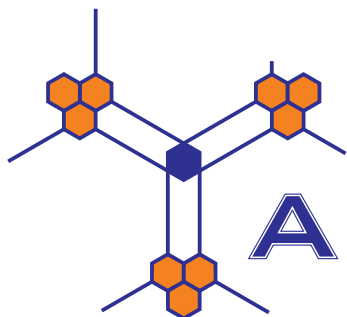




**АППН 2025**

**Школа молодых учёных  
«Актуальные проблемы  
полупроводниковых наносистем»**



**ТЕЗИСЫ**

**29 октября**

[www.isp.nsc.ru/appn\\_2025/](http://www.isp.nsc.ru/appn_2025/)

**Новосибирск 2025**

---

# **ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ**

**Школа молодых ученых  
«Актуальные проблемы полупроводниковых  
наносистем»**

**29 октября 2025 г., Новосибирск**

**Новосибирск, 2025**

**УДК 53**

**АППН-2025: Тезисы докладов Школы молодых учёных «Актуальные проблемы полупроводниковых наносистем», Новосибирск, 29 октября 2025 г.** / Ответственный за выпуск Е.Е. Родякина. Новосибирск: ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 2025. — 81 с.

Школа проведена при поддержке Российского научного фонда,  
грант № 19-72-30023.

---

# ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

## **Председатель**

Латышев Александр Васильевич

## **Секретарь**

Родякина Екатерина Евгеньевна

## **Члены организационного комитета**

Щеглов Дмитрий Владимирович

Ситников Сергей Васильевич

Петров Алексей Сергеевич

Пономарев Сергей Артемьевич

## **Адрес и контакты организационного комитета:**

ФГБУН Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН

630090 Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева 13

appnschool@yandex.ru

Родякина Екатерина Евгеньевна

Тел. +7(383) 330-85-08

# ОРГАНИЗАТОР



Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук  
[www.isp.nsc.ru](http://www.isp.nsc.ru)

# ФИНАНСОВАЯ ПОДДЕРЖКА



Российский научный фонд  
[www.rscf.ru](http://www.rscf.ru)

## СОДЕРЖАНИЕ

|                                                                                                                                             |           |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>ПРИГЛАШЁННЫЕ ДОКЛАДЫ.....</b>                                                                                                            | <b>8</b>  |
| Необходимость, достоинства и «подводные камни» формирования нанотолщинных материалов для электроники методом атомно-слоевого осаждения..... | 9         |
| <i>Васильев В.Ю.</i>                                                                                                                        |           |
| Атомно-слоевое осаждение: от прекурсора к практическому приложению .....                                                                    | 11        |
| <i>Доровских С.И., Викулова Е.С.</i>                                                                                                        |           |
| Перспективные материалы и методы для металлизации интегральных микросхем .....                                                              | 12        |
| <i>Исламов Д.Р., Бобовников П.Г., Перевалов Т.В., Бакланов М.Р.</i>                                                                         |           |
| Эволюция кремнийорганических прекурсоров для изготовления low-k диэлектриков.....                                                           | 13        |
| <i>Косинова М.Л., Ермакова Е.Н.</i>                                                                                                         |           |
| Модификация активного слоя органических фотовольтаических ячеек углеродными нанотрубками.....                                               | 15        |
| <i>Кулик Л. В., Гурова О.А., Шляхова Е. В., Окотруб А. В., Пономарев С. А., Зиновьев В. А., Дегтяренко К. М.</i>                            |           |
| Метод Лэнгмюра - Блоджетт для синтеза полупроводниковых наночастиц.....                                                                     | 17        |
| <i>Семенова О.И.</i>                                                                                                                        |           |
| <b>СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ .....</b>                                                                                                              | <b>19</b> |
| Морфология пленок $V_2O_5$ , полученных методом атомно-слоевого осаждения на поверхности $SiO_2$ .....                                      | 20        |
| <i>Беспалова А.Д., Манцуров Н.Д., Селезнев В.А.</i>                                                                                         |           |
| Структура пьезоэлектрических пленок AlN, полученных методом магнетронного распыления на Si(100) .....                                       | 22        |
| <i>Богословцева А.Л., Гейдт П.В.</i>                                                                                                        |           |
| Оптические свойства нестехиометрических оксидов титана .....                                                                                | 24        |
| <i>Воронковский В.А., Маркелова А.К., Калмыков Д.А., Алиев В.Ш., Володин В.А., Демьяненко М.А.</i>                                          |           |
| Генерация и рассеяние поверхностных волн Дьяконова в системах на основе жидких кристаллов.....                                              | 26        |
| <i>Гришин Н.С., Гайдук А.Е.</i>                                                                                                             |           |
| In situ отражательная электронная микроскопия графитизации поверхности подложки 6H-SiC(0001) при высокотемпературном отжиге .....           | 28        |
| <i>Дураков Д.Е., Роголо Д.И., Петров А.С.</i>                                                                                               |           |

|                                                                                                                                         |    |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Измерения холловской электронной вязкости.....                                                                                          | 30 |
| <i>Егоров Д.А., Похабов Д.А., Погосов А.Г., Жданов Е.Ю.,<br/>Шевырин А.А., Бакаров А.К., Шкляев А.А.</i>                                |    |
| Формирование GeSi nanoостровков при эпитаксии из ионно-молекулярных<br>пучков .....                                                     | 31 |
| <i>Захарук Ю.С., Смагина Ж.В., Зиновьев В.А.</i>                                                                                        |    |
| Структурная трансформация поверхности Bi <sub>2</sub> Se <sub>3</sub> (0001) при отжиге с покрытием<br>Sn.....                          | 33 |
| <i>Захожев К.Е., Пономарев С.А., Голяшов В.А., Насимов Д.А., Кох К.А.,<br/>Рогило Д.И.</i>                                              |    |
| Смешанные механизмы возбуждения и детектирования в<br>наноэлектромеханических системах с двумерным электронным газом .....              | 35 |
| <i>Ибятков Т.М., Шевырин А.А., Погосов А.Г., Бакаров А.К., Шкляев А.А.,<br/>Наик А.</i>                                                 |    |
| Магнитный топологический изолятор на MnBi <sub>2</sub> Te <sub>4</sub> , выращенный с помощью<br>МЛЭ .....                              | 37 |
| <i>Иванова С.М., Степина Н.П., Баженов А.О., Жданов Е.Ю., Ищенко Д.С.,<br/>Голяшов В.А., Терещенко О.Е.</i>                             |    |
| Исследование электрических и оптических свойств диоксида ванадия с<br>фазовым переходом полупроводник-металл.....                       | 39 |
| <i>Калинина В.Б., Капогузов К.Е., Азаров И.А., Гайдук А.Е., Кичай В.Н.,<br/>Яковкина Л.В., Мутилин С.В.</i>                             |    |
| Модификация оптических свойств тонких пленок GeO <sub>x</sub> на стекле в области<br>края собственного поглощения с помощью отжига..... | 40 |
| <i>Кислухин Н.А., Астанкова К.Н., Азаров И.А., Самусь А.Д., Мацынин А.А.,<br/>Комогорцев С.В., Володин В.А.</i>                         |    |
| Октагалогензамещенные фталоцианины металлов и гибридные материалы на<br>их основе .....                                                 | 42 |
| <i>Клямер Д.Д., Камдина Т.А., Иванова В.Н., Басова Т.В.</i>                                                                             |    |
| Летучая добавка для модификации морфологии нефуллереновых акцепторов в<br>активном слое органических солнечных элементов .....          | 43 |
| <i>Кобелева Е.С., Кравец Н.В., Молчанов И.А., Кулик Л.В.</i>                                                                            |    |
| Влияние послеростового отжига на параметры самоорганизованных Ми<br>резонаторов .....                                                   | 45 |
| <i>Кукенов О.И., Ворсин О.И., Смородин К.И.</i>                                                                                         |    |

