

Алексеев Прохор Анатольевич

**Сканирующие зондовые методы  
исследования электронных и оптических свойств  
современных полупроводниковых материалов**

специальность

1.3.11 - физика полупроводников

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени  
доктора физико-математических наук

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Физико-техническом институте им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук

Официальные оппоненты:

**Голубок Александр Олегович**, доктор физико-математических наук, Институт аналитического приборостроения Российской академии наук, главный научный сотрудник, заведующий лабораторией сканирующей зондовой микроскопии.

**Свинцов Дмитрий Александрович**, доктор физико-математических наук, Московский физико-технический институт, ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией оптоэлектроники двумерных материалов.

**Терещенко Олег Евгеньевич**, доктор физико-математических наук, профессор РАН, Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, заведующий лабораторией.

**Ведущая организация:** Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования Санкт-Петербургский государственный университет

Защита состоится «    »    2026 г. в 11:00 часов на заседании диссертационного совета ФТИ 34.01.02.25 ФТИ им. А. Ф. Иоффе по адресу: 194021, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 26.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФТИ им. А. Ф. Иоффе и на сайте института [www.ioffe.ru](http://www.ioffe.ru)

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

Автореферат разослан

Ученый секретарь диссертационного совета

кандидат физико-математических наук

Котова Л. В.

## Общая характеристика работы

**Актуальность темы исследования.** Диссертация посвящена исследованию оптических и электронных свойств современных полупроводниковых материалов и наноструктур преимущественно методами сканирующей зондовой микроскопии. Среди объектов исследования - поверхность объёмных полупроводников и гетероструктур АЗВ5, нанопровода (НП) или нитевидные нанокристаллы АЗВ5, графен и дихалькогениды переходных металлов (ДПМ) с различным количеством слоёв.

Полупроводниковые НП, в частности GaAs, в 2011 году являлись интересными и перспективными объектами для исследования и практического применения вследствие их уникальных свойств: возможности роста на рассогласованных подложках, контроля фазы кристаллической решётки (вюрцитная WZ, цинковая обманка ZB), создания упорядоченных массивов, возможности создания упругих деформаций до 10% и др. [1,2].

Для использования НП в электронных приборах необходимо исследовать их электронные транспортные свойства, в частности концентрацию носителей заряда и подвижность. Для этого необходимо создание электрических контактов к отдельному НП. На момент начала исследований было возможным создание контактов к НП с помощью электронной литографии [3], малодоступной технологии, а также с помощью нанозонда к вертикальному НП при контроле позиционирования зонда в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) [4] - также малодоступном оборудовании.

С другой стороны, сканирующие зондовые микроскопы (СЗМ) являлись более доступным оборудованием, и разработка методов и подходов исследования электронных свойств одиночных НП методами СЗМ была актуальной и востребованной. Для определения количественных параметров из измеренных вольт-амперных характеристик от одиночных НП требовалась разработка аналитического подхода. Это было обусловлено наличием конкурирующих представлений в описании контактных явлений в полупроводниковых НП [5,6] и сложности использования для НП теории барьера Шоттки, применимой к объёмным полупроводникам [7].

Помимо сложности описания контактных электронных явлений в полупроводниковых нанопроводах, дополнительной проблемой является высокая плотность поверхностных электронных состояний в полупроводниках со слоем естественного оксида, образующегося в атмосферных условиях. Так, например, в GaAs НП с высоким отношением поверхность/объём поверхностные состояния в запрещённой зоне приводят к формированию области пространственного заряда, занимающей весь объём НП, и снижению концентрации носителей заряда на много порядков по сравнению с уровнем легирования НП [8,9].

Несмотря на интенсивные исследования природы поверхностных состояний в полупроводниках, универсальной общепризнанной модели, описывающей поверхностные состояния и их генезис для окисленной поверхности АЗВ5 полупроводников, не сформировалось [10–12]. Вместе с тем, развитие в последнее время методов комплексной электронной, структурной и химической диагностики на наномасштабах открыло возможность к проведению дополнительных исследований для решения этой проблемы. Выявление природы поверхностных состояний должно также способствовать усовершенствованию методов пассивации поверхности полупроводников [13–15] и снижению плотности поверхностных состояний в НП.

Появление графена [16] и других ван-дер-ваальсовых материалов в форме мономолекулярного слоя открыло уникальные возможности по исследованию различных электронных и оптических явлений при комнатной температуре и в условиях воздушной атмосферы. В частности, в монослоях дихалькогенидов переходных металлов [17] энергия связи экситона, достигающая 0.5 эВ [18], позволяет проводить соответствующие исследования при комнатных температурах. Объемные многослойные ДПМ и другие ван-дер-ваальсовы материалы обладают рекордными значениями показателя преломления света и гигантской оптической анизотропией [19]. Создание вертикальных и горизонтальных ван-дер-ваальсовых полупроводниковых гетероструктур [20] без привлечения сложного технологического эпитаксиального оборудования позволило многим исследовательским группам осуществлять самостоятельный синтез и исследование полупроводниковых гетероструктур.

Важно подчеркнуть, что в атмосферных условиях помимо образования оксида, на поверхности полупроводников также присутствует водная плёнка, влияющая на фото- и электрохимические процессы в электронных приборах и устройствах. Действительно, проблемы свойственные для АЗВ5 полупроводников, в частности особенности контактных и поверхностных электронных явлений также актуальны и для ДПМ [21].

При этом разнообразие химических составов и структур ван-дер-ваальсовых материалов продолжает увеличиваться, что требует разработки методов и подходов по исследованию и модификации их электронных и оптических свойств. Одним из решений видится применение методов СЗМ. Действительно, помимо исследования различных физических свойств полупроводниковых наноструктур, сканирующая зондовая микроскопия позволяет оказывать локальное электрическое, электрохимическое и механическое воздействие [22]. Разработка и усовершенствование методов сканирующей зондовой литографии, а также методов исследования электромеханических [23] и оптомеханических явлений [24] в НП АЗВ5 и ван-дер-

ваальсовых материалах при упругих деформациях недостижимых в объёмных материалах является важной и актуальной задачей.

Сказанное выше определяет актуальность диссертации.

**Целью работы** является разработка сканирующих зондовых методов и подходов для исследования и модификации поверхности современных полупроводниковых материалов и наноструктур, а также выявление особенностей электронных и оптических явлений, обусловленных воздушной атмосферой.

Для достижения цели были поставлены следующие конкретные **научные задачи**:

1. Выявить универсальные физические и физико-химические процессы на поверхности полупроводников АЗВ5 со слоем естественного оксида, позволяющие использовать единый подход при описании закрепления уровня Ферми.

2. Определить положение закрепления уровня Ферми на поверхности полупроводников АЗВ5 (арсениды, антимониды, фосфиды) различной ориентации со слоем естественного оксида.

3. Установить положение закрепления уровня Ферми на поверхности НП АЗВ5 (арсениды, фосфиды) в зависимости от кристаллической структуры.

4. Разработать метод стабильной химической пассивации НП GaAs.

5. Разработать экспериментальный и теоретический подход, позволяющий исследовать электронные свойства НП АЗВ5 и определять их уровень легирования.

6. Исследовать электромеханические и оптомеханические явления в НП АЗВ5 при упругой механической деформации. Определить вклад деформации, вызванной рассогласованием решёток в области ростового контакта НП/подложка, в электронные и оптоэлектронные явления в НП. Исследовать пьезоэлектрическую генерацию в арсенидных и фосфидных НП АЗВ5 с вюрцитной кристаллической структурой.

7. Исследовать влияние проводящей подложки и атмосферы воздуха на электронные и оптические свойства ДПМ с различным количеством слоёв.

8. Разработать методику и исследовать влияние упругих механических деформаций на оптоэлектронные свойства ДПМ.

9. Разработать зондовые технологические методики для создания приборных структур на основе монослоёв ДПМ (очистка от полимерных соединений, литография).

10. Создать оптические резонаторы и другие нанофотонные структуры на основе многослойных гомо- и гетероструктур из ДПМ и исследовать их оптические свойства.

### **Научная новизна**

1. Продемонстрирована возможность создания устойчивого электрического контакта к любой заданной точке поверхности вертикального полупроводникового

нанопровода с помощью зонда атомно-силового микроскопа и контролем деформации НП, что позволяет исследовать электронные и электромеханические явления в нанопроводах.

2. Исследована структура собственного оксида НП GaAs в зависимости от интенсивности фотоокисления и кристаллической решётки GaAs. Выявлено формирование поверхностного двойного As и GaO<sub>x</sub> слоя, обладающего фотолюминесценцией в области 1.7-1.8 эВ. Увеличение интенсивности фотоокисления приводит к формированию нанокристаллов β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на поверхности ZB областей GaAs и в объёме WZ областей GaAs, а также частичному удалению As.

3. Предложено универсальное объяснение природы поверхностных состояний в A3As и A3Sb полупроводниках со слоем естественного оксида, указывающее на сформированный поверхностный (As или Sb) слой как источник поверхностных состояний. Предложено развитие модели эффективной работы выхода, учитывающее электронные свойства слоя в зависимости от его кристаллической структуры и позволяющее объяснить зависимость работы выхода полупроводника от уровня легирования различной степенью экранирования поверхностным слоем.

4. Показана возможность формирования кристаллических квази-ван-дер-ваальсовых слоёв Sb и AsSb при локальном фотоокислении поверхности (100) кристаллов GaSb и GaAsSb, соответственно.

5. Показано комбинированное влияние огранки пирамиды АСМ зонда и анизотропии механических свойств ван-дер-ваальсовых материалов на форму канавки, образующуюся при разрезании материала зондом.

6. Показана возможность управления спектром фотолюминесценции путём изменения размеров дисковых резонаторов на основе двойных гетероструктур из объёмных дихалькогенидов переходных металлов, в которые внедрены гетерослои.

### **Теоретическая и практическая значимость работы**

1. Разработаны методы и подходы по исследованию электронных, электромеханических и оптомеханических свойств одиночных полупроводниковых нанопроводов с применением сканирующего зондового микроскопа. Показано, что подвижность носителей заряда в GaAs нанопроводах, растущих на подложке, на несколько порядков меньше, чем в объёмном материале. Продемонстрирована возможность создания тензорезисторов на базе InGaAs нанопроводов с коэффициентом тензочувствительности достигающим 6500.

2. Разработаны методы сканирующей зондовой литографии по созданию наноструктур из ван-дер-ваальсовых материалов с латеральным разрешением до 20 нм.

Продемонстрирован способ очистки поверхности и интерфейсов ван-дер-ваальсовых гетероструктур с помощью сканирующего зондового выглаживания. Продемонстрирована возможность создания областей квазинезависимых монослоёв дихалькогенидов переходных металлов в многослойных флейках методом локального анодного окисления.

3. Выявлен значимый вклад упругих деформаций, возникающих при росте нанопроводов GaAs на подложке Si в электронные и оптоэлектронные процессы.

4. Определена зависимость работы выхода MoSe<sub>2</sub> от количества монослоёв в кристалле. Выявлена взаимосвязь разности работ выхода между MoSe<sub>2</sub> и проводящей подложкой, и интенсивностью экситонной фотолюминесценции, а также структурной фотодеградацией MoSe<sub>2</sub> в атмосферных условиях. При увеличении разности работ выхода происходит снижение интенсивности фотолюминесценции с увеличением скорости фотоокисления MoSe<sub>2</sub> при наличии на поверхности плёнки воды.

5. Усовершенствована модель эффективной работы выхода, позволяющая определить положение закрепления уровня Ферми на поверхности A3As и A3Sb полупроводников со слоем естественного оксида, а также предсказывающая высоту барьера Шоттки при создании электрического контакта.

6. Исследованы различные виды пассивации поверхности GaAs нанопроводов. Определена стабильность пассивирующих покрытий в атмосферных условиях и при интенсивном оптическом воздействии.

Диссертация является экспериментальной. Исследования проводились комбинацией методов сканирующей зондовой микроскопии (атомно-силовая микроскопия (АСМ), сканирующая Кельвин-зонд микроскопия (СКЗМ), проводящая АСМ (С-AFM), и др. с прецизионным контролем деформации исследуемого объекта), спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ) и комбинационного рассеяния света (КРС), а также сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией (ЭДС или EDX). Комбинация данных методов позволяла исследовать электронные, оптические, структурные и химические свойства поверхности A3B5 объёмных полупроводников и нанопроводов, а также наноструктур из дихалькогенидов переходных металлов.

Исследование одних и тех же нанообъектов или модифицированных внешним воздействием наноразмерных областей разными методами осуществлялось с помощью получения пространственных карт распределения исследуемых параметров в требуемой области. Локальное внешнее воздействие осуществлялось как с помощью

сфокусированного в субмикронную область оптического излучения, так и с помощью сканирующей зондовой литографии (механическая сканирующая зондовая литография, локальное анодное окисление).

Полученные экспериментальные результаты преимущественно интерпретировались с помощью их воспроизведения численным моделированием в коммерческих программных продуктах. Взаимодействие наноструктур со светом и распределение электромагнитного поля в них, а также механические деформации моделировались в программном пакете COMSOL Multiphysics. Контактные и поверхностные электронные явления, а также электронный транспорт в НП моделировались в программном пакете SILVACO Atlas.

**Достоверность** представленных результатов опирается на эксперименты, выполненные на современном и своевременно откалиброванном оборудовании, а также использовании нескольких независимых методов исследования.

#### **Положения, выносимые на защиту**

1. Методы механической сканирующей зондовой литографии позволяют создавать нанофотонные структуры оптического диапазона (резонаторы, волноводы, фотонные кристаллы) с добротностью достаточной для возникновения резонансных оптических явлений.

2. При фотоокислении поверхности полупроводников A3As и A3Sb происходит увеличение толщины естественного оксида и формируется двухслойная структура с внутренним аморфным слоем материала V-группы (As и Sb) и внешним слоем, преимущественно состоящим из оксидов III группы. Увеличение плотности мощности при фотоокислении приводит к кристаллизации аморфного Sb слоя и частичной кристаллизации As слоя.

3. Работа выхода поверхности полупроводников A3As и A3Sb с поверхностным слоем As или Sb, образующимся при окислении поверхности, описывается моделью эффективной работы выхода и близка к значению работы выхода элемента V-группы, а именно  $4.8 \pm 0.3$  эВ для A3As и  $4.6 \pm 0.2$  эВ для A3Sb. Более точно работа выхода определяется степенью экранирования положения уровня Ферми в объёме полупроводника поверхностным слоем V-группы, и зависит от толщины слоя V-группы и плотности электронных состояний, а также электронных свойств полупроводника.

4. Измерение вольт-амперных характеристик легированных нанопроводов GaAs и GaP методом проводящей атомно-силовой микроскопии, где зонд является одним из электродов, позволяет определить концентрацию и подвижность основных носителей заряда в нанопроводе с точностью до половины порядка величины.

5. При приложении внешнего электрического смещения к нанопроводу GaAs с энергетическими барьерами в области контактов, на границе областей пространственного заряда барьеров в слое естественного поверхностного оксида нанопровода происходит накопление основных носителей заряда. Накопление основных носителей заряда приводит к уменьшению силы тока через нанопровод из-за полевого эффекта. В высоколегированных нанопроводах ток через нанопровод может увеличиваться вследствие увеличения рекомбинационного тока.

6. Микродисковые оптические резонаторы диаметром ~2 мкм изготовленные из многослойных диалектогенных переходных металлов способны усиливать в области низкого собственного оптического поглощения как собственную непрямозонную фотолюминесценцию, так и фотолюминесценцию внедрённого в резонатор гетерослоя за счёт эффекта Парселла.

**Апробация работы.** Результаты работ, вошедших в диссертацию, докладывались автором на следующих мероприятиях: конкурсы научных работ Отделения физики твёрдого тела (ФТИ им. А.Ф. Иоффе) - 2016, 2019, 2022, 2023. Конкурсы научных работ ФТИ им. Иоффе – 2022, 2023. Низкоразмерный семинар ФТИ им. А.Ф. Иоффе – 2016, 2024, 2025. Чайный семинар ФТИ им. А.Ф. Иоффе – 2019, 2023. Наноструктуры: Физика и технология – 2013, 2015, 2017, 2018. Российская конференция по физике полупроводников – 2015, 2017, 2019, 2022, 2024. Международный симпозиум «Нанофизика и наноэлектроника» - 2022, 2025. ФизикА.СПБ – 2012. Nanogenerators and Piezotronics – 2016, Рим. EMN: Nanowires – 2016, Амстердам. Nanowires Week – 2017, Лунд. E-MRS Spring meeting – 2020, Страсбург. ICMAT – 2019, 2023, Сингапур. Metanano – 2018, 2019, 2021. Комбинационное рассеяние света – 2023, Новосибирск. PIERS – 2025, Абу-Даби.

#### **Личный вклад**

Результаты, представленные в диссертации опубликованы в 53 работах, индексируемых в международных базах данных. Исследования методами сканирующей зондовой микроскопии, моделирование электронных явлений в программном пакете Silvaco, и механических свойств в пакете COMSOL Multiphysics выполнялось лично автором или под его руководством. В большинстве работ постановка задачи также выполнялась автором, за исключением работ [A1, A4, A8, A16, A20, A22, A32, A43, A49].

Диссертация состоит из Введения, шести глав, Заключения и списка литературы. Она содержит 333 страницы текста, включая 139 рисунков и 6 таблиц. Список цитируемой литературы содержит 405 наименований.

## Основное содержание работы

Во **Введении** обоснована актуальность проведенных исследований, сформулированы цель, задачи и научная новизна работы, перечислены основные положения, выносимые на защиту, а также кратко сформулирована теоретическая и практическая значимость.

