stat.sol.(c)* **0**, 546(2002).

[5] Hull R. et al. *J. Phys. Condens. Matter.*, **14**, 12829 (2002).

[6] Cockayne D.J. et al., *Inst.Phys.Conf.Ser.* **169**,77 (2001).

[7] D.Zhi et al., *Inst.Phys.Conf.Ser.* **169**, 89 (2001).

[8] Vstovsky G.V., Multifractal analysis in metallurgy, *Found.Phys.* **27**,1413 (1997).

[9] Встовский Г.В., Колмаков А.Г., И.Ж. Бунин И.Ж., Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов, с.116 (Москва, Центр «Регулярная и хаотическая динамика» 2001).

[10] Cherns D., Jiao C.G., Mokhtari H., Cai J. and Ponce F. , *Phys.stat.sol.(b)* , 234 924 (2002).

- [11] Ponce F., Srinivasan S., Bell A., Cai J., S. Tanaka S., Phys.stat.sol.(b), 240 273(2003).
- [12] Miller E.J., Yu E.T., Waltereit P., Speck J. S., Appl.Phys.Lett. **84**, 535 (2004).
- [13] Guo J.D., Feng M.S., Guo R.J., Pan F.M., Chang C.Y., Appl.Phys.Lett. **67**, 2657 (1995).
- [14] Hooge F. N., Kleinpenning T.G.M., and Vandamme L.K.J., Rep. Progr. Phys. **44**, 479 (1981).
- [15] Levinshtein M. E., Balandin A. A., Rumyantsev S. L., and Shur M. S. "Low-frequency noise in GaN-based Field Effect Transistors" in: "Noise and Fluctuations Control in Electronic Devices", Balandin A.,ed.,(American Scientific Publishers 2002).
- [16] Шуберт Ф. , Светододы, пер. с англ. под редакцией А.Э. Юновича, с.496 (Москва, «ФИЗМАТЛИТ» 2008).
- [17] Eliseev Peter G., Perlin Piotr, Furioli Julien and Osinski Marek, Journal of Electronic Materials ,26311 (1997).
- [18] Morgan T.N., Physical Review **148**, 137 (1966).
- [19] Kazlauskas K., Khan M.A., Zhang J., Shur M.S., Appl. Phys. Lett. **83**,3722 (2003).
- [20] Kaneta Akio, Marutsuki Giichi, Appl. Phys. Lett. **81**, 4353 (2002).
- [21] Шкловский Б.И., Эфрос А.Л. , ФТП **4**, 305 (1970).
- [22] Алферов Ж.И., Андреев В.М.,Гарбузов Д.З., Трукан М.К., ФТП **6**, 2015 (1972).
- [23] Shen Y.C., Muller G.O., Watanabe S., Gardner N.G., and Krames M.R. , Appl. Phys. Lett. **91**, 141101 (2007).
- [24] Bychkhin S., Pogany D., Meneghesso G., J. of Appl. Phys. **97**, 123714 (2005).
- [25] Жигальский Г. П., УФН **173**, 465 (2003).
- [26] Гегузин Я.Е. , Диффузионная зона, с.343 (Москва, «Наука» 1979).