|                                                                                                                                                                              |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Температурная зависимость аномальных флуктуаций кондактанса в мезоскопической структуре на основе HgTe квантовой ямы .....                                                   | 46 |
| <i>Курмачев Д.А., Квон З.Д., Михайлов Н.Н.</i>                                                                                                                               |    |
| Исследование морфологии поверхности плёнок $(\text{MnTe})_m(\text{Bi}_2\text{Te}_3)_n$ на подложках Si(111) .....                                                            | 47 |
| <i>Кырова Е.Д., Ищенко Д.В., Терещенко О.Е.</i>                                                                                                                              |    |
| Кристаллическая структура тонких плёнок нестехиометрических оксидов титана .....                                                                                             | 49 |
| <i>Маркелова А.К., Калмыков Д.А., Алиев В.Ш., Воронковский В.А.</i>                                                                                                          |    |
| Формирование и исследование нелинейных резистивных переключателей на основе микроструктур диоксида ванадия .....                                                             | 51 |
| <i>Милушин Д.М., Капогузов К.Е., Тумашев В.С., Багочус Е.К., Яковкина Л.В., Кичай В.Н., Мутилин С.В.</i>                                                                     |    |
| Управление сенсорными и механическими свойствами полисахаридных пленок путем введения наночастиц йодида серебра для обнаружения аммиака .....                                | 53 |
| <i>Салихов Р.Б., Миннеахметов Д.И., Салихов Т.Р.</i>                                                                                                                         |    |
| Моделирование гибридных динамически перестраиваемых материалов ИК диапазона на основе диоксида ванадия и кремния .....                                                       | 55 |
| <i>Миронов Н.А., Гайдук А.Е.</i>                                                                                                                                             |    |
| Влияние объёмного электрода на основе наногибрида Ф-МУНТ/PEDOT:PSS на фотовольтаические параметры органической солнечной ячейки .....                                        | 57 |
| <i>Молчанов И.А., Кулик Л.В.</i>                                                                                                                                             |    |
| Накопление зарядов и фотолюминесценция в плёнках $\text{SiO}_2$ , имплантированных ионами $\text{In}^+$ и $\text{As}^+$ .....                                                | 59 |
| <i>Нефедов А.В., Сы Ч., Баталов Р.И., Шмелев А.Г., Попов В.П., Тыщенко И.Е.</i>                                                                                              |    |
| Сравнительное исследование морфологии тонких пленок полианилина и полиэлектролитного комплекса с углеродными нанотрубками методом сканирующего электронного микроскопа ..... | 61 |
| <i>Салихов Р.Б., Остальцова А.Д., Салихов Т.Р.</i>                                                                                                                           |    |
| Оптический спин поляризованный сканирующий туннельный микроскоп .....                                                                                                        | 63 |
| <i>Плетнёв В.В., Рожков С.А., Кырова Е.Д., Ищенко Д.В., Микаева А.С., Голяшов В.А., Терещенко О.Е.</i>                                                                       |    |
| Особенности синтеза германия на поверхности высокоориентированного пиролитического графита .....                                                                             | 65 |
| <i>Плотников Н.В., Майер К.А.</i>                                                                                                                                            |    |

|                                                                                                                            |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Влияние взаимодействия Дзялошинского–Мория на дисперсию спиновых волн в фрустрированных пленках .....                      | 66 |
| <i>Самигуллина А.И., Шарафуллин И.Ф.</i>                                                                                   |    |
| Исследование технологии получения плёнок GeO методом термического испарения в условиях низкого вакуума .....               | 68 |
| <i>Самусь А.Д., Мацынин А.А.</i>                                                                                           |    |
| Вязкий бездиссипативный поток электронов в GaAs микросужениях .....                                                        | 70 |
| <i>Сарыпов Д.И., Похабов Д.А., Погосов А.Г., Жданов Е.Ю., Шевырин А.А., Шкляев А.А., Бакаров А.К.</i>                      |    |
| Влияние наклонного напыления и отжига на магнитную анизотропию пленок Co/MgO(100). Эксперимент и моделирование .....       | 72 |
| <i>Силайчев Д.В., Самусь А.Д., Гладилкин И.И., Еремин Л.А., Мацынин А.А., Комогорцев С.В.</i>                              |    |
| Магниточувствительная фотолюминесценция в примесном фосфиде галлия...                                                      | 74 |
| <i>Скворцова А.А., Каленков С.Г.</i>                                                                                       |    |
| Комбинационное рассеяние света и фотолюминесценция нанопроволок GaP с прямозонными вставками GaPAs .....                   | 76 |
| <i>Тараненко А.В., Милёхин И.А., Басалаева Л.С., Курусь Н.Н., Фёдоров В.В., Дворецкая Л.Н., Тумашев В.С., Милёхин А.Г.</i> |    |
| Влияние параметров плазмохимического травления на формирование масок SiNx.....                                             | 78 |
| <i>Хертухеев П.М., Аксёнов М.С., Ненашева Л.А., Вицина Н.Р.</i>                                                            |    |
| Авторский указатель .....                                                                                                  | 80 |



## **ПРИГЛАШЁННЫЕ ДОКЛАДЫ**

# **Необходимость, достоинства и «подводные камни» формирования нанотолщинных материалов для электроники методом атомно-слоевого осаждения**

**Васильев В.Ю.**

*Новосибирский государственный технический университет, 630073, Новосибирск,  
пр. К. Маркса, 203*

Метод атомно-слоевого осаждения (Atomic Layer Deposition, ALD) в настоящее время и на перспективу рассматривается основным методом создания покрытий различных материалов с наноразмерными толщинами, прежде всего - для электроники. В докладе на примере развития технологий интегральных микросхем (ИМС) показаны этапы хронологии развития методов создания тонких пленок (ТП) различных неорганических материалов от метода химического осаждения из газовой фазы (Chemical Vapor Deposition, CVD) к методу ALD.

«Классический процесс» CVD из исходных реагентов в непрерывном режиме описывается как протекающий в газовой фазе реактора с образованием промежуточных продуктов с последующей их диффузией и формированием ТП на поверхности пластин. Поначалу задачи CVD для технологий ИМС состояли в создании высокопроизводительного оборудования, высокоскоростных процессов осаждения и достижения равномерности ТП на поверхности возрастающих по размерам полупроводниковых пластин. По мере хронологического снижения проектно-технологических норм ИМС возникли задачи достижения конформности осаждения ТП на ступеньках нижележащего рельефа (thin film conformality) и беспустотного заполнения зазоров между элементами интегральных микросхем (void-free gap-fill). Это оказалось достижимым только с использованием процессов CVD с гетерогенными механизмами роста/гетерогенными лимитирующими стадиями процессов (поликремний, нитрид кремния, диоксид кремния).

Необходимость конформного осаждения является важнейшей задачей для всех перспективных методов создания ТП при все более уменьшающихся по размерам зазорах между элементами, аспектные отношения которых (отношение глубины к ширине) достигают сотен единиц. Однозначным и характерным достоинством процессов ALD как раз и явилась возможность реализации предельного случая строго контролируемых гетерогенных процессов роста тонких пленок строго на поверхности пластин.

Циклические процессы ALD технически реализуются путем поочередного импульсного напуска исходных прекурсоров и реагентов к пластинам с разделением реагентов продувками или вакуумной откачкой. Предполагаемое отсутствие каких-либо взаимодействий в газовой фазе при ALD принципиально отличает этот метод от «классических процессов» CVD: при соблюдении целого ряда условий рост ТП в определенных температурных режимах удастся локализовать

строго на поверхности пластин. Это соответствует предельно возможному случаю гетерогенного роста ТП, что отвечает задачам формирования конформных покрытий в высокоаспектных структурах. Кроме того, ALD позволяет прецизионно контролировать скорости роста и достигать прецизионных наноразмерных толщин путем необходимого набора количества циклов.

В последние 25 лет опубликовано огромное количество материалов по различным аспектам ALD, демонстрирующих достоинства и возможности метода для многих применений. Однако собственный опыт и литературные данные по реализации процессов ALD позволяют обратить внимание на наличие т.н. «подводных камней», которые либо не позволяют достигать желаемых результатов в плане скоростей осаждения, состава и структуры покрытий, либо сильно искажают трактовку результатов. В особенности это принципиально важно в случае исследований электрофизических свойств ТП или приборов на их основе.