В **Первой главе** представлен литературный обзор, посвященный исследуемым в работе современным полупроводниковым материалам: поверхности объемных полупроводников и нанопроводам АЗВ5 (см. Рисунок 1 (а)), а также ван-дер-ваальсовым материалам (ДПМ и графен, Рисунок 1 (b)). Дан краткий анализ некоторых физических проблем, в том числе перечисленных во введении к диссертации, актуальных для исследуемых материалов. Основной упор сделан на электронные и оптические явления, наблюдаемые при исследованиях в комнатных условиях и обусловленные влиянием кислорода и атмосферной воды, поскольку такие явления имеют прямое воздействие на полупроводниковые приборные структуры.

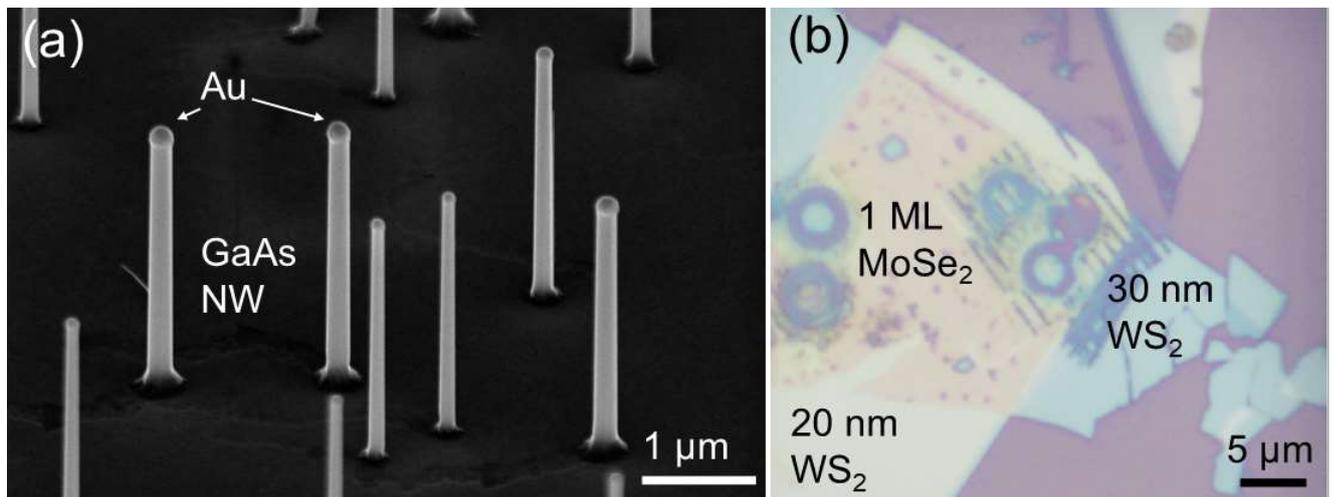


Рисунок 1. (а) СЭМ изображение массива НП GaAs, выращенных под каталитическими частицами Au. (b) Оптическое изображение вертикальной ван-дер-ваальсовой гетероструктуры, состоящей из нижнего флейка (чешуйки)  $WS_2$  толщиной 30 нм, промежуточного монослойного (ML) флейка  $MoSe_2$  и верхнего 20 нм флейка  $WS_2$ . На изображении также видны следы полимера, задействованного в процессе создания гетероструктуры, а также микродиски, созданные методом зондовой литографии.

Для НП АЗВ5 рассмотрены особенности поверхностных и контактных электронных явлений. Показано определяющее влияние поверхностных электронных состояний на проводимость НП вследствие высокого соотношения поверхность/объем в таких структурах. Рассмотрены основные модели, описывающие закрепление уровня Ферми на поверхности полупроводников. Для поверхности GaAs со слоем естественного (собственного) оксида, образующегося на поверхности в атмосферных условиях, выделена модель эффективной работы выхода (ЭРВ) [11], описывающая закрепление (пиннинг) уровня Ферми. Пиннинг на окисленной поверхности, а также на интерфейсе с

металлическими контактами вызван образованием слоя As, работа выхода которого и определяет ЭРВ поверхности, а также высоту барьера Шоттки. Выявлена недостаточная развитость модели ЭРВ для описания экспериментальных результатов в АЗAs.

Ключевой особенностью проблемы высокой плотности поверхностных состояний в полупроводниках АЗВ5 является её физико-химический характер. То есть для её исследования, объяснения и решения необходимо учитывать в том числе химические процессы, происходящие при формировании естественного оксида. Эти же процессы необходимо учитывать при исследовании электронных и оптических свойств ДПМ в атмосферных условиях.

В обзоре электронных и оптических свойств ДПМ выделены их уникальные оптические свойства: высокий показатель преломления, большая энергия связи экситона, а также зависимость зонной структуры от количества слоёв. Так, например, монослои (ML)  $WS_2$  и  $MoSe_2$  являются прямозонными полупроводниками с интенсивной фотолюминесценцией, однако при увеличении толщины до трёх слоёв интенсивность ФЛ уменьшается на два порядка вследствие изменения диэлектрического экранирования и формирования непрямозонной энергетической структуры [25].

Отмечен ряд технологических сложностей при создании приборных наноструктур на основе ван-дер-ваальсовых материалов. Среди них можно выделить необходимость подбора новых режимов и материалов для масочной электронной и фотолитографии, а также необходимость очистки поверхности и интерфейсов от полимерных соединений (Рисунок 1 (b)), применяемых при отслоении тонких слоёв от кристаллов [21,26].

**Вторая глава** посвящена сканирующим зондовым методам исследования и особенностям их применения в изучении полупроводниковых материалов, представленных в первой главе. Представлен как литературный обзор, поясняющий базовые принципы отдельных методик, так и оригинальные исследования раскрывающие особенности применения зондовых методов, а также являющиеся усовершенствованием базовых возможностей коммерческих микроскопов.

Основной акцент сделан на возможностях сканирующих зондовых методов, включающих методы СЗМ [A1] и картирование оптических спектров методами конфокальной микроскопии. На примере структур графен/SiC с включениями двуслойного графена продемонстрирована возможность многометодовой (атомно-силовая микроскопия (АСМ), сканирующая Кельвин-зонд микроскопия (СКЗМ), картирование спектров комбинационного рассеяния света (КРС)) характеристики определённой области поверхности [A4].

Дан ретроспективный обзор и проанализированы характеристики и

эффективность доступных коммерческих зондов АСМ для проведения исследований методом СКЗМ и проводящей АСМ (С-AFM, conductive atomic force microscopy) [A2-A10]. Сделан вывод о коммерческой доступности в настоящее время зондов для проведения воспроизводимых С-AFM и СКЗМ исследований с суб-100 нм разрешением.

Для исследования электронных свойств вертикальных НП, растущих на подложке, разработано семейство С-AFM методик. Впервые продемонстрирована возможность измерения вольт-амперной характеристики (ВАХ) одиночного НП, не помещённого в фиксирующую матрицу. Высокое аспектное соотношение НП приводит к низкой изгибной жёсткости и при получении АСМ изображения в контактной или полуконтактной моде происходит изгиб НП, что затрудняет создание контакта АСМ зондом к вершине НП. Для решения данной проблемы было предложено два подхода: использование прыжковой моды сканирования (PeakForce) с малой силой воздействия зонда на НП и создание электрического контакта «ручным» позиционированием зонда относительно вершины НП с контролем по величине протекающего тока и отклонению кантилевера [A13-A15].

На Рисунке 2 (b) представлено 3D АСМ изображение одиночного НП GaAs. Изображение является результатом конволюции формы НП и пирамиды зонда, прикреплённой к кантилеверу (Рисунок 2 (c)). Поскольку НП имеет сравнительно небольшой диаметр (Рисунок 2 (a)), фактически произошло сканирование нанопроводом пирамиды зонда. На АСМ изображение наложена токовая карта (чёрные области), и при приложении отрицательного напряжения места протекания тока обозначены тёмными пятнами. Важно отметить, что на АСМ изображении на вершинах пирамиды такие пятна отсутствуют. Таким образом, при контакте самого кончика зонда и вершины НП ток практически не протекает, однако протекает при контакте с боковой поверхностью пирамиды зонда. Данная особенность вызвана деградацией проводящего Pt/Ir покрытия на самом кончике зонда [A3].

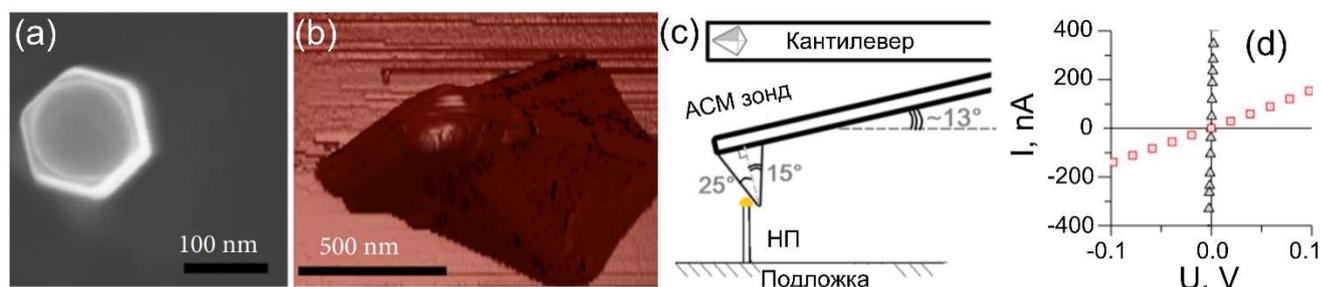


Рисунок 2. Одиночный НП GaAs (a) СЭМ изображение вид сверху (b) 3D АСМ изображение с наложенной токовой картой (чёрные области показывают места протекания тока). (c) Схема контакта между зондом и НП при измерении ВАХ, с учётом геометрии пирамиды зонда (вставка сверху) и наклона кантилевера относительно горизонтали [A3]. (d) ВАХ различных НП GaAs [A12].

Важно отметить, что несмотря на деградацию проводящего покрытия на самом кончике зонда, по наклону линейной ВАХ (Рисунок 2 (d), чёрные треугольники) было обнаружено, что контактное сопротивление зонд-вершина НП не превышает 7 кОм [A12]. Это обстоятельство позволяет считать сопротивление контакта пренебрежимо малым по сравнению с сопротивлением НП, для широкого диапазона уровней легирования НП.

На Рисунке 2 продемонстрирован пример создания контакта к вершине вертикального НП, однако с помощью АСМ зонда возможно создать контакт и к боковой поверхности вертикального НП. Для этого угол наклона кантилевера в микроскопе должен превышать угол наклона грани пирамиды зонда ( $15^\circ$  на Рисунке 2 (c)). Такое условие можно выполнить либо наклоном образца, либо с помощью микроскопов производства НТ-МДТ. Используемый при проведении большинства исследований в диссертации СЗМ NTEGRA AURA (НТ-МДТ) имеет угол наклона кантилевера  $20^\circ$ , что позволяет создавать контакт к боковой поверхности НП (см. Рисунок 3 (a)) [A18]. При этом перемещение зонда в горизонтальном направлении позволяет создавать контролируруемую изгибную деформацию НП.

Для создания одноосной деформации сжатия вертикального НП использовался специальный держатель с наклоном образца  $20^\circ$  (Рисунок 3 (b)) [A17]. Также была продемонстрирована возможность создания упругих изгибных деформаций, достигающих 5 % путём изгиба НП, лежащих на подложке (Рисунок 3 (c)) [A19]. Таким образом, были разработаны СЗМ методики по исследованию электромеханических и оптических явлений в НП с контролируемой деформацией.

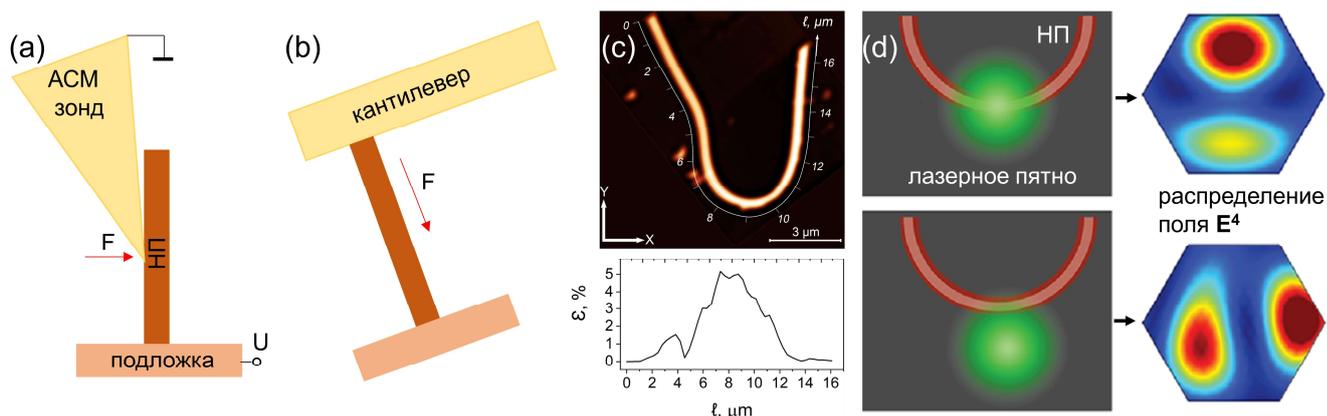


Рисунок 3. (a) Схема создания электрического контакта к боковой поверхности НП, а также создания изгибной деформации при приложении силы  $F$ . (b) Создание одноосной деформации сжатия. (c) АСМ изображение, деформированного горизонтального НП GaP на подложке Ni/Si и распределение деформации вдоль длины НП (на вставке снизу). (d) Схематическое изображение относительного расположения НП и лазерного ( $\lambda=532 \text{ нм}$ ) пятна накачки и сбора в конфокальном эксперименте и соответствующие распределения напряжённости электрического поля по сечению НП GaP диаметром 160 нм (вставка справа) [A19].

В заключительной части главы продемонстрированы особенности определения функции рассеяния линии (LSF) при картировании оптических спектров на монослое  $\text{MoSe}_2$  [A16] и горизонтальных НП. Для горизонтальных НП обнаружено, что при определении LSF необходимо учитывать высокий показатель преломления света материала НП [A20]. Для НП GaP на подложке Ni/Si выявлены резонансные явления в распределении электромагнитного поля внутри НП. Экспериментально и с помощью численного моделирования (Рисунок 3 (d)) показано, что распределение поля внутри НП определяется диаметром НП, длиной волны света, а также взаимным расположением НП и конфокального объектива (с числовой апертурой  $\text{NA}=0.9$ ) [A19].

В **третьей главе** представлены оригинальные результаты, демонстрирующие развитие методов сканирующей безмасочной литографии современных полупроводниковых материалов. Приведены результаты применения сканирующей зондовой литографии (СЗЛ, scanning probe lithography, SPL) и её более частных методик: силовой зондовой литографии или механической зондовой литографии (м-СЗЛ, m-SPL), локального анодного окисления (ЛАО) или окислительной СЗЛ (o-SPL). Также представлены результаты использования метода сканирующего зондового выглаживания монослоёв ДПМ [A27]. Помимо СЗЛ также представлены результаты сканирующего лазерного фотоокисления поверхности полупроводников.

В процессе м-СЗЛ зонд АСМ с твёрдостью, превышающей твёрдость обрабатываемой поверхности, производит локальное удаление материала поверхности с помощью механического воздействия [A21]. В главе исследованы особенности м-СЗЛ полупроводниковых материалов с механической твёрдостью в широком диапазоне, от галогенидных перовскитов до GaAs, а также материалов с высокой анизотропией твёрдости: ван-дер-ваальсовых материалов (ДПМ) и квази ван-дер-ваальсова материала  $\text{InGaS}_3$ . Разработаны методики, позволяющие достигнуть латерального разрешения м-СЗЛ порядка 20 нм для тонких слоёв ДПМ (Рисунок 4 (a)).

Для м-СЗЛ слоистых материалов с гексагональной кристаллической решёткой показана возможность определения оптимального направления реза (вдоль направления zigzag) в плоскости слоя с минимальной шероховатостью стенки. Для прямолинейного реза флейка слоистого материала оптимальное направление определяется с помощью пробных резов под разными углами, исходящими из одной точки - «розы ветров». Для м-СЗЛ флейков слоистых материалов с толщиной, превышающей несколько монослоёв, разработан фрикционный метод (ф-СЗЛ), заключающийся в многократном повторении литографического шаблона с силой нажатия зонда на поверхность, достаточной для разрезания нескольких монослоёв. Ф-

СЗЛ позволяет избежать отслоения материала, наблюдаемого при м-СЗЛ с большими силами нажатиями для достижения большой глубины реза [A23, A24].

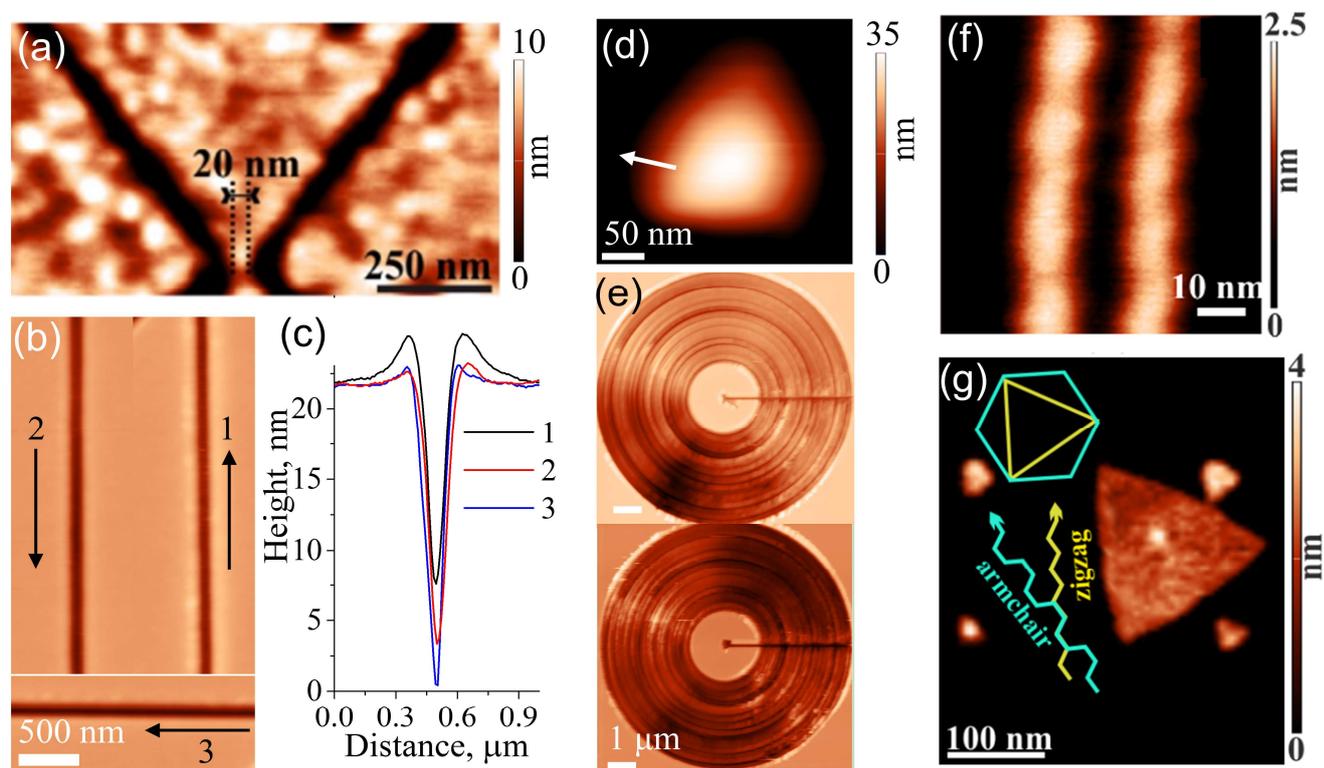


Рисунок 4. АСМ изображения различных структур, созданных методом м-СЗЛ (а, b, e) и ЛАО (f, g). (a) Наносужение на флейке MoSe<sub>2</sub> [A23]. (b) Наноканавки в GaAs и соответствующие профили (с), полученные при движении зонда в направлении, обозначенном стрелками. (d) АСМ изображение острия зонда, использованного при создании наноканавок. (e) Микродиск GaAs с неоднородным (верхнее изображение) и более однородным азимутальным удалением материала при м-СЗЛ [A21]. Окисленные (f) линии и (g) треугольники на поверхности MoSe<sub>2</sub> [A9].

На примере GaAs показано, что удаление материала при движении зонда с нажимом на поверхность зависит от направления движения зонда и формы кончика зонда (Рисунок 4 (b-d)). Наибольшее удаление материала (глубина и ширина) происходит при движении вперёд в направлении, перпендикулярном грани острия с наибольшей площадью (стрелка на Рисунке 4 (d)). Значительное различие в площади граней, формирующих остриё, приводит к существенной азимутальной неоднородности в удалении материала при круговом движении зонда. Данная неоднородность может быть уменьшена наклоном плоскости образца (Рисунок 4 (e)) [A21].

Применение м-СЗЛ и её разновидности ф-СЗЛ было сфокусировано на создании нанофотонных структур для оптического диапазона. Продемонстрированы фотонные кристаллы в виде решётки на тонком слое галогенидного перовскита (Рисунок 5 (a)), обеспечивающие формирование экситон-поляритона с сильной связью и расщеплением Раби >200 мэВ при комнатной температуре (Рисунок 5 (b)) [A22].

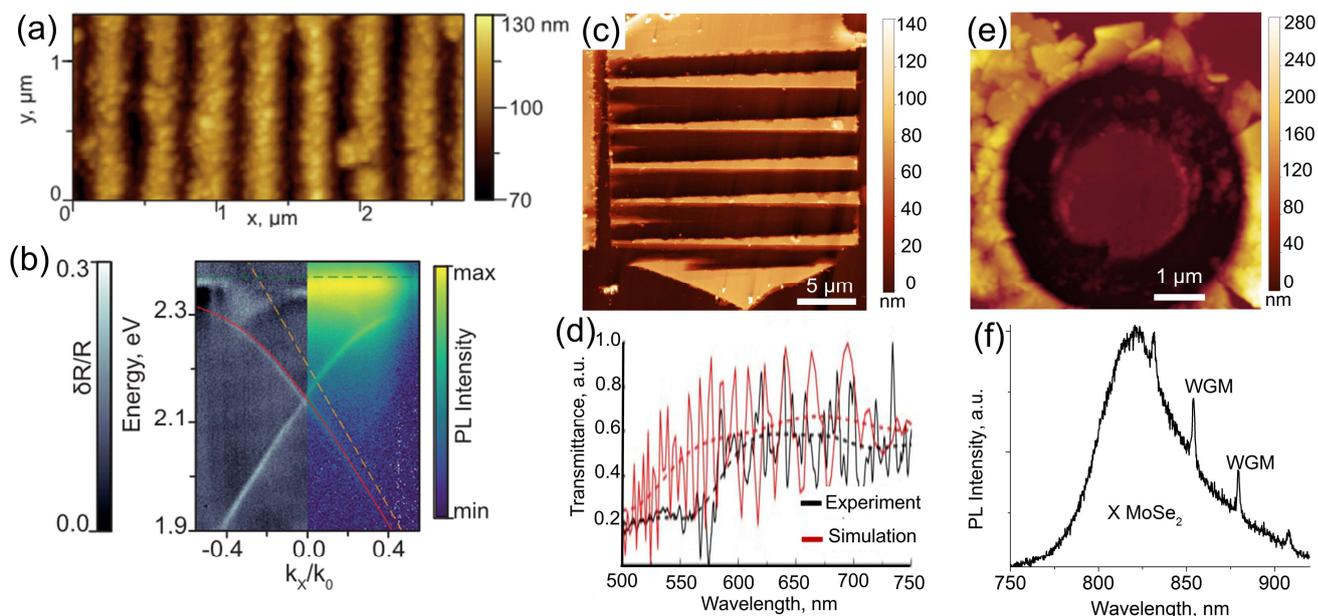


Рисунок 5. Созданные нанопотонные структуры и их оптические свойства. АСМ изображения (а) фотонного кристалла  $(\text{PEA})_2\text{PbI}_4$  [A22], (с) волноводов  $\text{InGaS}_3$ , (е) микродиска с вертикальной гетероструктурой 25 нм  $\text{WS}_2$ / 1 монослой  $\text{MoSe}_2$ / 25 нм  $\text{WS}_2$  [A26]. (b) Спектры отражения (слева) и фотолюминесценции (справа) с угловым разрешением фотонного кристалла. (d) Экспериментальные (чёрная кривая) и расчётные (красная кривая) спектры пропускания волновода  $\text{InGaS}_3$ . (f) Спектр ФЛ микродискового резонатора.

Продемонстрированы полосковые волноводы  $\text{InGaS}_3$  толщиной 70 нм, пропускающие свет в оптическом диапазоне (Рисунок 5 (с, d)). Созданы дисковые оптические резонаторы из вертикальных гомо- и гетероструктур ДПМ толщиной 70 нм [A25] и 50 нм [A26] (Рисунок 5 (е)), соответственно, поддерживающие моды шепчущей галереи (МШГ, WGM) с оптической добротностью, достигающей 700 (Рисунок 5 (f)).

Локальное анодное окисление  $\text{MoSe}_2$  интересно тем, что оксиды данного соединения являются водорастворимыми [A9, A28]. Поскольку ЛАО происходит в области водного мениска между зондом и поверхностью, растворимость оксидов вносит изменения в кинетику процесса. Растворение оксидов  $\text{MoSe}_2$  в воде позволило создать квазимонослой  $\text{MoSe}_2$  с интенсивной ФЛ при ЛАО многослойного флейка. Образование квазимонослоя происходит за счёт расщепления ДПМ при локальном поднятии окисленной области и интеркаляции в межслоевое пространство растворённых оксидов. Формирование квазимонослоя внутри флейка было подтверждено низкочастотной КРС спектроскопией [A29, A30].

Было обнаружено, что при коротких и высоких импульсах напряжения при средних значениях влажности происходит анизотропное окисление преимущественно верхнего монослоя  $\text{MoSe}_2$ . При этом окисленная область представляет собой треугольник с огранкой зигзаг направлениями решётки (Рисунок 4 (g)), что говорит о возможности

метода определять кристаллографические направления внутри слоя, а также тип упаковки (в данном случае 2H) между слоями. При высоких значениях влажности формируются относительно изотропные окисленные области в плоскости монослоя [A9]. Продемонстрирован рекордно малый латеральный размер окисленной линии  $\sim 10$  нм (Рисунок 4 (f)). Такое же ( $\sim 10$  нм) латеральное разрешение метода ЛАО было продемонстрировано для графена на SiC подложке [A31]. На таких подложках были созданы графеновые микрولенты на которых наблюдался модифицированный спектр ближнепольного терагерцового отклика, по сравнению с исходной поверхностью [A32].

Фотоокисление поверхности объёмных полупроводников A3As [A33-A35] и A3Sb [A36, A37] и их тройных и четверных твёрдых растворов, а также НП A3As было исследовано комбинацией методов АСМ, СКЗМ, КРС, ФЛ, а также ПЭМ с ЭДС анализом. Показано, что под воздействием оптического излучения с длиной волны 532 нм и плотностью мощности  $\sim 1$  МВт/см<sup>2</sup> в атмосферных условиях происходит увеличение толщины слоя естественного оксида, имеющего двухслойную структуру (Рисунок 6 (a)).

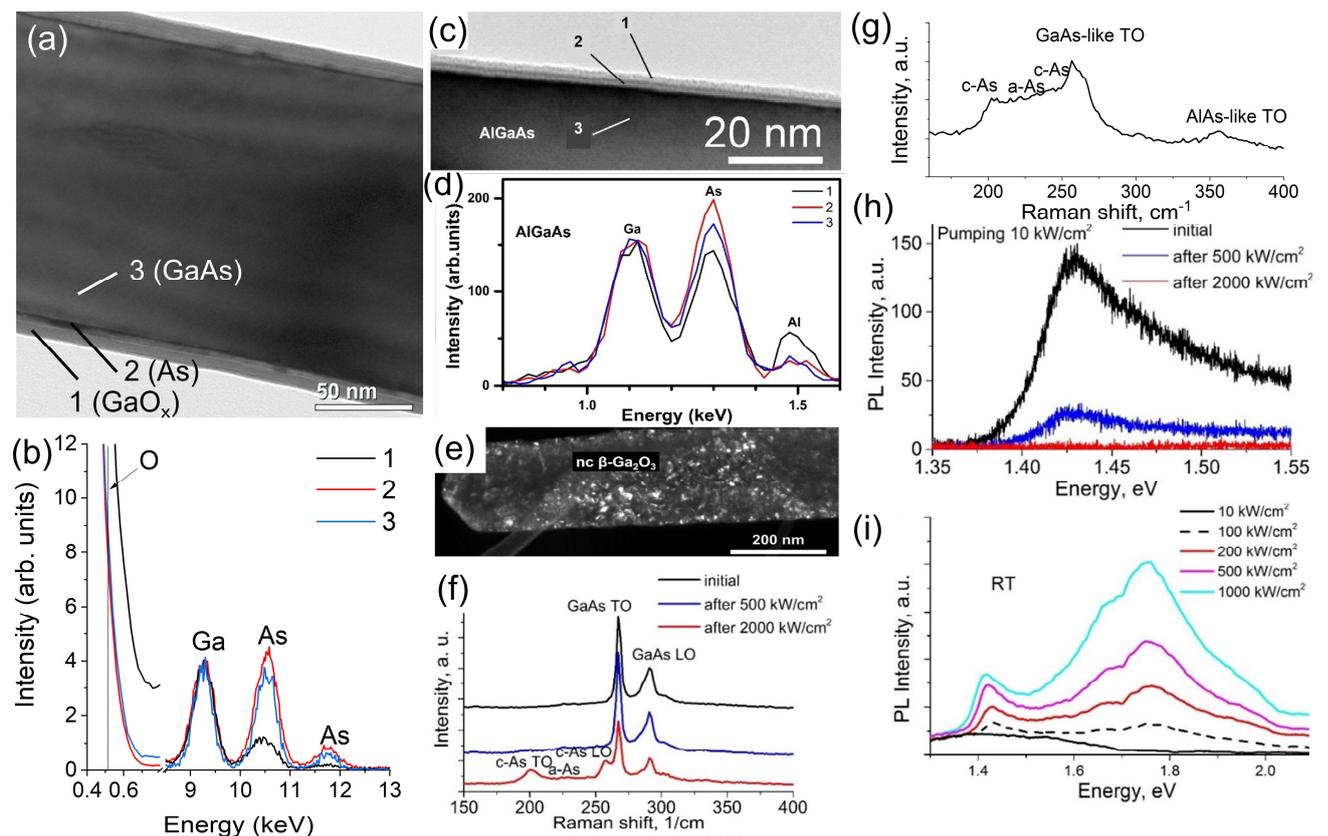


Рисунок 6. Фотоокисление НП ZB-GaAs и Al<sub>0.1</sub>Ga<sub>0.9</sub>As. (a) ПЭМ изображение GaAs НП после фотоокисления и соответствующие (b) EDX спектры полученные в точках 1-3. (c) ПЭМ изображение НП AlGaAs до фотоокисления и соответствующие (d) ЭДС спектры полученные в точках 1-3. (e) Темнопольное ПЭМ изображение НП WZ-GaAs после фотоокисления. (f) Спектры КРС НП GaAs до (чёрная кривая) и после фотоокисления с различной мощностью лазера. (g) Спектр КРС НП AlGaAs до фотоокисления. (h) Спектры ФЛ НП GaAs до (чёрная кривая) и после фотоокисления с различной мощностью лазера. (i) Спектры ФЛ НП GaAs полученные при разной мощности накачки [A33, A34].

Согласно результатам ПЭМ+ЭДС исследований НП АЗAs, слой на границе с полупроводниковым кристаллом состоит из аморфного элемента V – группы, а внешний слой состоит преимущественно из оксидов III – группы. Подобная двухслойная структура наблюдается и до фотоокисления, на образцах с более толстым естественным оксидом в полупроводниках, содержащих Al (Рисунок 6(с)). Наличие слоя V-группы, изменение его толщины и кристаллической структуры при фотоокислении также подтверждены КРС исследованиями. На Рисунке 6 (f, g)) линии в области  $200\text{ см}^{-1}$ ,  $250\text{ см}^{-1}$  и  $230\text{ см}^{-1}$ , соответствующие кристаллическому (c-As) и аморфному (a-As) мышьяку [A34].

Аналогичные процессы при фотоокислении были обнаружены при КРС исследовании (100) [A35] и (110) [A37] поверхностей различных АЗAs и АЗSb подложек и эпитаксиальных слоёв (Рисунок 7). Увеличение плотности мощности при фотоокислении приводит к кристаллизации аморфного Sb слоя (Рисунок 7 (b,c)) и частичной кристаллизации As слоя (Рисунок 7 (a)). Положение  $E_g$  и  $A_{1g}$  фононных линий, соответствует кристаллическому слою Sb и AsSb толщиной  $\sim 10\text{ нм}$  с ромбоэдрической структурой. Важно отметить, что длительное накопление сигнала при измерении спектров КРС с малой интенсивностью накачки ( $10\text{ кВт/см}^2$ ) позволяет выявить слой аморфного As до фотоокисления (чёрная кривая, Рисунок 7 (a)).

Плотность мощности, необходимая для фотоокисления за время порядка 1 секунды и соответствующего увеличения толщины слоя V-группы, зависит от состава и кристаллической структуры полупроводника. Так, например, в тройных и четверных соединениях плотность мощности при фотоокислении снижена в несколько раз по сравнению с GaAs и GaSb. В НП GaAs с WZ структурой плотность мощности также снижена в несколько раз по сравнению с НП ZB GaAs и, вследствие более эффективного нагрева, возможны полное разрушение WZ GaAs и трансформация в материал содержащий нанокристаллы  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  (Рисунок 6 (e)) с фотолюминесценцией в области 1.8-2.4 эВ [A33].