В лекции сформулированы несколько главных проблем, проиллюстрированных примерами из опыта автора и данными литературных источников.

1. Оборудование для циклических процессов ALD должно обеспечивать малые постоянные времени реакторов и напуск прекурсоров при повышенном давлении. Процесс ALD для современного производства должен быть производительным (минимальная длительность цикла и максимальная скорость наращивания), воспроизводимым, контролируемым по составу и свойствам, с однородностью толщин/состава/свойств ТП по пластинам близкой к 100%.

2. Исходная поверхность пластины для ALD должна быть воспроизводима для обеспечения однородности адсорбционных процессов формирования необходимого по составу бездефектного первого растущего слоя ТП, определяющего в дальнейшем состав/стехиометрию и структуру материала. Использование различных обработок исходной поверхности и дополнительных промежуточных по выращиваемому слою (например, плазменной обработки) должно обеспечивать требования по п/п 1.

3. Выбор прекурсора должен быть экспериментально обоснован с учетом требований по п/п 1. Прекурсоры для осаждения должны быть стабильны во времени использования, не должны претерпевать изменений в ходе импульса его напуска и адсорбции на поверхности исходной пластины/растущем слое материала. Гарантеей этого может быть экспериментальная проверка возможности формирования покрытий (любого состава на разных поверхностях) в отсутствие вторых реагентов. Дозы прекурсоров должны обеспечивать их полное покрытие площади поверхности пластин, включая внутренние поверхности высокоаспектных структур ИМС. Использование плазменных процессов ALD в этом случае требует особого внимания и экспериментальной проверки конформности роста.

4. Проведение экспериментальных работ по электрофизическим измерениям ТП (или приборов с ТП), полученными методом ALD, и трактовка полученных результатов исследований должны проводиться только при соответствии процесса/материала всем требованиям п/п 1-3.

## Атомно-слоевое осаждение: от прекурсора к практическому применению Доровских С.И., Викулова Е.С.

Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, 630090, Новосибирск,  
пр. ак. Лаврентьева, 3

Атомно-слоевое осаждение (ALD, Atomic Layer Deposition) — наиболее прецизионная технология осаждения тонких плёнок, основанная на использовании газофазного химического процесса. Его химическая составляющая заключается в последовательности самограничивающихся поверхностных реакций между хемосорбированными молекулами металлорганического прекурсора (прекурсор А) и реакционного газа (прекурсор В), приводящих к росту монослоя. Это обуславливает максимальные уровни контроля толщины и конформности покрытия в рамках последовательных циклов осаждения (рис. 1), в том числе, на носителях сложной геометрии (пористые материалы, каналы, трехмерные структуры) [1].

Эта специфика делает ALD одним из ключевых методов для микроэлектроники [2]: например, для производства современной компонентной базы устройств (транзисторов, интегральных микросхем, новых элементов памяти), которое ориентировано на минимизацию структурных элементов и усложнении рельефа архитектур.

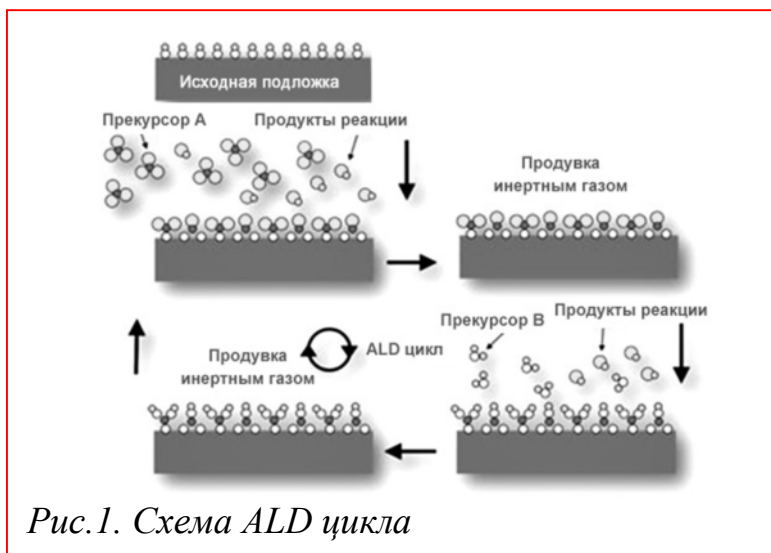


Рис.1. Схема ALD цикла

Эффективность ALD процесса зависит от используемого металлорганического прекурсора, его чистоты и термохимических свойств: летучести, стабильности в конденсированной и газовой фазах, и путях распада его паров, сведения о которых позволяют оптимизировать условия осаждения.

В настоящей работе представлены особенности, возможности и основные направления развития метода ALD, а также новейшие разработки ИНХ СО РАН в области получения и исследования термохимических свойств высокочистых прекурсоров Hf, Zr, Ti, Ta, Ru, Co как ключевых компонентов оксидных и металлических слоев для микроэлектроники.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания ИНХ СО РАН ([125040404830-7](https://doi.org/10.26907/2542-0404.2025.125040404830-7))

[1] Johnson R.W. et al., *Mater. Today*, **17**(5), 236-246 (2014).

[2] Choi A. R. et al., *Chem. Mater.*, **36**(5), 2194-2219, (2024).

## Перспективные материалы и методы для металлизации интегральных микросхем

Исламов Д.Р.<sup>1,2</sup>, Бобовников П.Г.<sup>3</sup>, Перевалов Т.В.<sup>1</sup>, Бакланов М.Р.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

<sup>3</sup> АО «НИИМЭ», 124460, Зеленоград, Москва, 1-й Западный пр-д, дом 6, строение 1

<sup>4</sup> РТУ МИРЭА, 119454, Москва, пр. Вернадского, 78

Ранее в интегральных схемах в качестве межсоединений использовались Al и SiO<sub>2</sub>. Однако при переходе к технологическим нормам 130–90 нм задержка в металлизации стала критическим ограничивающим фактором. Для решения этой проблемы Al заменили на Cu и внедрили Low-к диэлектрики, что снизило сопротивление проводников, паразитную ёмкость и RC-задержку и повысило эффективность ИС. Тем не менее, RC-задержка остаётся ограничивающим фактором: для технорм 7–10 нм она может превышать задержку полевого транзистора в 10<sup>3</sup> раз [1]. Это обусловлено, главным образом, увеличением удельного сопротивления Cu при уменьшении размеров (< 20 нм), увеличением общего сопротивления проводников на основе Cu за счёт увеличения доли барьерных металлов с высоким сопротивлением и деградацией ultra-low-к ULK-диэлектриков при плазменной обработке в технологии двойного дамасцена.

Одним из решений является замена Cu на альтернативные металлы/сплавы с меньшим удельным сопротивлением в наномасштабе, устойчивостью к электромиграции и безбарьерной интеграцией. Такие материалы позволяют использовать Low-к диэлектрики с более высокой диэлектрической проницаемостью ( $\kappa \approx 3.0$ ) и улучшенной механикой. Повышенная жёсткость этих диэлектриков упрощает создание воздушных зазоров между проводниками, снижая паразитную ёмкость.

Согласно Международной Дорожной Карте (IRDS), будущие технормы требуют дальнейшего снижения эффективной диэлектрической проницаемости ( $\kappa < 2.5$  с 2030 года). Одной из перспективных стратегий является достижение интеграции ULK-материалов без повреждений за счёт исключения воздействия плазмы. Это может быть достигнуто переходом от технологии дамасцена к субтрактивному травлению, где траншеи между сформированным металлом заполняются текучим диэлектриком. В качестве перспективных кандидатов для межсоединений следующего поколения изучаются металлы с низким удельным сопротивлением и травимостью в плазме (Ru, Mo, Ir) [2]. IMEC недавно предложила эффективный метод интеграции (т.н. полудамасцен) с плазменным травлением Ru и воздушными зазорами для снижения ёмкости.