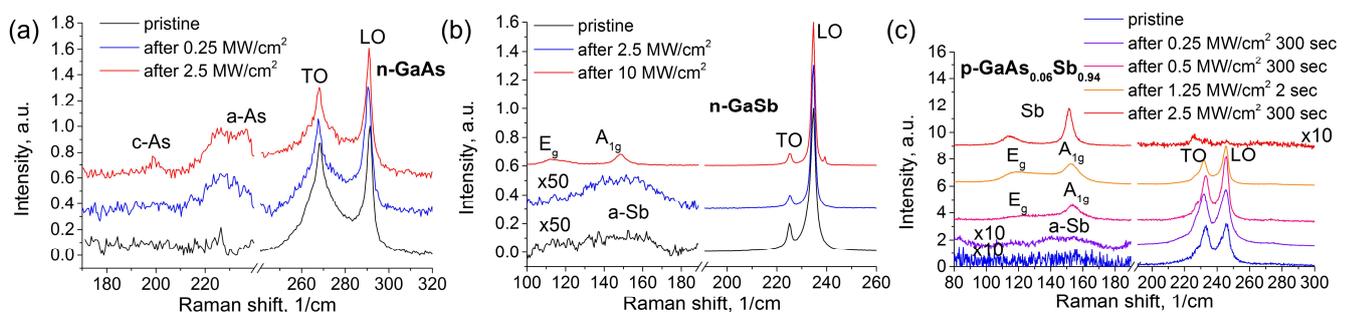


Рисунок 7. Спектры КРС (100) поверхности (a) n-GaAs, (b) n-GaSb, (c) p-GaAs<sub>0.06</sub>Sb<sub>0.94</sub> со слоем естественного оксида (черные кривые) и после фотоокисления с указанной мощностью и длительностью [A35, A36].

Увеличение толщины слоя As в НП A3As приводит к снижению интенсивности краевой ФЛ, а его кристаллизация к тушению ФЛ (Рисунок 6 (h)), что указывает на As слой как источник центров безызлучательной рекомбинации. Формирование поверхностного аморфного GaO<sub>x</sub> слоя в НП приводит к появлению ФЛ в области 1.7-1.8 эВ (Рисунок 6 (i)) [A33].

В четвёртой главе исследуются электронные явления на окисленных поверхностях методами СКЗМ [A34-A38], С-AFM [A6]. Наблюдаемые явления описаны с помощью улучшенной модели эффективной работы выхода [A35], объясняющей поверхностные состояния и закрепление уровня Ферми на окисленных поверхностях A3As и A3Sb. Также проведено сравнительное исследование для поверхности GaP НП [A10]. Исследовано беззондовое локальное анодное окисление на поверхности обратно смещённых A3As диодов в области p-n гетероперехода [A11].

Методом СКЗМ в условиях вакуума измерена работа выхода (100) и (110) поверхностей различных A3As [A34, A35], A3Sb [A34-A38] и A3P [A39-A42] соединений. Для определения абсолютных значений работы выхода, в качестве эталона использовалась поверхность свежесколотого высокоориентированного пиролитического графита (ВОПГ) с работой выхода 4.48 эВ (Рисунок 8) [27].

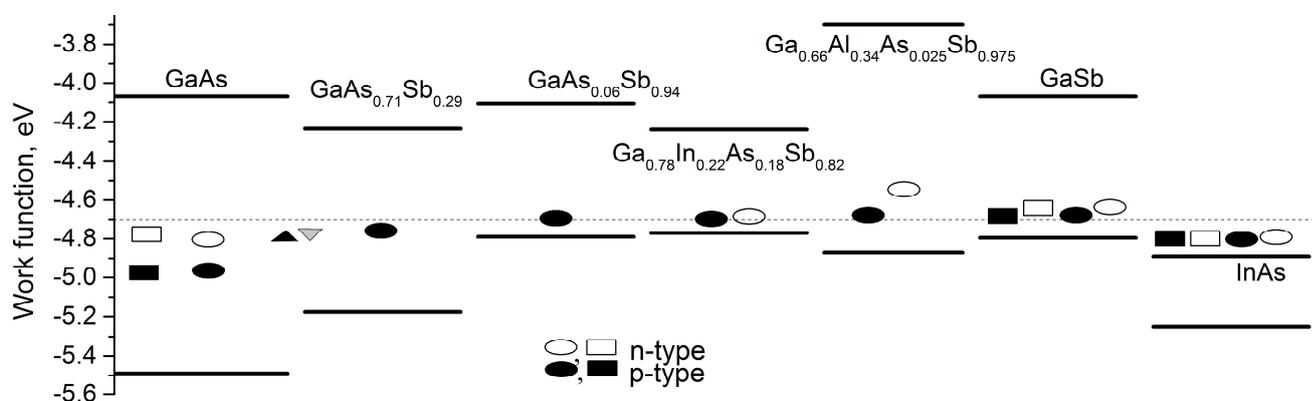


Рисунок 8. Значения работы выхода и зонные диаграммы различных A3Sb и A3As полупроводников [A6]. Овалы соответствуют измеренным значениям, прямоугольники – литературным данным. Сплошные символы соответствуют р-типу, открытые n-типу. Чёрный треугольник соответствует InAs<sub>0.92</sub>Sb<sub>0.08</sub>, серый InAs<sub>0.32</sub>Sb<sub>0.26</sub>P<sub>0.42</sub> [A38].

Был выявлен единый механизм закрепления уровня Ферми на поверхности A3As и A3Sb полупроводников со слоем естественного оксида, соответствующий модели ЭРВ. На основании результатов, представленных в Главе 3, и измеренной работы выхода сделан вывод, что образование слоёв V-группы на поверхности полупроводника при окислении приводит к закреплению уровня Ферми на поверхности. Положение закрепления уровня Ферми составляет 4.8±0.3 эВ в A3As и 4.6±0.2 эВ в A3Sb полупроводниках от уровня вакуума. Для тройных твёрдых растворов A3AsSb

закрепление уровня Ферми происходит в границах, представленных выше значений.

Образование поверхностного слоя V-группы, обладающего электрической проводимостью, оказывает влияние на поверхностные токи утечки, а также на высоту барьера Шоттки в контактах к поверхности полупроводников A3As и A3Sb. При создании наноконтакта к таким поверхностям проводимость контакта определяется сопротивлением растекания и величиной приповерхностного изгиба зон между слоем V-группы и полупроводником (работой выхода на Рисунке 8) [A6]. Таким образом, в случае близкого расположения работы выхода слоя V-группы и дна зоны проводимости или потолка валентной зоны в полупроводнике, на поверхности может возникать канал проводимости и будет формироваться омический контакт с низким сопротивлением. Например, в случае InAs, p-GaSb или p-Ga<sub>0.78</sub>In<sub>0.22</sub>As<sub>0.18</sub>Sb<sub>0.82</sub>.

Исследование фотоокисленных поверхностей A3As и A3Sb показало, что работа выхода аморфного слоя на ~100 мэВ меньше, чем кристаллического, что также соответствует разности работы выхода аморфного и кристаллического As или Sb (Рисунок 9 (b-g)). Для объяснения зависимости положения закрепления уровня Ферми от уровня и типа легирования полупроводника (Рисунок 9 (a)), предложена улучшенная модель эффективной работы выхода.

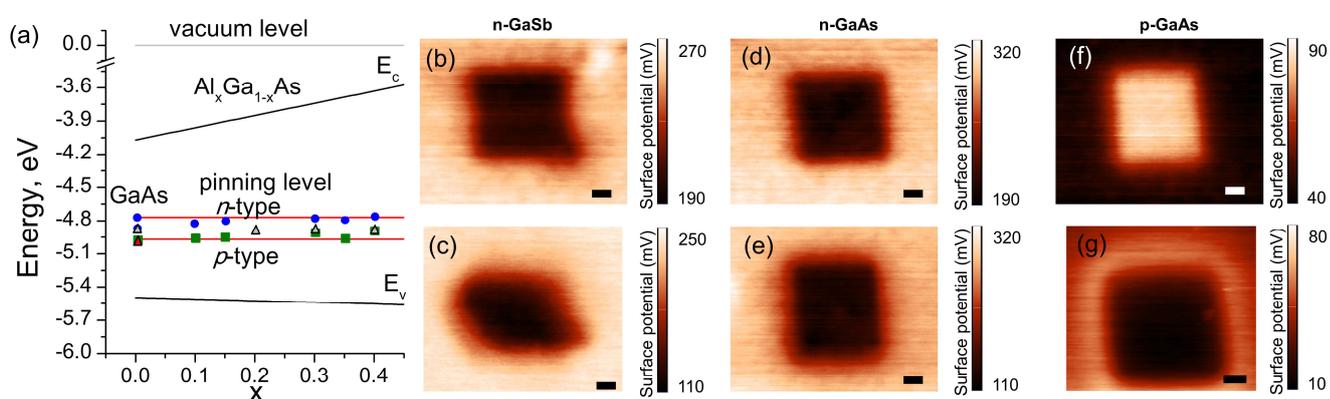


Рисунок 9. (a) Работа выхода поверхности (110) гетерослоёв и НП  $Al_xGa_{1-x}As$ . Синие точки указывают положение пиннинга для гетерослоёв n-типа, а зелёные квадраты для гетерослоёв p-типа. Треугольники соответствуют НП (серые – для нелегированных и красные – для  $p^+$  НП). Карты поверхностного потенциала поверхности (100) после формирования аморфных (b, d, f) и кристаллических (c, e, g) слоёв элементов V группы для: n-GaSb (b, c) и n-GaAs (d, e) и p-GaSb (f, g) в квадратных областях в центре. Поверхностный потенциал является разностью работ выхода зонда и исследуемой поверхности. Масштабная линейка 1 мкм [A34, A35].

В электростатической модели произведена оценка поверхностного потенциала слоя V-группы на поверхности полупроводникового кристалла в зависимости от толщины слоя и его электронных свойств, а также типа и уровня легирования полупроводника. Поскольку кристаллический слой V-группы обладает

полуметаллическими свойствами, при увеличении его толщины происходит увеличение экранирования положения уровня Ферми в объёме полупроводника и работа выхода структуры полупроводник-слой будет соответствовать работе выхода слоя (Рисунок 10 (a)). При уменьшении толщины слоя (d), или уменьшении плотности его электронных состояний ( $N_c$ ,  $N_v$ ) для аморфной фазы, или увеличении уровня легирования полупроводника происходят снижение экранирования и сдвиг работы выхода структуры относительно работы выхода слоя, что соответствует частичному откреплению уровня Ферми.

Результаты моделирования, представленные на Рисунке 10 (b), согласуются с результатами эксперимента. Разница работ выхода для p-GaAs и n-GaAs с уровнем легирования  $10^{18} \text{ см}^{-3}$  до фотоокисления с аморфным слоем толщиной  $\sim 0.3 \text{ нм}$  (Рисунок 9 (d, f), значения потенциала вокруг квадратов) составляет 280 мэВ, что соответствует расстоянию  $\sim 300 \text{ мэВ}$  между сплошной и пунктирной кривыми чёрного цвета (Рисунок 10(b)). Увеличение толщины a-As слоя до 10 нм при фотоокислении также даёт согласие эксперимента и расчёта (синие кривые и квадраты). Для кристаллического слоя (красные квадраты и кривые (Рисунок 10 (b,c)) согласие эксперимента и расчёта неполное, вследствие неполной кристаллизации a-As слоя (Рисунок 7(a)).

Модель ЭРВ также может быть использована для объяснения закрепления уровня Ферми в ДПМ и других современных полупроводниках, где происходит химическая модификация в условиях окружающей среды или на границе раздела с металлом, например, формирование полуметаллического  $\text{TiS}_2$  слоя при нанесении Ti на  $\text{MoS}_2$  [28].

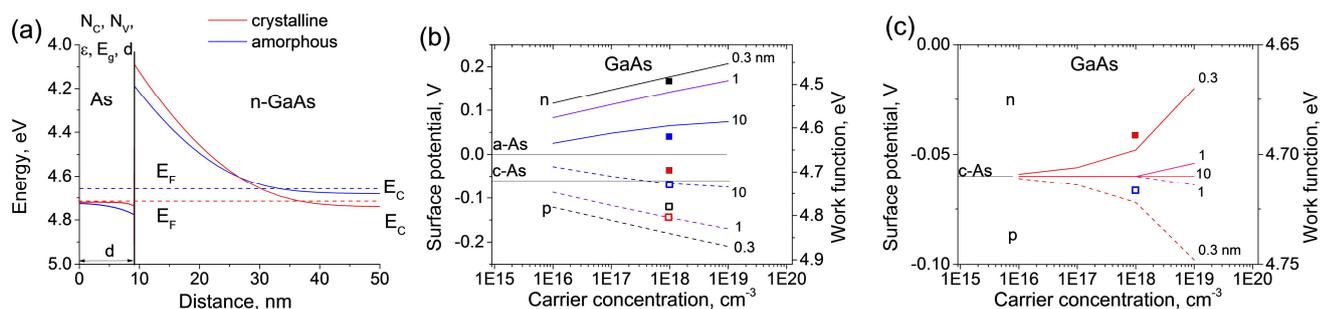


Рисунок 10. Результаты расчётов в рамках улучшенной модели ЭРВ. (a) Дно зоны проводимости для интерфейса As/n-GaAs. Аморфный слой As (синий), кристаллический (красный). Поверхностный потенциал рассчитан для аморфного As (b), кристаллического As (c) в зависимости от легирования GaAs и толщины слоя V-группы (0.3, 1 или 10 нм). Сплошные линии для n-типа, пунктирные для p-типа. Экспериментальные значения (Рисунок 9 (d-g)) добавлены в виде закрашенных квадратов для n-типа и открытых квадратов для p-типа [A35].

Исследование поверхности НП GaP с различным типом легирования и кристаллической структурой [A39-A41], а также НП с гетеропереходом GaP/GaPAs [A10] не выявило формирования слоя V-группы на поверхности, а также применимости

модели ЭРВ. Работа выхода слаболегированных ZB и WZ GaP составляет 4.3-4.4 эВ и 4.2 эВ соответственно. Работа выхода p-GaP составляет 4.3 эВ, а n-GaP 4.0-4.1 эВ. Покрытие НП слоем GaPAs сдвигает работу выхода до 4.75 эВ [A10, A42]. Таким образом, показана возможность регулирования работы выхода (110) GaP в диапазоне 4.0-4.75 эВ, что может быть полезно для различных практических применений.

В пятой главе представлены результаты C-AFM исследований A3As [A3, A5, A12, A13, A14, A43, A44], InP [A45, A46] и НП GaP [A8]. Разработана модель позволяющая воспроизводить экспериментальные ВАХ в зависимости от электронных свойств объёма и поверхности НП, а также контактов к НП [A17, A44]. Исследовано влияние различных видов пассивации на электронные и оптические свойства НП GaAs [A3, A5, A47]. Представлены исследования различных электромеханических явлений НП в A3As [A15, A17, A18, A48, П1]. Обсуждается влияние одноосной деформации на эффективность солнечного элемента на базе одиночного НП GaAs [A17, A48]. Исследовано легирование НП GaP [A8]. Определены значения деформационных потенциалов для сдвига фононных мод при изгибе НП GaP [A19, A20].

Представлены результаты C-AFM исследований одиночных НП GaAs, A3As и GaP. Для GaAs представлены ВАХ для нанопроводов с различными размерами, типом и уровнем легирования, выращенных на различных подложках, а также с различными пассивирующими покрытиями. Для анализа полученных ВАХ разработан набор моделей в программном пакете Silvaco TCAD позволяющих воспроизводить экспериментальные ВАХ при переборе электронных параметров НП, параметров барьеров в области контактов и параметров поверхностных состояний.

Для сильнолегированных НП GaAs [A3, A12], выращенных на GaAs подложках, разработан подход, позволяющий оценить концентрацию носителей заряда с высокой точностью (ошибка менее чем в два раза). Подход заключается в анализе наклона линейных участков ВАХ  $p^+$  НП, выращенных на  $p^+$ -подложке в области напряжений, соответствующих открытому барьеру Шоттки (для случая наличия выпрямляющего контакта) между АСМ зондом и НП (см. Рисунок 11 (а), положительные напряжения). Данный анализ позволяет оценить диапазон возможных значений концентрации и подвижности дырок, поскольку сопротивление линейного участка ВАХ  $R$  составляет  $e \cdot N \cdot \mu$ , где  $e$  – заряд электрона,  $N$  – концентрация носителей заряда,  $\mu$  – подвижность.

Для определения концентрации носителей заряда производилось численное моделирование участков ВАХ, соответствующих обратному смещению p-n перехода или барьера Шоттки (Рисунок 11 (b)). НП считался цилиндрическим, поэтому использовалась 2D осесимметричная модель, воспроизводящая геометрию НП (диаметр 100 нм и длина

1 мкм) и части подложки в области ростового контакта. Внешний контакт к подложке считался омическим. Контакт между зондом и НП задавался как сплошной, покрывающий торец НП. Высота барьера Шоттки задавалась с помощью работы выхода контакта (WF), что соответствует модели ЭРВ. Подвижность дырок в НП составляла 5 см<sup>2</sup>/В·с. Были рассчитаны ВАХ в зависимости от уровня легирования НП и WF.

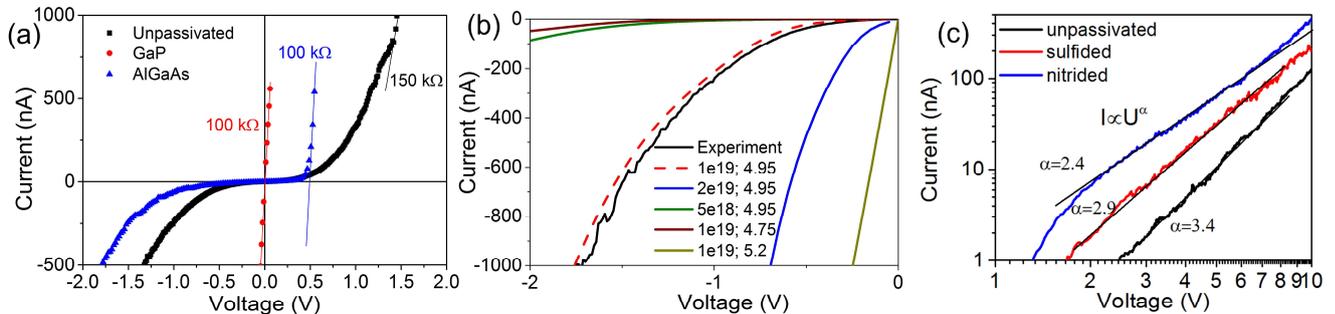


Рисунок 11. ВАХ одиночных НП GaAs, измеренные методом С-AFM [A3, A5]. (a) НП р<sup>+</sup>-GaAs, выращенный на подложке р<sup>+</sup>-GaAs без пассивации поверхности (чёрная кривая), с монослойным покрытием GaP (красная кривая), с покрытием AlGaAs толщиной 10 нм (синяя кривая). (b) Обратная ветвь ВАХ непассивированного НП р<sup>+</sup>-GaAs, соответствующая обратно включённому барьеру Шоттки зонд-НП (чёрная кривая) и расчётные ВАХ при параметрах, указанных в легенде (уровень легирования; эффективная работа выхода барьера Шоттки). (c) Нелегированный НП GaAs, выращенный на подложке н<sup>+</sup>-GaAs. Без пассивации поверхности (чёрная кривая) и после химической нитридной (синяя кривая) и сульфидной пассивации (красная кривая).