Работа поддержана РФФ (грант №23-79-30016).

[1] Yeap G., *Proc. of the 2013 IEEE IEDM*, 1 (2013).

[2] Soulié J.-P. S. et al., *J Appl. Phys.*, **136**, 171101 (2024).

## Эволюция кремнийорганических прекурсоров для изготовления low-k диэлектриков

Косинова М.Л., Ермакова Е.Н.

*Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 3*

Прогресс электроники в значительной степени зависит от успешного решения проблем в области технологии диэлектрических материалов. В настоящее время в качестве межслоевого диэлектрика используют изоляционные материалы с диэлектрической постоянной, более низкой по сравнению с  $\text{SiO}_2$  (low-k диэлектрики). Для создания low-k слоев применяют два метода: плазмохимическое осаждение из газовой фазы (PECVD) и химическое осаждение из растворов (золь-гель метод, spin-on coating). Развитие этих методов требует расширения круга исходных соединений, природа которых играет ключевую роль при формировании пленки. В настоящее время в качестве реагентов используют кремнийорганические соединения. Их достоинством является совокупность необходимых физико-химических характеристик, включая высокое давление пара, что важно для реализации процессов PECVD, а также наличие в молекулах готовых фрагментов ( $\equiv\text{Si-O}$ ,  $\equiv\text{Si-CH}_3$ ,  $\equiv\text{Si-CH}_2\text{-Si}\equiv$ ,  $\equiv\text{Si-O-Allyl}$ ,  $\equiv\text{Si-O-Vinyl}$ ,  $\equiv\text{Si-Ph}$ ) для создания пленок с заданным химическим составом и набором связей.

Известны два способа снижения величины  $k$ . В первом случае используют материалы с химическими ковалентными связями, обладающими более низкой поляризуемостью, чем связь  $\text{Si-O}$ . Сегодня индустрия микроэлектроники уже перешла на low-k материалы, в которых уменьшение поляризуемости достигнуто за счет использования соединений со связями  $\text{Si-F}$ ,  $\text{C-F}$ ,  $\text{C-H}$ ,  $\text{C-O}$  и  $\text{C-C}$ . Второй способ – введение пористости. Эти два метода комбинируют для достижения ещё более низких значений  $k$ .

Первое поколение low-k диэлектрических пленок представляло собой слои фторированного силикатного стекла (FSG), получаемого из смеси  $\text{Si}(\text{OEt})_4 + \text{SiF}_4$ . Значение  $k = 3.0\text{--}3.8$  в зависимости от концентрации атомов F в пленке.

Второе поколение low-k пленок – это органосиликатное стекло SiCOH (OSG), которое также называются carbon doped silica. Пленки OSG имеют низкое значение  $k$  (2.7–3.2), состоят из трехмерной сетки  $\text{Si-O-Si}$  и содержат связи  $\text{Si-R}$  (где R – органический фрагмент  $\text{CH}_3$ ). Для их получения использовали линейные и циклические алкилсиланы и силоксаны. Структура прекурсора, его состав и условия процесса PECVD (мощность плазмы, температура осаждения, давление в камере, добавочные газы и т. д.) являются ключевыми параметрами для оптимизации свойств пленки.

Следующее поколение low-k материалов – пористый SiCOH. Снижение  $k$  (2.2–2.6) за счет создания пористости может быть достигнуто с помощью PECVD и spin-on метода с использованием кремнийорганических соединений. Для этого

применяют следующие пути:

- выбор прекурсоров или их смесей, которые формируют силикатную сетку меньшей плотности из-за своей структуры и/или условий обработки;
- обработка после осаждения для химической модификации сетки;
- введение добавочного вещества – разлагаемого органического соединения «porogen», который удаляется на последующем этапе термического отжига или УФ обработки с образованием пор.

Снижение значения  $k$  диэлектриков межуровневой изоляции в настоящее время замедлилось в связи с проблемами совместимости с существующими техпроцессами. Наиболее сложно интегрировать пористые диэлектрики с ультранизкими значениями  $k \leq 2$ , так как пористые слои имеют низкую стойкость к электромиграции меди, механически слабы, термически нестабильны и плохо совместимы с другими материалами, также они поглощают химикаты, влагу и т. д. В связи с этим при химико-механической полировке возможно отслаивание и разрушение диэлектриков. Кроме того, дальнейшие этапы техпроцесса после образования многоуровневой металлизации могут сформировать в слоях диэлектрика механические напряжения, которые также приведут к разрушению и отслаиванию. Причем чем ниже  $k$ , тем сильнее проявляются эти проблемы. Тем не менее следует отметить, что в ежегодном аналитическом обзоре «IEEE International roadmap for devices and systems. 2024 edition. More Moore» вплоть до 2039 г. прогнозируется использование SiCOH для межуровневой изоляции интегральных схем, несмотря на существенные изменения других элементов.

На примере исследований, проведенных в ИНХ СО РАН, показано влияние состава и структуры молекулы прекурсора – кремнийорганического соединения на свойства диэлектрических слоев SiCOH и SiCNH\*.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-00026, <https://rscf.ru/project/23-79-00026/> с использованием ресурсов Центра коллективного пользования «Национальный центр исследования катализаторов», ИК СО РАН, Новосибирск.

---

\* Формулы SiCOH и SiCNH описывают элементы, но не отражают стехиометрию.

## **Модификация активного слоя органических фотовольтаических ячеек углеродными нанотрубками**

**Кулик Л. В.<sup>1</sup>, Гурова О.А.<sup>2</sup>, Шляхова Е. В.<sup>2</sup>, Окотруб А. В.<sup>2</sup>,  
Пономарев С. А.<sup>3</sup>, Зиновьев В. А.<sup>3</sup>, Дегтяренко К. М.<sup>4</sup>**

<sup>1</sup> *Институт химической кинетики и горения им. В.В. Воеводского СО РАН, 630090, Новосибирск, ул. Институтская, 3*

<sup>2</sup> *Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 3*

<sup>3</sup> *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13*

<sup>4</sup> *Сибирский физико-технический институт имени академика В.Д. Кузнецова Томского государственного университета, 634029, Томск, пл. Новособорная, 1*

Органическая фотовольтаика – перспективное направление возобновляемой энергетики. Благодаря интенсивному поглощению молекул полисопряженных органических соединений (полимеров, фуллеренов и других веществ), органические фотовольтаические ячейки на их основе можно сделать тонкими, легкими и гибкими. Их можно производить в большом масштабе методом рулонной печати экологически чисто и недорого по сравнению с традиционными кремниевыми фотоэлементами. В отличие от кремниевых фотоэлементов, фотоиндуцированное разделение зарядов в органических фотовольтаических ячейках происходит не на р-п переходе, а в так называемом гетеропереходе – интерфейсе между двумя различными химическими веществами, одно из которых является донором, а другое – акцептором электрона. Активная среда обычно является объемным гетеропереходом - композитом, состоящим из этих материалов, образующих каналы для движения электронов и дырок к соответствующим электродам. При поглощении кванта света в одной из фаз (донор или акцептор) образуется электронно-возбужденное состояние (экситон). Если он в результате диффузии достигает границы раздела фаз донора и акцептора, происходит распад экситона с переносом электрона между этими фазами. При этом на границе фаз образуется состояние с переносом заряда, обычно называемое в англоязычной литературе «charge transfer state» [1]. В дальнейшем может произойти либо геминальная рекомбинация зарядов, либо их полное разделение с образованием свободных носителей заряда – дырки в донорной фазе и электрона – в акцепторной. Свободные носители заряда дрейфуют к электродам, и, если достигают их, избегнув объемной рекомбинации, вносят вклад в фототок. Таким образом, для достижения близкой к единице эффективности преобразования поглощенного кванта света в разделенные заряды (внутренняя квантовая эффективность), эффективность каждого процесса (распада экситона на границе донор/акцептор, разделение зарядов, транспорт и экстракция зарядов) также должна быть близка к единице. Существенная проблема органической фотовольтаики состоит в том,



что на каждой из этих стадий возможны значительные потери.

Эту трудность можно преодолеть с помощью архитектуры органических фотовольтаических ячеек, основанной на использовании ковалентно функционализированных углеродных нанотрубок (УНТ), добавленных в активную среду – донорно-акцепторный композит. УНТ привлекательны для использования в органической фотовольтаике благодаря своей механической прочности, химической стабильности, высокой подвижности зарядов, а также большому аспектному отношению, что дает уникальные возможности для модификации морфологии полимер-содержащих композитов. Первые попытки такого использования статистической смеси полупроводниковых и металлических УНТ в соотношении 2:1 были малоуспешны. Основная причина этого в том, что существенное количество металлических УНТ в активной среде вызывало ее пробой (короткое замыкание между электродами), что приводило к резкому падению фототока. Более успешными было применение предварительно выделенных чисто полупроводниковых одностенных УНТ [2]. Однако такие УНТ чрезвычайно дороги, поэтому более практичным является использование ковалентной модификации одностенных УНТ, превращающей все УНТ в полупроводниковые, независимо от исходной хиральности [3]. Основная роль УНТ в этом случае состоит не в переносе заряда, а в упорядочении морфологии донорно/акцепторного композита: повышении степени кристалличности полимера и улучшения связности доменов одного типа (донорных и акцепторных), что снижает вероятность рекомбинации.

Многостенные УНТ также могут быть применены для модификации морфологии активного слоя органических фотовольтаических ячеек. Однако, в этом случае трудно бороться с шунтированием ими активного слоя. Даже ковалентная функционализация МУНТ не позволяет полностью подавить их металлическую проводимость, поскольку для химической реакции доступна только внешняя стенка МУНТ. Поэтому МУНТ выгоднее использовать в качестве «продолжения» одного из электродов. При этом поглощение света в активной среде, содержащей сопряженный полимер со специально подобранными уровнями энергии граничных орбиталей, приводит к разделению зарядов между полимером и внешней поверхностью МУНТ. Вследствие тесного контакта отдельных нанотрубок внутри МУНТ, заряд с внешней нанотрубки быстро переходит на одну из внутренних металлических УНТ. Далее заряд быстро транспортируется по ней в силу металлического характера проводимости УНТ. Таким образом, каркас УНТ внутри активного слоя (органического донорно-акцепторного композита) выполняет роль объемного электрода, обеспечивая дополнительный путь разделения зарядов и повышая эффективность их экстракции.

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант № 23-73-00072).

[1] *Deibel C. et al., Adv. Mater.*, **22**, 4097 (2010).

[2] *Ren S. et. al, Nano Lett.*, **11**, 5316 (2011).

[3] *Kobeleva E. S. et al., Fullerenes, Nanotubes and Carbon Nanostructures*, **31**, 464 (2023).

## Метод Лэнгмюра - Блоджетт для синтеза полупроводниковых наночастиц

Семенова О.И.

*Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13*

Полупроводниковые нанокристаллы с размерами от нескольких до десятков нанометров принято называть квантовыми точками (QD). Нобелевскую премию по химии в 2023 году получили Мунги Бавенди, Луис Брюс и Алексей Екимов за открытие и синтез квантовых точек. Уникальные оптические и электронные свойства QDs обусловлены квантовыми эффектами, проявляющимися при таких малых масштабах. Квантовые точки способны поглощать и излучать свет на определенных длинах волн, что делает их привлекательными для применения в различных областях, включая солнечные батареи, светодиоды, лазеры и биомедицинскую диагностику [1].

Долго не получалось найти способ стабильного и контролируемого синтеза QDs. Однако проблему решил Мунги Бавенди, который в 1993 году изобрел технологию получения близких к идеальным нанокристаллов. Он использовал реагенты, которые образовывали селенид кадмия (CdSe) в горячем растворителе, и через тонкую иглу впрыскивал их в раствор. В результате образовывались наночастицы селенида кадмия, размеры которых можно было регулировать путем изменения температуры раствора. Благодаря этому открытию квантовые точки стали доступны для практического применения.

Среди основных способов получения QDs следует отметить метод коллоидного синтеза, который представляет собой химический процесс получения полупроводниковых наночастиц в растворах, где их размеры и свойства регулируются условиями реакции, такими как температура, состав растворителей, тип и концентрация исходных реагентов. Этот метод позволяет создавать стабильные в растворе коллоидные QDs, из которых затем можно изготавливать пленки, нанося их на различные подложки [2].

В ИФП СО РАН разработан и успешно используется оригинальный способ получения нанокристаллов  $A^{II}B^{VI}$  (сульфидов кадмия, цинка, свинца) с использованием метода Ленгмюра - Блоджетт (Л-Б). Метод позволяет без дорогого вакуумного оборудования и высоких температур воспроизводимо получать молекулярные моно- и мульти слои. Схема процесса получения мульти молекулярных слоев методом Л-Б представлена на рис. 1. В основе метода лежит тот факт, что малорастворимое соединение, например соль жирных кислот, нанесенное на поверхность раздела жидкость-воздух, растекается в тонкую мономолекулярную пленку, которая переносится на подложку. Уникальность метода заключается в возможности послойно увеличивать толщину пленки, причем толщина каждого слоя определяется размерами молекулы используемого органического вещества.

В результате формируется матрица мульти молекулярных слоев солей жирных кислот, при последующем воздействии газообразного сероводорода возможно создание упорядоченной системы полупроводниковых нанокластеров сульфидов, обладающих свойствами квантовых точек.

Пленки, полученные методом Л-Б, находят применение в различных областях науки и техники. В электронике: нанолитография с разрешением 20-50 нм, изолирующие и проводящие ультратонкие пленки, туннельные диэлектрики, защитные покрытия, элементы молекулярной электроники, матрицы с полупроводниковыми наночастицами. В оптике: активные слои для записи информации оптическим способом и атомно-зондовым методом, фотохромные покрытия со встроенными светочувствительными белковыми молекулами, просветляющие покрытия, дифракционные решетки, интерференционные и поляризационные светофильтры.

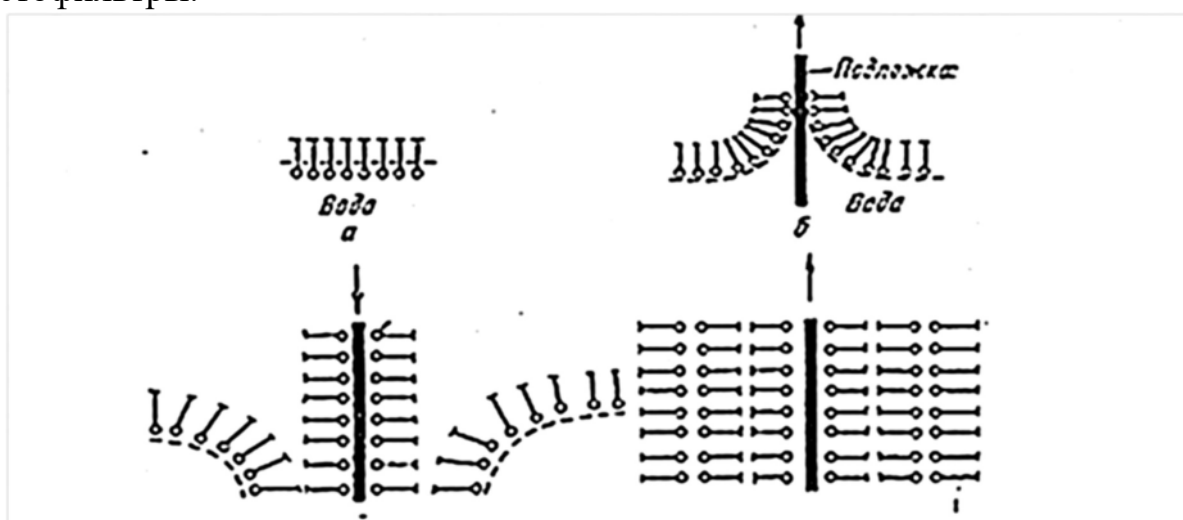


Рис.1. Схема процесса послойного нанесения пленок методом Л - Б.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 18-72-10063) с использованием оборудования ЦКП «Наноструктуры».