При моделировании в пакете Silvaco Atlas вследствие высокого легирования учитывалось уменьшение ширины запрещённой зоны в GaAs и использовалась статистика Ферми-Дирака для носителей заряда, а также рекомбинация Шокли-Рида-Холла. Для моделирования обратной ветви р-п перехода учитывалось прямое и не прямое туннелирование [29]. Барьер Шоттки рассчитывался с помощью встроенной модели Universal Schottky Tunneling, учитывающей полевою и термополевою эмиссию [30]. Кроме того учитывалось снижение высоты барьера вследствие экранирования [31].

Несмотря на высокий уровень легирования НП, на поверхности НП дополнительно были заданы амфотерные (донорные и акцепторные) поверхностные состояния (ПС) в середине запрещённой зоны. ПС были заданы одним уровнем с плотностью  $3 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup> [32] с помощью встроенной функции для ускорения моделирования. Численное моделирование ВАХ НП показало резкую зависимость формы ВАХ от уровня легирования, что позволяет определить концентрацию с ошибкой не более чем в два раза. Красная пунктирная линия на Рисунке 11 (b), соответствующая уровню легирования  $10^{19}$  см<sup>-3</sup>, наиболее точно воспроизводит экспериментальную ВАХ (чёрная кривая). Уровни легирования, определённые из анализа ВАХ, согласуются с уровнями, полученными из анализа спектров ФЛ НП (Рисунок 15 (c)).

ВАХ слаболегированных НП GaAs [A5], выращенных на GaAs подложке, не имеют линейных участков, и их форма имеет степенной вид, соответствующий режиму ограничения тока пространственным зарядом (SCLC) вследствие заполнения всего объёма НП областью пространственного заряда, индуцированной поверхностными состояниями (Рисунок 11 (с)).

Экспериментально и с помощью численного моделирования исследован гистерезис ВАХ p-GaAs выращенных на p-GaAs и n-GaAs подложках [A44]. Гистерезис наблюдался при измерении ВАХ со скоростью 4 В/с и увеличивался при уменьшении скорости. Появление гистерезиса обусловлено накоплением основных носителей заряда в поверхностном оксиде НП GaAs вблизи выхода на поверхность ОПЗ барьера Шоттки ( $Q_{f2}$ ), или p-n перехода ( $Q_{f1}$ ) (см. Рисунок 12 (с)). Накопление заряда происходит вследствие стремления системы к линейному распределению приложенного внешнего электрического смещения [33,34].

Накопление основных носителей заряда ( $Q_{f2}$ ) в области барьера Шоттки к НП p-GaAs приводит к уменьшению силы тока вследствие полевого эффекта (Рисунок 12 (а, f)). Накопление основных носителей заряда ( $Q_{f1}$ ) в области p-n перехода между высоколегированным НП GaAs и n-подложкой приводит к увеличению силы тока вследствие увеличения рекомбинационного тока в НП (Рисунок 12 (b, e)).

Исследованы электронные свойства НП GaAs [A14], выращенных на гибридных подложках графен/SiC методом пар-жидкость кристалл (ПЖК) при участии катализатора Au и легированных Be или Si. Показано, что между графеном и НП формируется барьер Шоттки. Высота барьера соответствует модели эффективной работы выхода для GaAs (~4.9 эВ), что, вероятно, указывает на формирование слоя As на интерфейсе графен/НП. Показано, что легирование Si примесью формирует n-тип проводимости НП.

Исследовано влияние внутренних и внешних деформаций на электронные и фотоэлектронные свойства НП GaAs [A17, A48]. Источником внутренних деформаций служило рассогласование постоянных кристаллических решёток при росте НП на (111) Si подложке. Измерение ВАХ системы зонд АСМ – НП GaAs – подложка Si в условиях темноты и при освещении лазерным излучением с длиной волны 650 нм показало несовпадение полярности фотоЭДС с результатами моделирования, не учитывающими влияние внутренней деформации. Включение деформации НП в модель с помощью учёта тензорезистивного и пьезоэлектрического эффектов в области ростового контакта позволило воспроизвести экспериментальные ВАХ. Смена полярности фотоЭДС при учёте деформации обусловлена изменением балансов барьеров зонд-НП и НП-подложка, включённых на встречу друг другу.

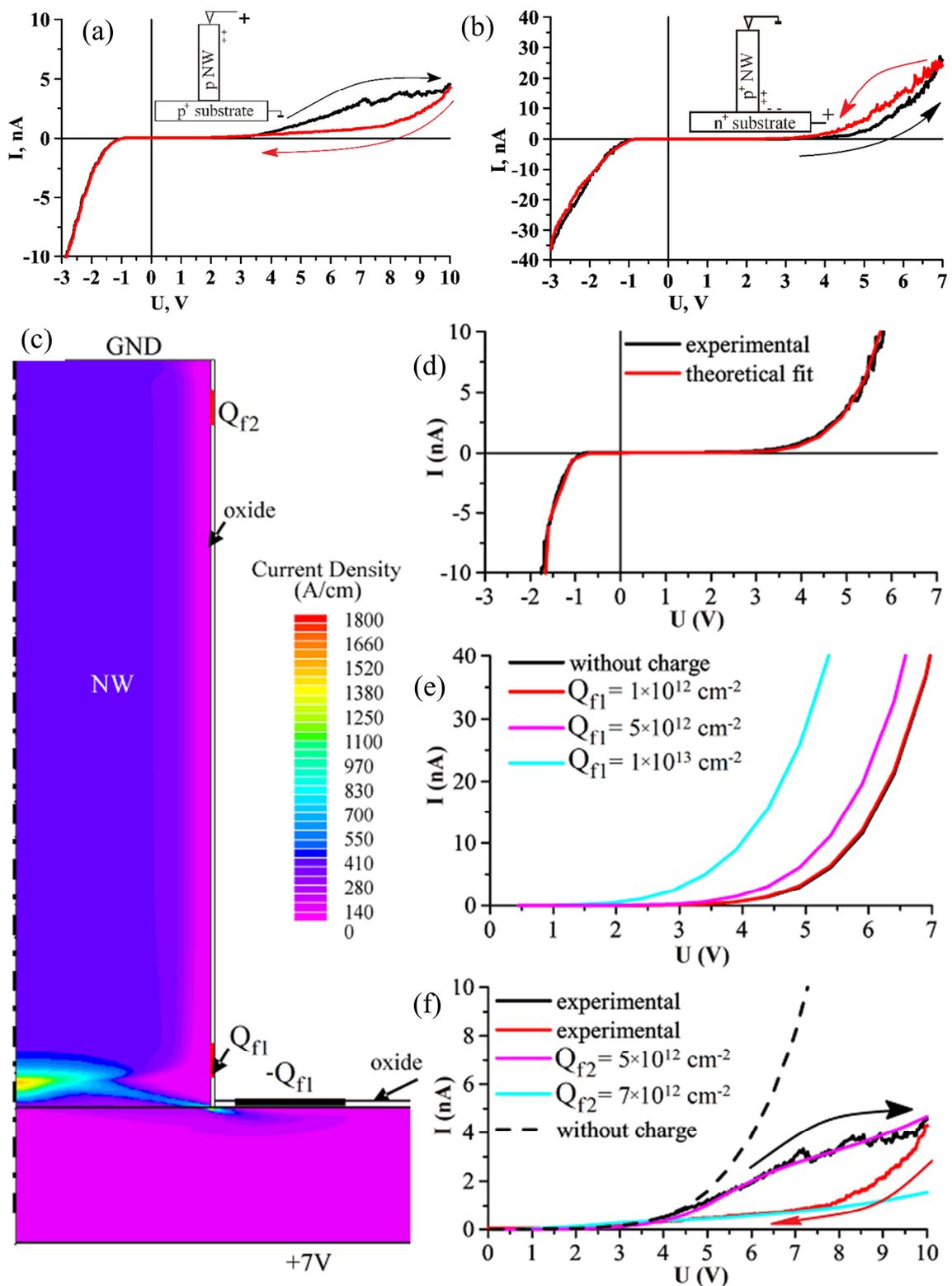


Рисунок 12. ВАХ вертикальных НП р-GaAs, выращенных на подложке р-GaAs (а) и на n-GaAs подложке (б). Чёрные и красные кривые обозначают измерения, соответствующие увеличению или уменьшению напряжения. Скорость изменения напряжения смещения составляла (а) 4 В/с и (б) 1 В/с. На вставках показана схема приложения напряжения. (с) Полусечение вертикальных р<sup>+</sup>-НП на подложке n<sup>+</sup>-GaAs с рассчитанным распределением плотности тока при напряжении смещения +7 В. Q<sub>f1</sub> и Q<sub>f2</sub> — положения фиксированных зарядов. (д) Экспериментальные и рассчитанные ВАХ р<sup>+</sup>-НП на подложке n<sup>+</sup>-GaAs без гистерезиса. (е) Рассчитанные ВАХ р<sup>+</sup>-НП на подложке n<sup>+</sup>-GaAs с фиксированной плотностью заряда Q<sub>f1</sub>. (д) Экспериментальные и рассчитанные ВАХ р-НП на подложке р<sup>+</sup>-GaAs с фиксированной плотностью заряда Q<sub>f2</sub> [A44].

Эксперименты по одноосному сжатию НП с помощью АСМ кантилевера, подкреплённые численным моделированием показали уменьшение эффективности солнечного элемента зонд - НП р-GaAs - подложка р-Si при одноосном сжатии [A17, A48].

Исследовано проявление модели ЭРВ в электронных свойствах НП WZ  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  для  $0 \leq x \leq 1$ . Показано, что при  $x \geq 0.9$  уровень Ферми на поверхности закрепляется в зоне проводимости (см. Рисунок 13 (a)), что приводит к возникновению аккумуляционного электронного слоя на поверхности НП, а также формированию омических контактов АСМ-зонд/НП [A13]. При  $x < 0.9$  ВАХ НП имеют выпрямляющий вид поскольку поверхностный уровень Ферми находится ниже дна зоны проводимости, что приводит к возникновению энергетического барьера и обеднению НП.

Изгиб НП с помощью зонда АСМ приводит к растяжению контактирующей с НП внешней части НП и соответственному движению дна зоны проводимости вниз относительно неподвижного поверхностного закреплённого уровня Ферми (Рисунок 13 (b)). Данное движение приводит к формированию канала проводимости в областях НП с  $x < 0.9$  и формированию омического контакта с проводящим слоем на ростовой подложке. Таким образом, дифференциальная проводимость НП при деформации резко увеличивается и коэффициент тензочувствительности при электрическом напряжении 0.5 В достигает рекордных значений  $\sim 10000$  (Рисунок 13 (c)) [A18].

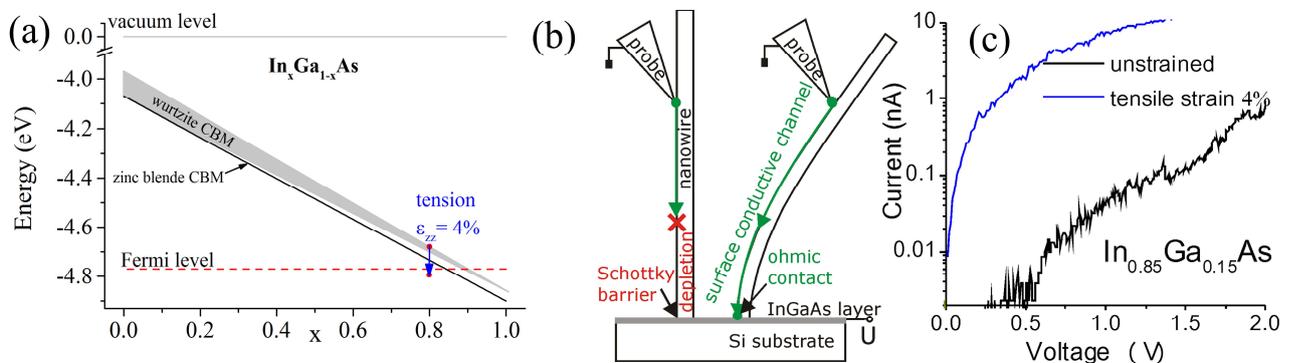


Рисунок 13. (a) Энергетическая диаграмма, показывающая положения дна зоны проводимости и поверхностного уровня Ферми (красная линия) относительно уровня вакуума в НП  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . Серая область показывает возможное положение дна зоны проводимости в WZ НП. Синяя стрелка показывает смещение зоны проводимости при деформации 4%. (b) Схематическое изображение прохождения тока (зелёная стрелка) в НП без деформации (слева) и при приложенной деформации (справа). (c) ВАХ, измеренные при деформации НП  $\text{In}_{0.85}\text{Ga}_{0.15}\text{As}$ , вызванных боковым смещением зонда [A18].

Исследована пьезоэлектрическая генерация в НП GaAs [A15] и InP [A45, A46]. Из множества образцов с различной геометрией и электронными параметрами, только на одном (массив НП GaAs с пассивацией AlGaAs) наблюдалась генерация тока при сканировании массива НП без приложения внешнего напряжения или освещения. Сила

тока не превышала 10 нА, что делает данный результат неперспективным для практического использования.

Исследованы особенности легирования НП GaP, выращенных на Si подложках [A8]. Показана возможность получения GaP с высокой концентрацией дырок при Be легировании (Рисунок 14 (а) и электронов при легировании Si примесью (Рисунок 14 (б)). Анализ ВАХ от НП с горизонтальными планарными контактами, а также спектров КРС [35] подтверждает возможность определения концентрации носителей заряда в НП с ошибкой, не превышающей половину порядка величины.

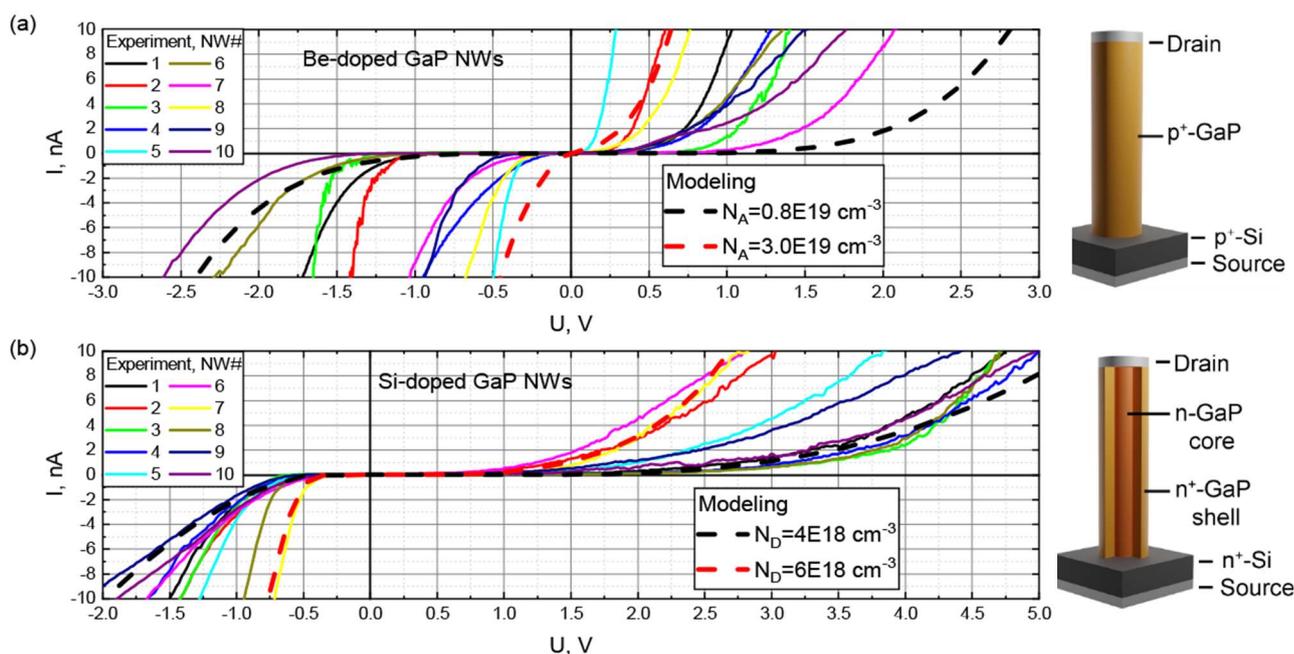


Рисунок 14. Экспериментальные ВАХ 10 отдельных вертикальных НП GaP, легированных бериллием (а) и кремнием (б), измеренные методом С-AFM, а также смоделированные кривые с различным уровнем легирования. Схематические изображения структур для моделирования (на вставках справа) [A8].