[1] Ремпель А.А. и др. Успехи химии, **93**, RCR5114 (2024).

[2] Бричкин С.Б., Разумов В.Ф. Успехи химии, **85**, 1297 (2016).

## **СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ**

## Морфология пленок $V_2O_5$ , полученных методом атомно-слоевого осаждения на поверхности $SiO_2$

Беспалова А.Д.<sup>1,2</sup>, Манцуоров Н.Д.<sup>1</sup>, Селезнев В.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

Оксиды переходных металлов вызывают исследовательский интерес благодаря возможности их применения в новейших микро- и оптоэлектронных устройствах. Особое внимание привлекает пентаоксид ванадия ( $V_2O_5$ ), ввиду ширины его оптической запрещенной зоны (2.5 эВ), а также химической и термической устойчивости [1]. На текущий момент  $V_2O_5$  успешно применяется в современных мемристорах, суперконденсаторах, аккумуляторах и различных сенсорах [2-4].

В данной работе синтез пленок  $V_2O_5$  производился на подложке  $SiO_2/Si$  методом плазменно-стимулированного атомно-слоевого осаждения, в количестве 50 циклов. По результатам эллипсометрии толщина полученных пленок составила 3.8 нм. Исследование проводилось при помощи атомно-силового микроскопа (АСМ) Solver P47 PRO (NT\_MDT, Россия) в режиме полуконтактных измерений. Изображения, полученные при АСМ-исследовании, обрабатывались при помощи программного обеспечения Gwyddion. С его помощью были получены профили поверхностей и значения средних ( $S_a$ ) и среднеквадратичных ( $S_q$ ) шероховатостей. Во всех случаях усреднение проводилось по квадрату  $150 \times 150$  нм<sup>2</sup>.

Была изучена морфология поверхности исходного  $SiO_2/Si$  и после 50 циклов осаждения  $V_2O_5$  (Рис.1 а, б). На вставках к АСМ-изображениям приведены профили вдоль отрезков. В результате осаждения тонкой пленки  $V_2O_5$  увеличилась средняя и среднеквадратичная шероховатости на 70.3 пм и 90.5 пм соответственно. Таким образом,  $S_a = 107.4$  пм, а  $S_q = 134.2$  пм для исходной подложки. После роста пленки  $V_2O_5$ , параметры шероховатости увеличились до  $S_a = 177.7$  пм и  $S_q = 224.7$  пм. Сравнение АСМ-изображений поверхности подложки  $SiO_2$  в исходном виде и после осаждения пленки показывает, что изначальная поверхность  $SiO_2/Si$ , несмотря на низкие значения шероховатости и перепадов высот по профилю, обладает хаотично расположенными нано-холмами, латеральный размер которых составляет порядка 40 нм и в высоту 1 нм. Осаждение тонкой пленки  $V_2O_5$  на такую поверхность равномерно скрывает данные холмы, как показано на Рис. 1 (б-г).

Хорошо известно, что после температурного отжига изменяется морфология поверхности и степень кристаллизации пленки [5]. В нашей работе было исследовано влияние температурного отжига при 200 °С и 300 °С в течение одного часа. Для пленки, отожженной при 200 °С,  $S_a = 280.7$  пм и  $S_q = 344.9$  пм. В то же

время для пленки, отожженной при 300 °С, средняя шероховатость составила 292.8 пм, а среднеквадратичная шероховатость увеличилась до 388.9 пм. Отжиг при температуре 300 °С увеличивают среднюю шероховатость на 185.4 пм, и среднеквадратичную шероховатость на 254.7 пм относительно исходных значений поверхности диоксида кремния. Получено, что отжиг при температуре 200 °С и 300 °С приводит к образованию зерен, что может свидетельствовать о кристаллообразовании (Рис.1 в, г). Повышение температуры отжига ведет к увеличению геометрических размеров зерен на поверхности подложки, а также к увеличению расстояния между ними. Так, при температуре отжига 200 °С латеральный размер зерен порядка 2 нм, высота порядка 1.4 нм, а при температуре отжига 300 °С латеральный размер и высота зерен увеличиваются в 1.5 раза.

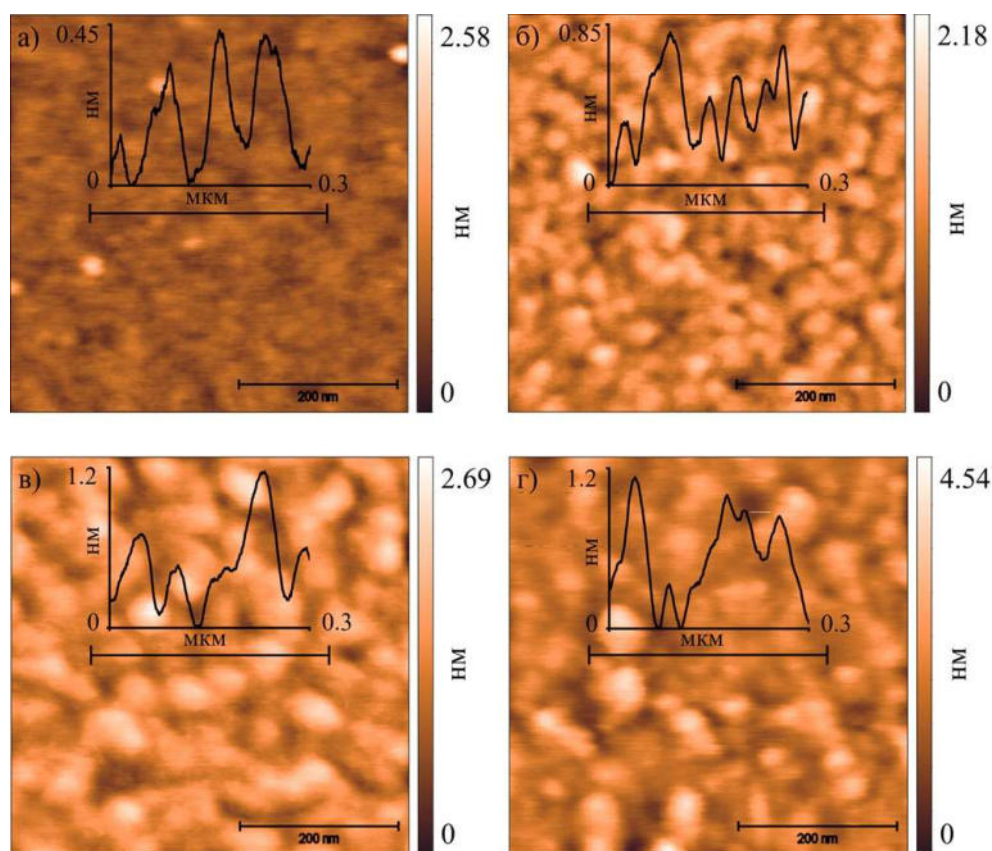


Рис. 1. АСМ-изображения поверхности экспериментальных образцов:

а) –  $\text{SiO}_2/\text{Si}$ , б) –  $\text{SiO}_2/\text{Si} + \text{V}_2\text{O}_5$  до отжига, в) –  $\text{SiO}_2/\text{Si} + \text{V}_2\text{O}_5$  + отжиг 200 °С в течение 1 часа, г) –  $\text{SiO}_2/\text{Si} + \text{V}_2\text{O}_5$  + отжиг 300 °С в течение 1 часа.

- [1] Akl A. A. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, **71**, 223 (2010).
- [2] Kumar A. et al. *Thin Solid Films*, **516**, 912 (2008).
- [3] Temam A. G. et al. *Current Opinion in Electrochemistry*, **38**, 101239 (2023).
- [4] Alrammouz R. et al. *Sensors and Actuators A: Physical*, **332**, 113179 (2021).
- [5] Song G. Y. et al. *ACS applied materials & interfaces*, **9**, 23909 (2017).

## **Структура пьезоэлектрических пленок AlN, полученных методом магнетронного распыления на Si(100)**

**Богословцева А.Л., Гейдт П.В.**

*Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2*

Нитрид алюминия (AlN) активно используется в микроэлектронике из-за своих электрических, тепловых и оптических свойств, таких, например, как высокая теплопроводность, скорость звука и большая ширина запрещенной зоны. Благодаря своим пьезоэлектрическим свойствам AlN применяется в элементах микроэлектромеханических систем и акустоэлектронных устройствах – радиочастотных резонаторах и фильтрах [1]. В тонкопленочных акустических резонаторах пленка нитрида алюминия является частью многослойной структуры, поэтому актуальными являются вопросы изучения особенностей структуры пленок AlN.

В данной работе пленки AlN были получены методом импульсного магнетронного распыления на постоянном токе при мощности магнетрона 150 и 300 Вт и варьировании температурах осаждения. Исследования проводились методами рентгенофазового анализа (РФА), эллипсометрии и инфракрасной (ИК) Фурье спектроскопии и пьезосиловой микроскопии (ПСМ).

Дифрактограммы для всех образцов схожи и содержат только рефлексы (002) и (004) гексагональной фазы пленок AlN. Для получения дополнительной информации о структуре пленок применялась ИК-спектроскопия в области фоновых полос поглощения. Типичный спектр гексагонального AlN состоит из интенсивной полосы фононной моды  $E_1(\text{TO})$  около  $670\text{ см}^{-1}$  и более слабой полосы  $A_1(\text{TO})$  около  $610\text{ см}^{-1}$  [2]. При температуре осаждения  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$  и мощности магнетрона 300 Вт пик  $E_1(\text{TO})$  является наиболее острым и интенсивным, что свидетельствует об улучшении кристаллического качества осажденной пленки, что связано с увеличением подвижности атомов на поверхности подложки с ростом температуры. Следует также отметить, что с ростом температуры наблюдается заметный сдвиг максимума этой полосы примерно с  $682\text{ см}^{-1}$  до  $675\text{ см}^{-1}$  при увеличении температуры осаждения от  $60\text{ }^{\circ}\text{C}$  до  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$  (для обоих значений мощности 150 Вт и 300 Вт), что свидетельствует об уменьшении сжимающих напряжений в этих пленках.

Многоугловые эллипсометрические измерения показывают рост показателя преломления с ростом температуры осаждения, что указывает на упорядочение и уплотнение структуры пленки. Измерения отдельных образцов пленок AlN методом ПСМ подтверждают наличие пьезоэффекта.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образова-

ния Российской Федерации (проект FSUS-2024-0020) с использованием оборудования ЦКП ВТАН НГУ.

[1] Qi H. et al., *Mater. Sci. Semicond. Process.*, **185**, 108886 (2025).

[2] Sanz-Hervás A. et al., *Diam. Relat. Mater.*, **12**, 1186 (2003).



## Оптические свойства нестехиометрических оксидов титана

Воронковский В.А.<sup>1</sup>, Маркелова А.К.<sup>1</sup>, Калмыков Д.А.<sup>1</sup>,  
Алиев В.Ш.<sup>1,2</sup>, Володин В.А.<sup>1,3</sup>, Демьяненко М.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет, 630073, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

<sup>3</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

В настоящее время актуальной задачей является поиск новых материалов, подходящих для использования в качестве теплочувствительных слоёв болометрических матриц. В связи с этим, особое внимание к себе привлекают плёнки оксидов титана нестехиометрического состава, поскольку при их частичной или полной кристаллизации возможно образование кристаллических фаз, обладающих высокой электропроводностью по сравнению с высшим оксидом  $\text{TiO}_2$  [1]. Таким образом, открывается возможность создания композитного материала с высоким коэффициентом поглощения и высоким температурным коэффициентом

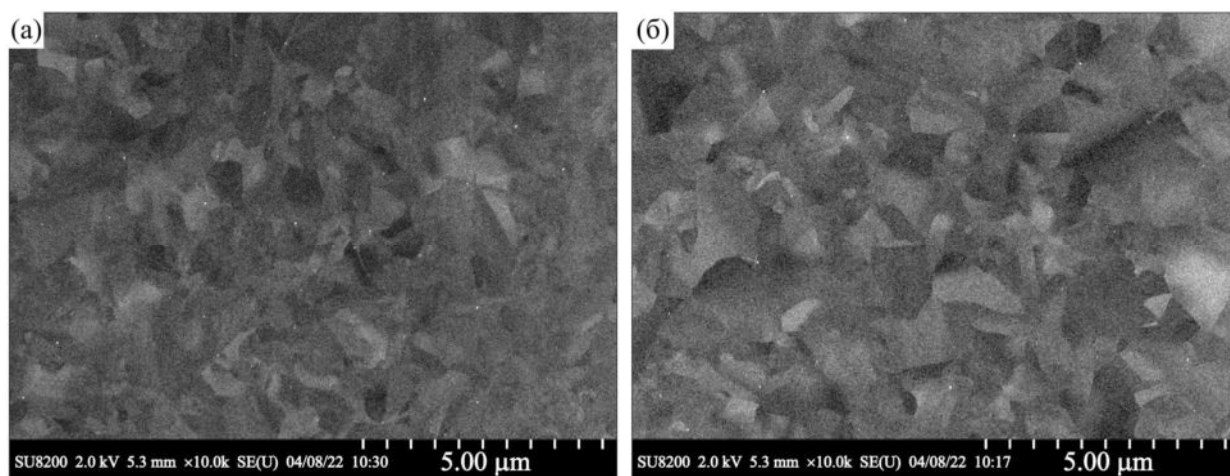


Рис. 1. СЭМ-изображения поверхности плёнок  $\text{TiO}_{2-\delta}$  после отжига при  $600^\circ\text{C}$  с отклонением от стехиометрии  $\delta = 0.58$  (а),  $0.18$  (б).

том сопротивления.

В нашей работе [2] исследованы оптические свойства нестехиометрических оксидов титана  $\text{TiO}_{2-\delta}$  с различным отклонением от стехиометрии  $\delta = 0.02-1.18$ . Плёнки синтезированы методом ионно-лучевого распыления-осаждения. Состав плёнок определён методом рентгеновский фотоэлектронной спектроскопии. Определена взаимосвязь между параметром  $\delta$  и оптическими константами  $n(\lambda)$  и  $k(\lambda)$  в видимом и ближнем инфракрасном (ИК) диапазонах длин волн ( $\lambda = 0.35-1.0$  мкм). Плёнки с отклонением от стехиометрии  $\delta > 0.18$  проявляют металлические свойства, а оптические константы хорошо описываются в рамках

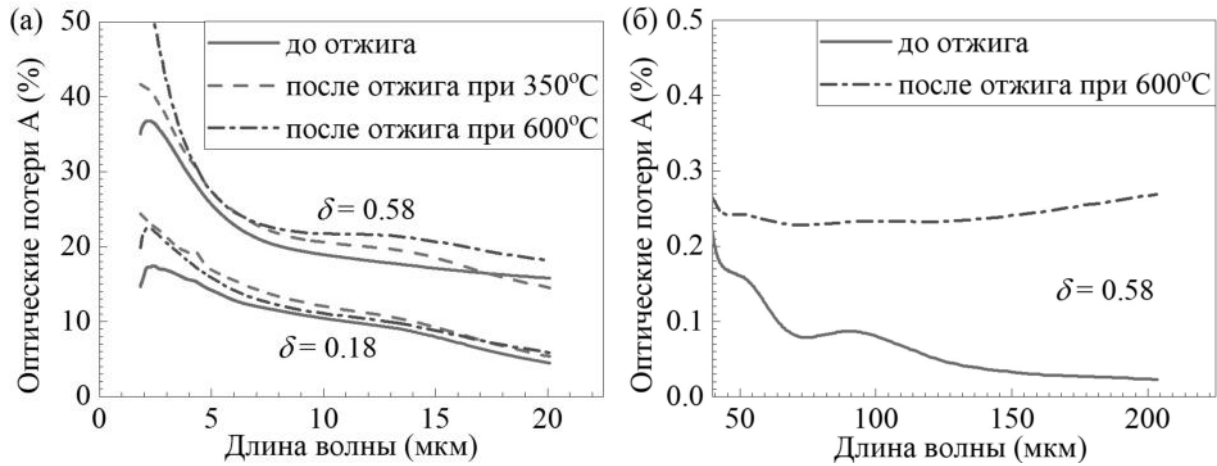


Рис.2. Оптические потери ( $A$ ) для плёнок  $\text{TiO}_{2-\delta}$ : а — на подложке Si (БЗП, толщина подложки 380 мкм) в ИК области спектра; б — на подложке Ge (толщина подложки 1 мм) в ТГц области спектра.