Методами проводящей АСМ и спектроскопии ФЛ исследовано влияние *in situ* (AlGaAs, GaP, [A3, A12], Рисунок 11 (а)) и *ex situ* (химической нитридной [15] [A3, A5, A49] и сульфидной [14][A5], Рисунок 11 (б)) пассивации поверхности НП GaAs. Измерение ВАХ непосредственно сразу после пассивации и после длительного хранения показало стабильность всех пассивирующих покрытий при хранении НП в атмосферных условиях, за исключением сульфидной пассивации. Показано, что в НП  $p^+$ -GaAs рост монослойного покрытия GaP приводит к формированию омического контакта между Au каталитической шапочкой и НП [A3, A12], что, вероятно, обусловлено встраиванием фосфора под шапочку при ПЖК росте. В НП  $p^+$  GaAs вследствие высокого уровня легирования, снижение ППС при пассивации не оказывало существенного изменения на проводимость НП и форма ВАХ в основном определялась свойствами контактов к НП.

Для нелегированных НП нитридная пассивация приводила к увеличению силы тока, но не приводила к появлению канала проводимости в НП и эффективным инструментом для анализа снижения ППС являлось измерение спектров ФЛ (Рисунок 15).

В нелегированных НП происходит тушение ФЛ даже после пассивации поверхности. Для определения относительного изменения скорости поверхностной безызлучательной рекомбинации разработан метод, при котором ФЛ измеряется при накачке достаточной для формирования минимальной необеднённой области, в которой происходит излучательная рекомбинация [A5]. Тогда снижение ППС приводит к пропорциональному снижению скорости поверхностной рекомбинации и пропорциональному увеличению площади сечения необеднённой области с излучательной рекомбинацией. Показано, что нитридная (GaN) пассивация увеличивает интенсивность ФЛ в 6 раз (Рисунок 15 (a)).

В НП  $p^+$  GaAs наиболее эффективными пассивациями оказались AlGaAs и GaN, приводящие к увеличению ФЛ на несколько порядков. Пассивация GaP увеличивает интенсивность ФЛ на порядок (Рисунок 15 (b)). Интенсивное оптическое излучение приводит к деградации пассивирующих покрытий, которые деградируют при плотности излучения 30 кВт/см<sup>2</sup>, 300 кВт/см<sup>2</sup>, и 500 кВт/см<sup>2</sup> для GaN, GaP и AlGaAs соответственно, что обусловлено фотоокислением монослойного (GaN и GaP) и 10 нм (AlGaAs) [A47].

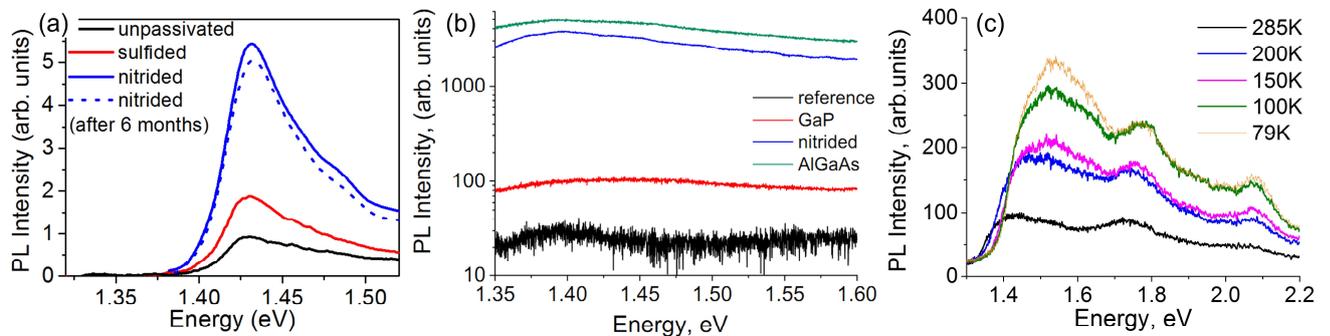


Рисунок 15. (a) Спектры ФЛ, полученные в средней части нитридизованных, сульфидированных и непассивированных нелегированных GaAs НП, при 300 К. Также представлен спектр ФЛ нитридизованного НП, измеренный после шести месяцев хранения на воздухе. (b) Спектры непассивированного  $p^+$ -GaAs НП (черная кривая), пассивированного GaP (красная кривая), нитридизованного (синяя кривая) и пассивированного AlGaAs (зеленая кривая). (c) Спектры ФЛ от одиночного  $p^+$  - GaAs НП при различных температурах [A5, A47].

В спектрах ФЛ НП  $p^+$  GaAs:Zn с  $N_a=1 \cdot 10^{19}-5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$  наблюдается пик в области 1.7 эВ при температурах 79-300 К обусловленный переходами из валентной зоны в L-долину зоны проводимости (Рисунок 15 (c)) [A47].

Для GaP НП с деформацией, достигающей  $\pm 5\%$  (Рисунок 3(c)) определены значения сдвигов TO и LA+TA фоннных линий, которые составили  $\xi_{TO1} = -2.4 \pm 0.2$ ,  $\xi_{TO2}$

$= -4.5 \pm 0.2$ , и  $\xi_{LA+TA} = -3.4 \pm 0.2 \text{ см}^{-1}$  на % деформации [A19, A20].

В **шестой главе** представлены результаты исследований дихалькогенидов переходных металлов (ДПМ), которые, с одной стороны, отличаются от рассмотренных в предыдущих разделах АЗВ5 полупроводников, с другой стороны, в атмосферных условиях демонстрируют явления аналогичные явлениям на поверхности АЗВ5.

Исследованы электронные и оптические явления в ДПМ. Определена зависимость работы выхода  $\text{MoSe}_2$  и  $\text{WSe}_2$  в зависимости от количества монослоёв. Работа выхода монослоя  $\text{MoSe}_2$  составляет  $4.25 \pm 0.05$  эВ (Рисунок 16 (с)), а монослоя  $\text{WSe}_2$   $4.1 \pm 0.05$  эВ. С увеличением количества слоёв работа выхода нелинейно возрастает на  $\sim 150$  мэВ для пяти слоёв и выходит в насыщение в объёмном материале (на  $\sim 250$  мэВ больше чем в монослое) [A2, A50, A51].

Исследование  $\text{MoSe}_2$  на различных подложках (однослойный и двухслойный графен (Рисунок 16), Ni, Au,  $\text{SiO}_2$ ) показало, что в зависимости от работы выхода ДПМ и подложки может формироваться энергетический барьер (Рисунок 16 (g)), высота которого определяет электронные (Рисунок 16 (d)), фотоэлектронные (Рисунок 16 (i)) и фотохимические (Рисунок 16 (i-h)) процессы в ДПМ. При увеличении разности работ выхода, в области барьера происходит увеличение вероятности диссоциации экситонов, сформированных при оптическом возбуждении ДПМ, что приводит к снижению интенсивности экситонной ФЛ. В частности, при контакте  $\text{MoSe}_2$  с однослойным графеном интенсивность ФЛ на порядок меньше (Рисунок 16 (i)), чем при контакте с двухслойным графеном, вследствие увеличения разности работ выхода с монослойным графеном на  $\sim 100$  мэВ (Рисунок 16 (b, c)) [A2, A53].

При наличии водной плёнки на поверхности  $\text{MoSe}_2$  диссоциация экситонов в области барьера между ДПМ и подложкой приводит к фоторазложению воды и окислению ДПМ (Рисунок 16 (g)). Данный процесс аналогичен ЛАО, однако в данном случае источником носителей заряда является не СЗМ зонд с приложенным электрическим потенциалом, а внешнее освещение, приводящее к фотогенерации. Поскольку оксиды (Рисунок 16(h))  $\text{MoSe}_2$  водорастворимы (Рисунок 16 (f)), длительное хранение в атмосферных условиях при освещении ДПМ на подложке с большой разностью работ выхода (например,  $\sim 200$  мэВ  $\text{MoSe}_2/\text{Ni}$  [A52]) приводит к структурной деградации флейка. Таким образом, с учётом результатов, представленных в Главе 3, подбор материала подложки и электрических контактов с учётом работы выхода ДПМ с заданной толщиной является ключевым фактором, обеспечивающим стабильность флейка в атмосферных условиях. Разность работ выхода должна быть как можно меньшей для предотвращения структурной деградации ДПМ.

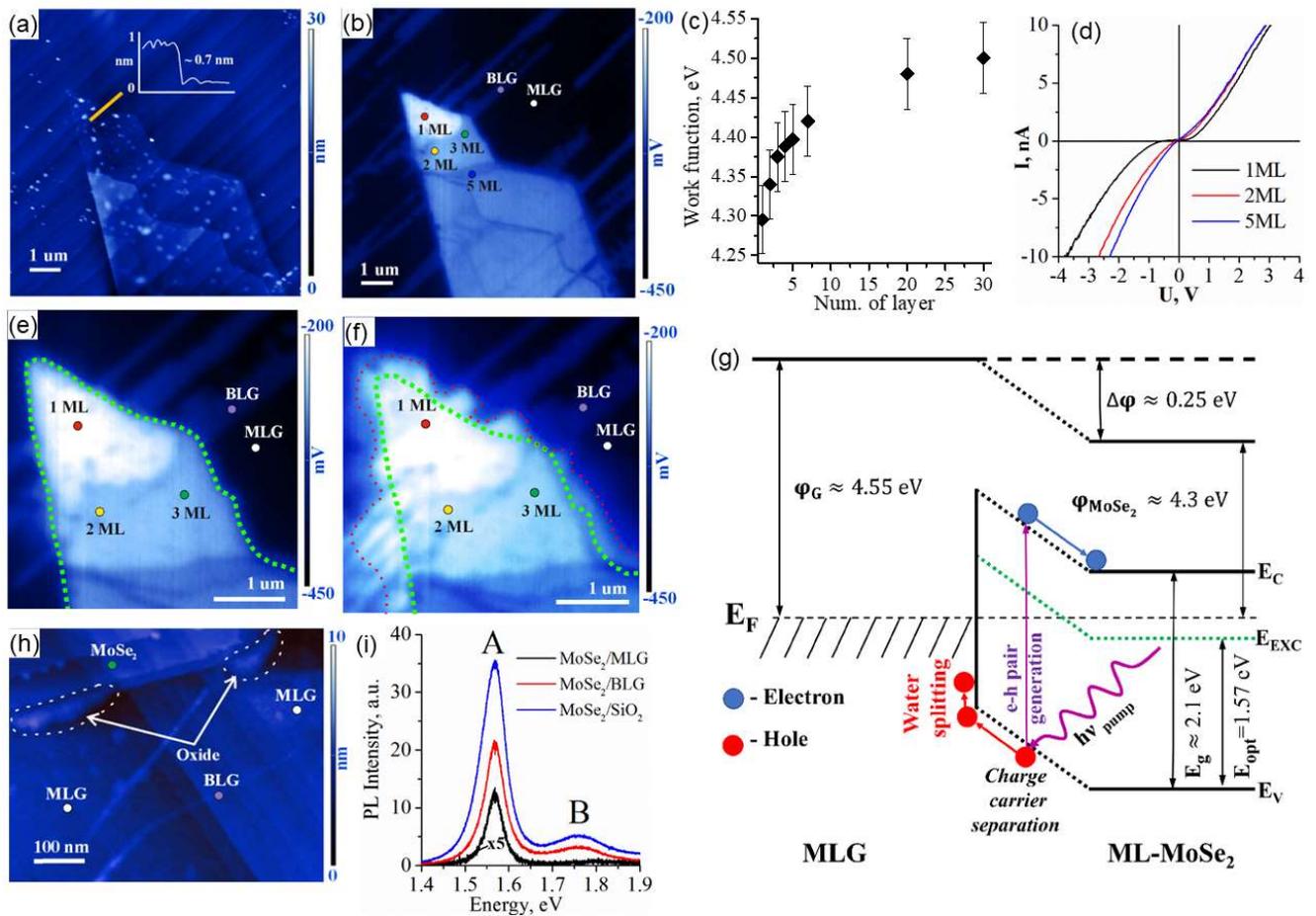


Рисунок 16. Флейк  $\text{MoSe}_2$  на подложке SiC с участками однослойного (MLG) и двухслойного (BLG) графена. (a) Топография. (b) Распределение поверхностного потенциала. (c) Работа выхода ( $\phi$ ) и (d) ВАХ, измеренные методом проводящей АСМ в зависимости от количества монослоёв (ML)  $\text{MoSe}_2$  [A53]. Распределение поверхностного потенциала в условиях повышенной влажности и возбуждения структуры (e) белой лампой и красным лазером и (f) инфракрасным лазером. Зелёная пунктирная линия обозначает контур флейка  $\text{MoSe}_2$ . Красная пунктирная линия на рисунке (e) выделяет области возникшего высокого потенциала, соответствующие растворённому оксиду. (g) Энергетическая диаграмма гетероперехода  $\text{MoSe}_2$ /графен с MLG. Фиолетовые линии показывают фотопоглощение и генерацию электронно-дырочных пар, а зелёные линии – фотолюминесценцию вследствие рекомбинации экситонов. Красные и синие линии показывают поведение дырок и электронов соответственно. Интерфейсный барьер на гетеропереходе  $\text{MoSe}_2$ /графен схематически показан чёрными пунктирными линиями. (h) Топография. Стрелки и пунктирные контуры показывают окисленные области. (i) Спектры ФЛ для монослоя  $\text{MoSe}_2$ , лежащего на MLG и BLG, а также  $\text{SiO}_2$ .

Разработан метод исследования локальных оптомеханических свойств ДПМ. Метод заключается в локальной деформации с помощью СЗМ зонда флейка ДПМ, перенесённого на мягкую полимерную подложку с одновременным картированием спектров ФЛ. Показана возможность создания упругих деформаций растяжения монослоя ДПМ, достигающих 1%. Вследствие сопоставимости размеров деформированной области и латерального оптического разрешения наблюдаемый при деформации сдвиг экситонной ФЛ достигал 13 мэВ. Учёт разрешения оптической

системы позволил определить скорость сдвига пика экситонной ФЛ от деформации растяжения, которая составила 30 мэВ/% [A16].

Продемонстрированы способы увеличения интенсивности ФЛ объёмных непрямозонных ДПМ. Показана возможность усиления непрямозонной ФЛ в многослойных ДПМ. На примере флейка MoSe<sub>2</sub> толщиной 70 нм на подложке Au (50 нм)/Si продемонстрировано увеличение интенсивности ФЛ при создании микродисковых резонаторов (Рисунок 17 (f)), в спектрах которых наблюдались особенности, обусловленные модами шепчущей галереи (МШГ, WGM) [A24, A25].

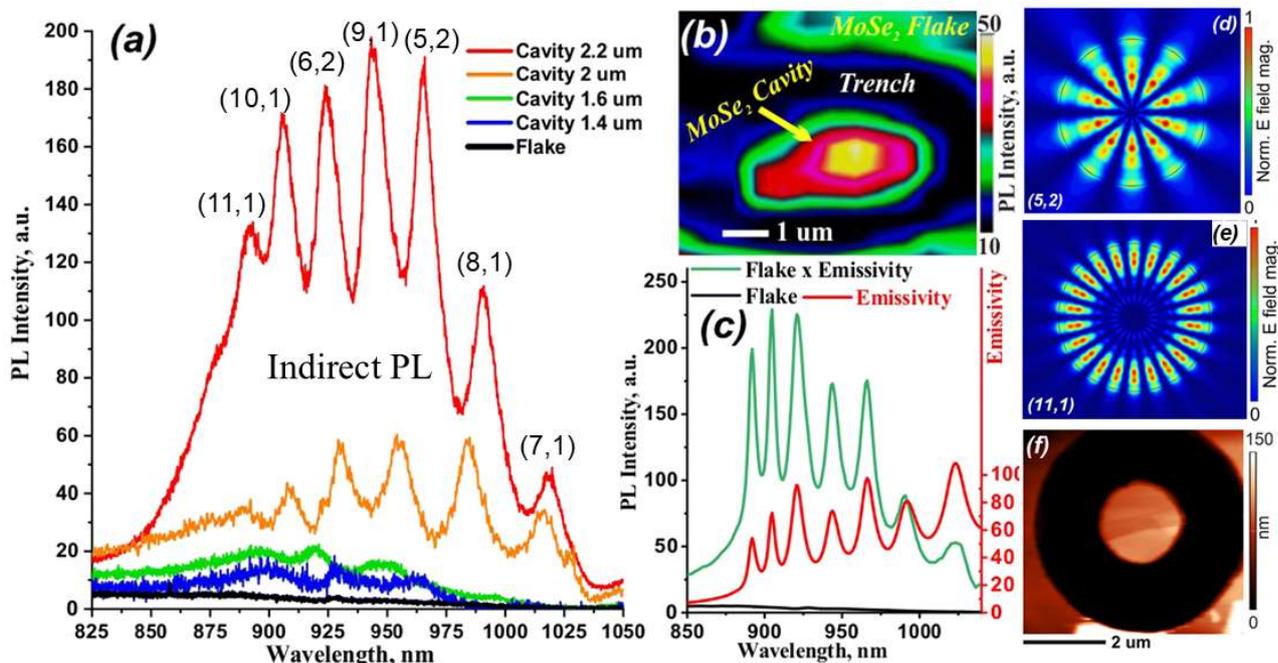


Рисунок 17. Микродисковые резонаторы MoSe<sub>2</sub> толщиной 70 нм. (a) Спектры ФЛ микродисковых резонаторов (cavity) различного диаметра. (b) Картирование фотолюминесценции микродиска диаметром 2 мкм. (c) Расчетная излучательная способность микродиска диаметром 2.2 мкм (красная кривая), спектр флейков (черная кривая) и спектр флейков, умноженный на излучательную способность (зеленая кривая). (d,e) Распределение электрического поля в резонаторе для мод (11,1) и (5,2) с соответствующими азимутальными и радиальными числами. (f) АСМ изображение микродиска диаметром 2.2 мкм [A25].

Было показано, что оптимальный диаметр резонатора составляет 2.2 мкм, что обеспечивает коэффициент усиления  $\approx 100$  по сравнению с исходным флейком (Рисунок 17 (a)). Эксперименты по рассеянию и моделирование (Рисунок 17 (c-e)) также выявили МШГ и подтвердили данные, полученные с помощью ФЛ. Усиление ФЛ в резонаторах происходит за счёт эффекта Парселла, что было подтверждено измерением время-разрешённой ФЛ. Измерение ФЛ при различных температурах выявило вклад в ФЛ двух переходов – прямого ( $\approx 1.4$  эВ) и непрямого ( $\approx 1.25$  эВ). При увеличении диаметра микродиска (3-10 мкм) происходило уменьшение коэффициента увеличения

интенсивности ФЛ вследствие увеличения потерь на поглощении в резонаторе большего размера. Усиление преимущественно непрямозонной ФЛ обусловлено меньшим собственным поглощением ДПМ в данной спектральной области.

Предложена двойная гетероструктура, состоящая из широкозонных обкладок из многослойного  $WS_2$ , выполняющих роль оптического резонатора, между которыми помещён относительно узкозонный монослой  $MoSe_2$  с интенсивной экситонной ФЛ на длине волны  $\sim 800$  нм [A26]. Из вертикальной 25-нм  $WS_2/1$  ML  $MoSe_2/25$ -нм  $WS_2$  гетероструктуры были вырезаны микродиски диаметром 2-4 мкм методом ф-СЗЛ (Рисунок 18). Обнаружено увеличение интенсивности экситонной ФЛ  $MoSe_2$  в 4-10 раз в микродисках по сравнению с ФЛ исходной гетероструктуры.

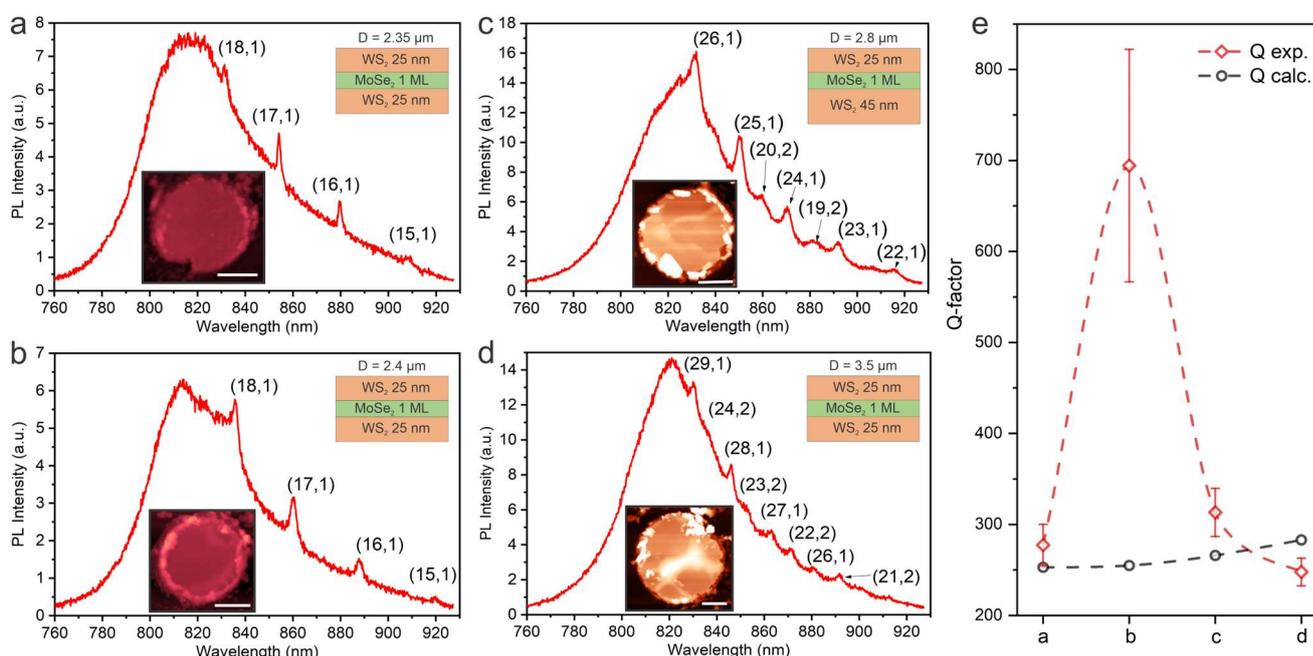


Рисунок 18. Спектры ФЛ микродисковых резонаторов  $WS_2/MoSe_2/WS_2$  (a)–(d). Правые вставки показывают структуру и размеры. Центральные вставки показывают АСМ-изображения. Масштабная линейка – 1 мкм. (e) Экспериментальные (красный) и расчётные добротности пиков МШГ в спектральном диапазоне 840–860 нм [A26].

При измерении спектров ФЛ вблизи краёв микродисков в спектрах экситонной ФЛ проявлялись узкие спектральные особенности, соответствующие модам шепчущей галереи. Спектральное положение МШГ определялось размерами микродисков. Наиболее добротные МШГ наблюдались в микродиске диаметром 2.35 мкм с оптической добротностью, достигающей 700, что превышало значения, предсказанные моделированием (Рисунок 18 (e)). Такая высокая добротность указывает на режим усиления спонтанной эмиссии в оптическом резонаторе. Данный результат демонстрирует перспективный подход к созданию нанопотонных светоизлучающих

устройств, полностью основанных на гетероструктурах ДПМ, обеспечивающих точную настройку длины волны и сверхкомпактный размер.

**В Заключение** подведены итоги работы:

1. Разработаны сканирующие зондовые методы исследования электронных и оптических свойств полупроводниковых структур (нанопроводов  $A_3B_5$ , ван-дер-ваальсовых гетероструктур на основе ДПМ). Разработан метод измерения вольт-амперных характеристик одиночных полупроводниковых нанопроводов с помощью проводящей атомно-силовой микроскопии. Численное моделирование измеренных ВАХ позволяет определять уровень легирования НП и подвижность носителей заряда с точностью до половины порядка величины. Для горизонтальных НП показана возможность выявлять положение p-n переходов с суб-100 нм разрешением.

2. Исследованы поверхностные и контактные явления в полупроводниковых НП. Продемонстрирована доминирующая роль поверхностных электронных явлений в полупроводниковых НП вследствие высокой плотности поверхностных состояний, возникающих преимущественно при образовании естественного поверхностного оксида в атмосферных условиях. Исследование поверхности НП  $A_3As$ , а также  $A_3As$  и  $A_3Sb$  объёмных кристаллов со слоем естественного оксида выявило универсальную природу поверхностных состояний, обусловленную образованием слоя элемента V-группы на границе с кристаллом при окислении поверхности, что соответствует модели эффективной работы выхода. Осуществлено дальнейшее развитие модели эффективной работы выхода, позволяющее определять положение закрепления уровня Ферми на поверхности и работу выхода в зависимости от электронных свойств объёмного кристалла, а также параметров поверхностного слоя V-группы. Данная модель может быть применена и в других материалах (ДПМ) при условии химической модификации поверхности или интерфейса в области контакта.

3. Исследование работы выхода, состава и структуры поверхности НП  $A_3P$  со слоем естественного оксида не выявило образования слоя фосфора на границе с полупроводниковым кристаллом. Показана возможность управлять работой выхода НП в широком диапазоне с помощью изменения легирования, кристаллической фазы в НП и состава в тройных соединениях.

4. Образование двухслойной структуры (слой V-группы и слой оксида III-группы) на поверхности полупроводников  $A_3As$  и  $A_3Sb$  вследствие более интенсивного окисления элементов III-группы может иметь различные проявления в работе полупроводниковых электронных приборов. Оксид III-группы содержит ловушки,

захватывающие носители заряда, что в случае НП приводит к гистерезису ВАХ. Близость эффективной работы выхода слоя V-группы ко дну зоны проводимости или потолку валентной зоны полупроводника позволяет создать омический контакт к такой поверхности. С другой стороны, поверхностный слой увеличивает токи утечки, а также является источником центров безызлучательной рекомбинации. Для исключения влияния поверхностных слоёв в НП АЗAs были исследованы различные методы пассивации поверхности (in situ рост AlGaAs или GaP покрытий или ex situ химическая нитридная пассивация). Разработаны методы определения эффективности пассивации с помощью измерения ВАХ и интенсивности фотолюминесценции в НП. Выявлено комплексное влияние пассивации как на поверхностные, так и на контактные электронные процессы. Исследована стабильность пассивирующих покрытий при интенсивном оптическом возбуждении.

5. Разработаны методы исследования электромеханических явлений в одиночных нанопроводах при прецизионном контроле силы воздействия СЗМ зонда на НП в заданной точке на поверхности НП при боковом изгибе, а также одноосной деформации сжатия. Исследована пьезоэлектрическая генерация в НП АЗAs и АЗР и показана её низкая эффективность. Предложен и экспериментально продемонстрирован тензорезистивный эффект в одиночных НП InGaAs, заключающийся в увеличении проводимости НП при растяжении НП вследствие смещения дна зоны проводимости ниже поверхностного уровня As. Продemonстрирован рекордный коэффициент тензочувствительности достигающий  $\sim 10000$ . Выявлено критическое влияние деформаций, возникающих при росте НП GaAs на рассогласованных Si подложках, приводящее к снижению эффективности солнечного элемента. Данное обстоятельство, а также сложность создания стабильных пассивирующих покрытий делает НП GaAs неперспективными для массового производства солнечных элементов.

6. Показано, что окисление поверхности полупроводников может быть усилено с помощью электрического или оптического воздействия. Применение сканирующих зондовых методов позволило производить окисление локально, с последующим исследованием. Наличие водной плёнки на поверхности полупроводников в атмосферных условиях позволило провести локальное анодное окисление поверхности MoSe<sub>2</sub> и графена с рекордным латеральным разрешением 10 нм. В полупроводниках АЗAs и АЗSb продемонстрирована возможность контроля толщины и структуры слоя V-группы при фотоокислении поверхности с субмикронным латеральным разрешением.

7. Разработаны методы исследования оптомеханических явлений в НП и слоях ДПМ при деформации зондом АСМ, достигающей 5%. Спектральная зависимость

фононных мод от деформации при картировании спектров комбинационного рассеяния света позволила выявить нетривиальное распределение электрического поля в НП, зависящее от диаметра НП и относительного положения места оптической накачки/сбора в конфокальном эксперименте. Определены особенности поведения экситонной фотолюминесценции при деформации монослоя  $\text{MoSe}_2$ .

8. Усовершенствованы методы механической сканирующей зондовой литографии (фрикционная зондовая литография, зондовое выглаживание) для современных полупроводниковых материалов с различной твёрдостью, а также с сильной механической анизотропией. Созданы различные элементы диэлектрической нанопотоники (фотонные кристаллы, дисковые резонаторы, волноводы). Показана возможность создания структур с качеством, достаточным для проявления резонансных оптических явлений. Метод механической сканирующей зондовой литографии является универсальным и позволяет изготавливать прототипы для оценки перспектив новых материалов, для которых ещё не разработаны методы масочной литографии.

9. Продемонстрированы различные подходы создания светоизлучающих структур на основе объёмных непрямозонных ДПМ с высоким показателем преломления света. Обнаружено усиление фотолюминесценции на несколько порядков в микродисках  $\text{MoSe}_2$  за счёт эффекта Парселла. Создана вертикальная гетероструктура из объёмного  $\text{WS}_2$  с монослоем  $\text{MoSe}_2$  по середине. Показана возможность усиления и контроля спектральных особенностей фотолюминесценции монослоя оптическим резонатором  $\text{WS}_2$  заданных размеров. Сочетание методов механической сканирующей зондовой литографии и идея ван-дер-ваальсовых гетероструктур, открывают большие возможности для создания перспективных электронных и оптических приборов, а также выявлению новых физических эффектов.

#### **Список работ автора по теме диссертации**

[П1] СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ ПОКРЫТИЙ К ПОДЛОЖКЕ, ЛАШКОВА Н.А., МАКСИМОВ А.И., АЛЕКСЕЕВ П.А., МОШНИКОВ В.А., Тип: патент на изобретение, Номер патента: RU 2635335 C1, 2017

[A1] Атомно-силовая микроскопия для исследования наноструктурированных материалов и приборных структур / В. А. Мошников, Ю. М. Спивак, П. А. Алексеев, Н. В. Пермьяков. Санкт-Петербург: Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет "ЛЭТИ" им. В.И. Ульянова (Ленина), 2014.–144 с. – ISBN 978-5-7629-1471-0.

[A2]  $\text{MoSe}_2/\text{graphene}/6\text{H-SiC}$  heterojunctions: Energy band diagram and photodegradation / V. R. Borodin, M. S. Dunaevskiy, V. A. Sharov [et al.] // Semiconductor Science and Technology. – 2019. – Vol. 34, No. 12. – P. 125007. – [DOI 10.1088/1361-6641/ab4b05](https://doi.org/10.1088/1361-6641/ab4b05).

[A3] Influence of surface passivation on electric properties of individual gaas nanowires studied by current–voltage AFM measurements / P. Geydt, E. Lähderanta, P. A. Alekseev [et al.] // Lithuanian Journal of Physics. – 2016. – Vol. 56, No. 2. – P. 92-101. – [DOI 10.3952/physics.v56i2.3305](https://doi.org/10.3952/physics.v56i2.3305).

[A4] Исследование кристаллической и электронной структуры графеновых пленок, выращенных на 6H-SiC (0001) / В. Ю. Давыдов, Д. Ю. Усачев, С. П. Лебедев [и др.] // Физика и техника полупроводников. – 2017. – Т. 51, № 8. – С. 1116-1124. – [DOI 10.21883/FTP.2017.08.44800.8559](https://doi.org/10.21883/FTP.2017.08.44800.8559).

[A5] Nitride surface passivation of GaAs nanowires: Impact on surface state density / P. A. Alekseev [et al.] // Nano Letters. – 2015. – Vol. 15, No. 1. – P. 63-68. – [DOI 10.1021/nl502909k](https://doi.org/10.1021/nl502909k).

[A6] Проводимость наноконтакта к IIIAs- и IIISb-полупроводникам со слоем естественного оксида / П. А. Алексеев, Е. В. Куницына, В. С. Сунцова [и др.] // Письма в Журнал технической физики. – 2024. – Т. 50, № 11. – С. 42-46. – [DOI 10.61011/PJTF.2024.11.57910.19830](https://doi.org/10.61011/PJTF.2024.11.57910.19830).

[A7] P–n junctions in planar GaAs nanowires / B. R. Borodin, P. A. Alekseev, V. Khayrudinov [et al.] // CrystEngComm. – 2023. – Vol. 25, No. 9. – P. 1374-1382. – [DOI 10.1039/d2ce01438f](https://doi.org/10.1039/d2ce01438f).

[A8] Highly-doped MBE-grown GaP nanowires: Synthesis, electrical study and modeling / V. Sharov, K. Novikova, A. Mozharov [et al.] // Scripta Materialia. – 2024. – Vol. 248. – P. 116128. – [DOI 10.1016/j.scriptamat.2024.116128](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2024.116128).

[A9] Study of local anodic oxidation regimes in MoSe<sub>2</sub> / B. R. Borodin, P. A. Alekseev // Nanotechnology. – 2021. – Vol. 32, No. 15. – P. 155304. – [DOI 10.1088/1361-6528/abd817](https://doi.org/10.1088/1361-6528/abd817).

[A10] Work function tailoring in gallium phosphide nanowires / V. Sharov [et al.] // Applied Surface Science. – 2021. – Vol. 563. – P. 150018. – [DOI 10.1016/j.apsusc.2021.150018](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2021.150018).

[A11] Scanning probe microscopy of AlGaAs/GaAs diode after partial electrical breakdown / A. O. Mikhaylov, P. A. Alekseev, A. A. Podoskin [et al.] // Journal of Physics: Conference Series, - 2018. – Vol. 1124. – P. 081013. – [DOI 10.1088/1742-6596/1124/8/081013](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1124/8/081013).

[A12] Observation of linear I-V curves on vertical GaAs nanowires with atomic force microscope / P. Geydt, E. Lähderanta, P. A. Alekseev [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2015. – Vol. 661, No. 1. – P. 012031. – [DOI 10.1088/1742-6596/661/1/012031](https://doi.org/10.1088/1742-6596/661/1/012031).

[A13] Composition-dependent conductivity of In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As nanowires / V. Sharov, P. Alekseev, M. Dunaevskiy [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol. 1124. – No. 8. – P. 081023. – [DOI 10.1088/1742-6596/1124/8/081023](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1124/8/081023).

[A14] Электрические свойства GaAs нитевидных нанокристаллов, выращенных на гибридных подложках графен/SiC / П. А. Алексеев, М. С. Дунаевский, А. О. Михайлов [и др.] // Физика и техника полупроводников. – 2018. – Т. 52, № 12. – С. 1507-1511. – [DOI 10.21883/FTP.2018.12.46766.8882](https://doi.org/10.21883/FTP.2018.12.46766.8882).

[A15] Piezoelectric Current Generation in Wurtzite GaAs Nanowires / P. A. Alekseev, M. S. Dunaevskiy, I. P. Soshnikov [et al.] // Physica Status Solidi. Rapid Research Letters. – 2018. – Vol. 12, No. 1. – P. 1700358. – [DOI 10.1002/pssr.201700358](https://doi.org/10.1002/pssr.201700358).

[A16] Measurement of local optomechanical properties of a direct bandgap 2D semiconductor / F. A. Benimetskiy, V. Kravtsov, K. B. Agapev [et al.] // APL Materials. – 2019. – Vol. 7, No. 10. – P. 101126. – [DOI 10.1063/1.5117259](https://doi.org/10.1063/1.5117259).

[A17] Effect of the uniaxial compression on the GaAs nanowire solar cell / P. A. Alekseev [et al.] // Micromachines. – 2020. – Vol. 11, No. 6. – P. 1-13. – [DOI 10.3390/mi11060581](https://doi.org/10.3390/mi11060581).

[A18] Control of conductivity of In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As nanowires by applied tension and surface states / P. A. Alekseev, V. A. Sharov, M. S. Dunaevskiy [et al.] // Nano Letters. – 2019. – Vol. 19, No. 7. – P. 4463-4469. – [DOI 10.1021/acs.nanolett.9b01264](https://doi.org/10.1021/acs.nanolett.9b01264).

[A19] Nanoscale Electric Field Probing in a Single Nanowire with Raman Spectroscopy and Elastic Strain / V. A. Sharov, A. M. Mozharov, V. V. Fedorov [et al.] // Nano Letters. – 2022. – Vol. 22, No. 23. – P. 9523-9528. – [DOI 10.1021/acs.nanolett.2c03637](https://doi.org/10.1021/acs.nanolett.2c03637).

[A20] Deep-Subwavelength Raman Imaging of the Strained GaP Nanowires / V. A. Sharov, A. D. Bolshakov, V. V. Fedorov [et al.] // Journal of Physical Chemistry C. – 2020. – Vol. 124, No. 25. – P. 14054-14060. – [DOI 10.1021/acs.jpcc.0c04300](https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.0c04300).

[A21] Особенности формирования GaAs микродисков методом механической сканирующей зондовой литографии / П. А. Алексеев, М. Е. Попов // Письма в Журнал технической физики. – 2025. – Т. 51, № 9. – С. 31-34. – [DOI 10.61011/PJTF.2025.09.00000.00000](https://doi.org/10.61011/PJTF.2025.09.00000.00000).

[10.61011/PJTF.2025.09.60229.20192](https://doi.org/10.61011/PJTF.2025.09.60229.20192).

[A20] Mechanical scanning probe lithography of perovskites for fabrication of high-Q planar polaritonic cavities / N. Glebov, M. Masharin, B. Borodin [et al.] // Applied Physics Letters. – 2023. – Vol. 122, No. 14. – [DOI 10.1063/5.0142570](https://doi.org/10.1063/5.0142570).

[A23] Mechanical frictional scanning probe lithography of TMDCs / B. R. Borodin, P. A. Alekseev, F. A. Benimetskiy // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 2103. – P. 012090. – [DOI 10.1088/1742-6596/2103/1/012090](https://doi.org/10.1088/1742-6596/2103/1/012090).

[A24] Mechanical scanning probe lithography of nanophotonic devices based on multilayer TMDCs / B. R. Borodin, V. Y. Davydov, I. A. Eliseyev [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 2015. – P. 012020. – [DOI 10.1088/1742-6596/2015/1/012020](https://doi.org/10.1088/1742-6596/2015/1/012020).

[A25] Indirect bandgap MoSe<sub>2</sub> resonators for light-emitting nanophotonics / B. R. Borodin, F. A. Benimetskiy, V. Yu. Davydov [et al.] // Nanoscale Horizons. – 2023. – Vol. 8, No. 3. – P. 396-403. – [DOI 10.1039/d2nh00465h](https://doi.org/10.1039/d2nh00465h).

[A26] Engineering whispering gallery modes in MoSe<sub>2</sub>/WS<sub>2</sub> double heterostructure nanocavities: Towards developing all-TMDC light sources / P.A. Alekseev [et al.] // Materials Today Nano. – 2025. – Vol. 30, - P. 100633. – [DOI 10.1016/j.mtnano.2025.100633](https://doi.org/10.1016/j.mtnano.2025.100633).

[A27] Effect of Interfacial Contamination on the Charge Redistribution and Photoluminescence of the MoSe<sub>2</sub>/Au Heterostructure: Implications for Photodevices / B. R. Borodin, F. A. Benimetskiy, V. Yu. Davydov [et al.] // ACS Applied Nano Materials. – 2023. – Vol. 6, No. 14. – P. 13148-13154. – [DOI 10.1021/acsanm.3c01883](https://doi.org/10.1021/acsanm.3c01883).

[A28] Anisotropy of local anodic oxidation process in thin MoSe<sub>2</sub> films / B. R. Borodin, M. S. Dunaevskiy, P. A. Alekseev, F. A. Benimetskiy // Journal of Physics: Conference Series. – 2020. – Vol. 1697. – P. 012096. – [DOI 10.1088/1742-6596/1697/1/012096](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1697/1/012096).

[A28] Photoluminescence enhancement in multilayered MoSe<sub>2</sub> nanostructures obtained by local anodic oxidation / B. R. Borodin, V. Y. Davydov, A. N. Smirnov [et al.] // 2D Materials. – 2022. – Vol. 9, No. 1. – P. 015010. – [DOI 10.1088/2053-1583/ac325a](https://doi.org/10.1088/2053-1583/ac325a).

[A29] Local anodic oxidation as a method of fabrication optoelectronic devices based on thin TMDC layers / B. R. Borodin, A. N. Smirnov, V. Y. Davydov [et al.] // AIP Conference Proceedings. – 2020. – Vol. 2300. – P. 020011. – [DOI 10.1063/5.0031748](https://doi.org/10.1063/5.0031748).

[A30] Локальное анодное окисление слоев графена на SiC / П. А. Алексеев, Б. Р. Бородин, М. С. Дунаевский [и др.] // Письма в Журнал технической физики. – 2018. – Т. 44, № 9. – С. 34-40. – [DOI 10.21883/PJTF.2018.09.46063.17211](https://doi.org/10.21883/PJTF.2018.09.46063.17211).

[A31] Терагерцевый ближнепольный отклик в лентах графена / П. А. Алексеев, Б. Р. Бородин, И. А. Мустафин [и др.] // Письма в Журнал технической физики. – 2020. – Т. 46, № 15(153). – С. 29-32. – [DOI 10.21883/PJTF.2020.15.49745.18256](https://doi.org/10.21883/PJTF.2020.15.49745.18256).

[A32] Observing visible-range photoluminescence in GaAs nanowires modified by laser irradiation / P. A. Alekseev, M. S. Dunaevskiy, D. A. Kirilenko [et al.] // Journal of Applied Physics. – 2017. – Vol. 121, No. 7. – P. 074302. – [DOI 10.1063/1.4976681](https://doi.org/10.1063/1.4976681).

[A34] Unified mechanism of the surface Fermi level pinning in III-As nanowires / P. A. Alekseev, M. S. Dunaevskiy, A. N. Smirnov [et al.] // Nanotechnology. – 2018. – Vol. 29, No. 31. – P. 314003. – [DOI 10.1088/1361-6528/aac480](https://doi.org/10.1088/1361-6528/aac480).

[A35] Advanced effective work function model for photo-oxidized GaAs and GaSb surfaces / P. A. Alekseev, V. A. Sharov // Materials Science in Semiconductor Processing. – 2025. – Vol. 198. – P. 109792. – [DOI 10.1016/j.mssp.2025.109792](https://doi.org/10.1016/j.mssp.2025.109792)

[A36] Optoelectronic properties of the Sb/III-Sb interface induced by laser photooxidation / P. A. Alekseev, I. A. Eliseyev, V. V. Romanov [et al.] // Applied Physics Letters. – 2023. – Vol. 123, No. 26. – P. 261601. – [DOI 10.1063/5.0164062](https://doi.org/10.1063/5.0164062).

[A37] Закрепление уровня Ферми на окисленной поверхности (110) полупроводников AIII-Sb / П. А. Алексеев [и др.] // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2023. – Т. 87, № 6. – С. 829-832. – [DOI 10.31857/S0367676523701430](https://doi.org/10.31857/S0367676523701430).

[A38] Светодиоды на основе асимметричной двойной гетероструктуры InAs/InAsSb/InAsSbP для детектирования CO<sub>2</sub> (λ=4.3 мкм) и CO (λ=4.7 мкм) / В. В.

- Романов, И. А. Белых, Э. В. Иванов [и др.] // Физика и техника полупроводников. – 2019. – Т. 53, № 6. – С. 832-838. – [DOI 10.21883/FTP.2019.06.47738.9051](https://doi.org/10.21883/FTP.2019.06.47738.9051).
- [A39] Probing electric properties of GaP nanowires with Kelvin probe force microscopy / V. A. Sharov, V. V. Fedorov, I. S. Mukhin, P. A. Alekseev // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 2086. – P. 012207. – [DOI 10.1088/1742-6596/2086/1/012207](https://doi.org/10.1088/1742-6596/2086/1/012207).
- [A40] Work function of polytypic gallium phosphide nanowires / V. A. Sharov, V. V. Fedorov, I. S. Mukhin [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 2103. – P. 012231. – [DOI 10.1088/1742-6596/2103/1/012231](https://doi.org/10.1088/1742-6596/2103/1/012231).
- [A41] Surface potential response from GaP nanowires synthesized with mixed crystal phases / B. Kyeyune, E. Soboleva, E. Lähderanta [et al.] // Journal of Physics: Conference. – 2019. – Vol. 1400, No. 4. – P. 044018. – [DOI 10.1088/1742-6596/1400/4/044018](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1400/4/044018).
- [A42] Studying surface Fermi level pinning in GaP nanowires with gradient Kelvin probe microscopy / V. A. Sharov, P. A. Alekseev [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 699. – P. 012046. – [DOI 10.1088/1757-899X/699/1/012046](https://doi.org/10.1088/1757-899X/699/1/012046).
- [A43] Direct Growth of Light-Emitting III-V Nanowires on Flexible Plastic Substrates / V. Khayrudinov, H. Lipsanen, T. Haggren [et al.] // ACS Nano. – 2020. – Vol. 14, No. 6. – P. 7484-7491. – [DOI 10.1021/acsnano.0c03184](https://doi.org/10.1021/acsnano.0c03184).
- [A44] I-V curve hysteresis induced by gate-free charging of GaAs nanowires' surface oxide / P. A. Alekseev, M. S. Dunaevskiy, P. Geydt [et al.] // Applied Physics Letters. – 2017. – Vol. 111, No. 13. – P. 132104. – [DOI 10.1063/1.5005125](https://doi.org/10.1063/1.5005125).
- [A45] InP/Si Heterostructure for High-Current Hybrid Triboelectric/Photovoltaic Generation / V. A. Sharov, P. A. Alekseev, B. R. Borodin [et al.] // ACS Applied Energy Materials. – 2019. – Vol. 2, No. 6. – P. 4395-4401. – [DOI 10.1021/acsaem.9b00576](https://doi.org/10.1021/acsaem.9b00576).
- [A46] Triboelectric current generation in InP / V. A. Sharov, R. R. Reznik, G. E. Cirlin [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2019. – Vol. 1400, No. 6. – P. 066055. – [DOI 10.1088/1742-6596/1400/6/066055](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1400/6/066055).
- [A47] Photodegradation of surface passivated GaAs nanowires / P. A. Alekseev, A. N. Smirnov, V. Y. Davydov [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2020. – Vol. 1461, – P. 012002. – [DOI 10.1088/1742-6596/1461/1/012002](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1461/1/012002).
- [A48] Effect of the lattice mismatch on the efficiency of the GaAs nanowire/Si substrate solar cell / P. A. Alekseev, V. A. Sharov, B. R. Borodin [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 2015. – P. 012004. – [DOI 10.1088/1742-6596/2015/1/012004](https://doi.org/10.1088/1742-6596/2015/1/012004).
- [A49] Photovoltage-induced blockade of charge and spin diffusion in semiconducting thin films / S. Park, D. Paget, F. Cadiz [et al.] // Journal of Applied Physics. – 2019. – Vol. 126, No. 2. – P. 025701. – [DOI 10.1063/1.5098878](https://doi.org/10.1063/1.5098878).
- [A50] Kelvin probe force gradient microscopy of WSe<sub>2</sub> monolayers on Ni / B. R. Borodin, I. A. Nyapshaev, P. A. Alekseev, F. A. Benimetskiy // Journal of Physics: Conference Series. – 2019. – Vol. 1400, No.5. – P. 055012. – [DOI 10.1088/1742-6596/1400/5/055012](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1400/5/055012).
- [A51] Kelvin probe microscopy of MoSe<sub>2</sub> monolayers on graphene / B. R. Borodin, M. S. Dunaevskiy, S. P. Lebedev [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol. 1124, No.8. – P. 081031. – [DOI 10.1088/1742-6596/1124/8/081031](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1124/8/081031).
- [A52] Substrate-dependent degradation of thin TMDC layers in ambient conditions / B. R. Borodin, P. A. Alekseev, F. A. Benimetskiy // Journal of Physics: Conference Series. – 2020. – Vol. 1695, – P. 012197. – [DOI 10.1088/1742-6596/1695/1/012197](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1695/1/012197).
- [A53] Optical and electrical properties of the MoSe<sub>2</sub>/graphene heterostructures / P. A. Alekseev, B. R. Borodin, A. N. Smirnov [et al.] // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol. 1092. – P. 012002. – [DOI 10.1088/1742-6596/1092/1/012002](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1092/1/012002).

## Список литературы

1. Lu W., Lieber C. M. // Journal of Physics D: Applied Physics. 2006. Т. 39, № 21. С. R387.
2. Дубровский В., Цырлин Г., Устинов В. // ФТП, 2009. Т. 43, № 12. С. 1585–1628.
3. Duan X. и др. // Nature., 2001. Т. 409, № 6816. С. 66–69.
4. Talin A. A. и др. // Physical review letters. 2008. Т. 101, № 7. С. 076802.
5. Talin A. A. и др. // Semiconductor science and technology., 2010. Т. 25, № 2. С. 024015.
6. Zhang Z. и др. // Advanced functional materials. 2007. Т. 17, № 14. С. 2478–2489.
7. Lord A. M. и др. // Nano Letters. 2015. Т. 15, № 7. С. 4248–4254.
8. Demichel O. и др. // Applied Physics Letters. 2010. Т. 97, № 20.
9. Chia A. C., LaPierre R. R. // Journal of Applied Physics. 2012. Т. 112, № 6. С. 063705.
10. Spicer W. E. и др. // Phys. Rev. Lett. 1980. Т. 44, № 6. С. 420–423.
11. Freeouf J., Woodall J. // Applied Physics Letters. 1981. Т. 39, № 9. С. 727–729.
12. Hasegawa H., Akazawa M. // Applied Surface Science. 2008. Т. 254, № 24. С. 8005–8015.
13. Алферов Ж. и др. // ФТП. 1968. Т. 2, № 10. С. 1545.
14. Sandroff C. и др. // Applied Physics Letters. 1987. Т. 51, № 1. С. 33–35.
15. Berkovits V. и др. // Applied physics letters. 2002. Т. 80, № 20. С. 3739–3741.
16. Novoselov K. S. и др. // Science. 2004. Т. 306, № 5696. С. 666–669.
17. Мак К. F. и др. // Physical review letters. 2010. Т. 105, № 13. С. 136805.
18. Wang G. и др. // Reviews of Modern Physics. 2018. Т. 90, № 2. С. 021001.
19. Ermolaev G. и др. // Nature communications. 2021. Т. 12, № 1. С. 854.
20. Geim A. K., Grigorieva I. V. // Nature. 2013. Т. 499, № 7459. С. 419.
21. Wang Y., Chhowalla M. // Nature Reviews Physics. 2022. Т. 4, № 2. С. 101–112.
22. Garcia R., Knoll A. W., Riedo E. // Nature nanotechnology. 2014. Т. 9, № 8. С. 577.
23. Wang Z. L., Song J. // Science. 2006. Т. 312, № 5771. С. 242–246.
24. Signorello G. и др. // Nano letters. 2013. Т. 13, № 3. С. 917–924.
25. Yun W. S. и др. // Physical Review B. 2012. Т. 85, № 3. С. 033305.
26. Jain A. и др. // Nanotechnology. 2018. Т. 29, № 26. С. 265203.
27. Hansen W. N., Hansen G. J. // Surface Science. 2001. Т. 481, № 1. С. 172–184.
28. McDonnell S. и др. // ACS applied materials & interfaces. 2016. Т. 8, № 12. С. 8289–8294.
29. Hurkx G. A. M., Klaassen D., Knuvers M. // IEEE Transactions on electron devices. 2002. Т. 39, № 2. С. 331–338.
30. Matsuzawa K., Uchida K., Nishiyama A. // IEEE Transactions on Electron Devices. 2002. Т. 47, № 1. С. 103–108.
31. Sze S. M., Ng K. K. Physics of semiconductor devices. John wiley & sons, 2006.
32. Chia A. и др. // Journal of Applied Physics. 2012. Т. 111, № 9. С. 094319.
33. Дунаевский М., Алексеев П., Титков А. // Письма в ЖТФ. 2013. Т. 39, № 4. С. 53-60.
34. Mathijssen S. G. и др. // Advanced Materials. 2008. Т. 20, № 5. С. 975–979.
35. Шаров В. А. и др. // ФТТ, 2025. Т. 67, № 3. С. 460–463.