модели Лоренца-Друде. Плёнки с отклонением  $\delta < 0.05$  ведут себя как диэлектрические, а оптические константы описываются моделью Коши. Отжиг плёнок при температуре 600°C в атмосфере аргона с 2% объёмной добавкой кислорода приводит к существенному изменению оптических свойств металлических плёнок, а на диэлектрические плёнки не влияет. Из данных сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) следует, что отжиг плёнок состава  $\delta > 0.18$  при температуре 600°C приводит к росту в них кристаллов пластинчатой формы микронных размеров (Рис. 1). В ИК и терагерцовом (ТГц) диапазонах отжиг плёнок с  $\delta > 0.18$  увеличивает оптические потери в плёнках (Рис. 2), что является, вероятно, следствием увеличения размера проводящих кластеров в диэлектрической матрице. Определено, что плёнки с  $\delta = 0.11$ –0.58 представляют наибольший интерес для создания теплочувствительных слоев микроболометрических матриц.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 24-29-00344) с использованием оборудования ЦКП «Наноструктуры».

[1] Malik H. et al., *Sci. Rep.*, **10**, 8050 (2020).

[2] Герасимова А.К. и др., *Оптика и спектроскопия*, **133**, 57 (2025).

# **Генерация и рассеяние поверхностных волн Дьяконова в системах на основе жидких кристаллов**

**Гришин Н.С.<sup>1,2</sup>, Гайдук А.Е.<sup>1</sup>**

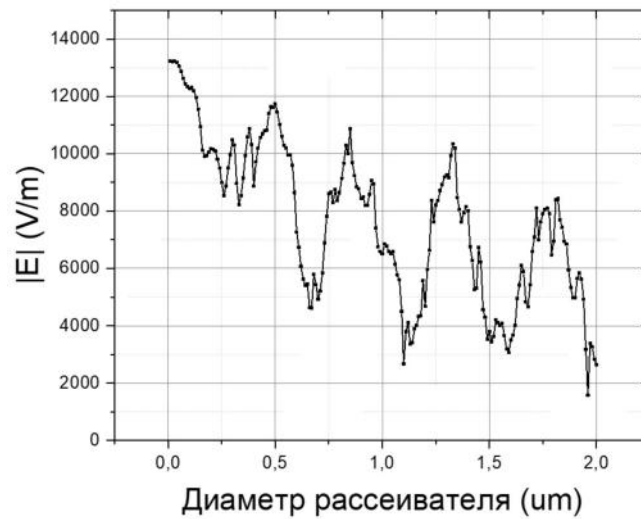
<sup>1</sup> *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13*

<sup>2</sup> *Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2*

Системы, основанные на поверхностных электромагнитных волнах, представляют интерес для задач управления и сенсорики. Значительного прогресса удалось достичь благодаря поверхностным плазмонам, которые распространяются на границе раздела «металл-диэлектрик». Однако они характеризуются большими радиационными потерями, вызванными поглощением в металле. Альтернативой являются поверхностные волны Дьяконова [1] (ПВД), которые могут существовать в полностью диэлектрических системах. Они представляют собой поверхностные электромагнитные волны, которые локализованы на границе раздела двух сред, одна из которых должна обладать анизотропией оптических свойств (одноосная двулучепреломляющая среда), при этом распространение происходит в узком угловом диапазоне. Данный тип поверхностных волн характеризуется высокой чувствительностью к параметрам среды распространения. Генерация ПВД требует применения таких методов, как призмный, ближнепольный или решётчатый ввод [2]. Это объясняется тем, что волна в свободном пространстве имеет недостаточное значение волнового вектора для соблюдения условий фазового синхронизма. Для разработки устройств управления ПВД необходимо исследовать её взаимодействие с рассеивающими объектами, однако данная тематика является крайне слабо изученной. Поэтому целью данной работы являлось численное моделирование процессов генерации и рассеяния ПВД в системах на основе жидких кристаллов.

В данной работе использовался программный комплекс COMSOL Multiphysics, который реализует решение уравнений Максвелла методом конечных элементов. В процессе численного моделирования были реализованы системы призмного и решётчатого ввода. Проанализировано распространение волны Дьяконова ( $\lambda=800$  нм.) в интерфейсе фоторезист Su-8 (изотропный материал с  $n = 1,6$ ) - жидкий кристалл смеси E7 ( $n$  обыкновенного луча = 1.5096,  $n$  необыкновенного луча = 1.7288). Было установлено, что угловая область существования ПВД составила  $0.9^\circ$  с центром диапазона на  $42.8^\circ$  относительно оптической оси.

Произведён анализ механизма рассеяния ПВД на кремниевом цилиндре прямоугольного сечения в идеализированной системе без диссипаций. Полученные зависимости сечения рассеяния и напряжённости электромагнитного поля свидетельствуют о возникновении резонансов типа Ми, как показано на Рис. 1.



*Рис.1. Расчётная зависимость модуля электрического поля прошедшей ПВД при рассеянии на кремниевом цилиндре прямоугольного сечения в зависимости от размеров рассеивателя.*

Резонансные пики совпадают с теоретическими значениями. Также наблюдалось возникновение эффекта фотонной наноструи с шириной поперечной перетяжки менее дифракционного предела [3]. Полученные результаты перспективны для проектирования систем генерации и динамического управления ПВД. Продемонстрированный эффект фотонной наноструи может быть использован для приложений металлизации.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FWGW-2025-0022.

- [1] D'yakonov M. I., Zh. Eksp. Teor. Fiz., **94(4)**, 119 (1988).
- [2] La Spada L., Haq S., Hao Y., Radio Science, **52(9)**, 1049 (2017).
- [3] Heifetz A. et al., Journal of computational and theoretical nanoscience., **6(9)**, 1979 (2009).

# ***In situ* отражательная электронная микроскопия графитизации поверхности подложки 6H-SiC(0001) при высокотемпературном отжиге**

Дураков Д.Е., Рогило Д.И., Петров А.С.

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

Сложность создания электронных приборов на основе графена заключается в получении его качественных слоёв на диэлектриках, в связи с этим перспективным является методом термического разложения карбида кремния (SiC) [1]. Быстрая сублимация кремния в вакууме усложняет контроль качества и количества слоёв графена, но *in situ* наблюдение методом отражательной электронной микроскопии (ОЭМ) и дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО) помогает управлять процессом графитизации поверхности.

В работе были проведены эксперименты по высокотемпературному резистивному отжигу подложек 6H-N SiC(0001) ( $\sigma = 0.02\text{--}0.1$  Ом/см). Измерения температуры образцов производились с помощью оптического пирометра. Для *ex situ* анализа морфологии образцов применялась атомно-силовая микроскопия (АСМ, Bruker Multimode 8). Для определения стехиометрического состава поверхности образцов измерялся спектр комбинационного рассеяния света (КРС) с помощью спектрометра (XploRa Plus, Horiba,  $\lambda = 532$  нм). Для определения областей с разным стехиометрическим составом использовался сканирующий электронный микроскоп (СЭМ, Hitachi SU8220, ускоряющее напряжение 2 кВ).

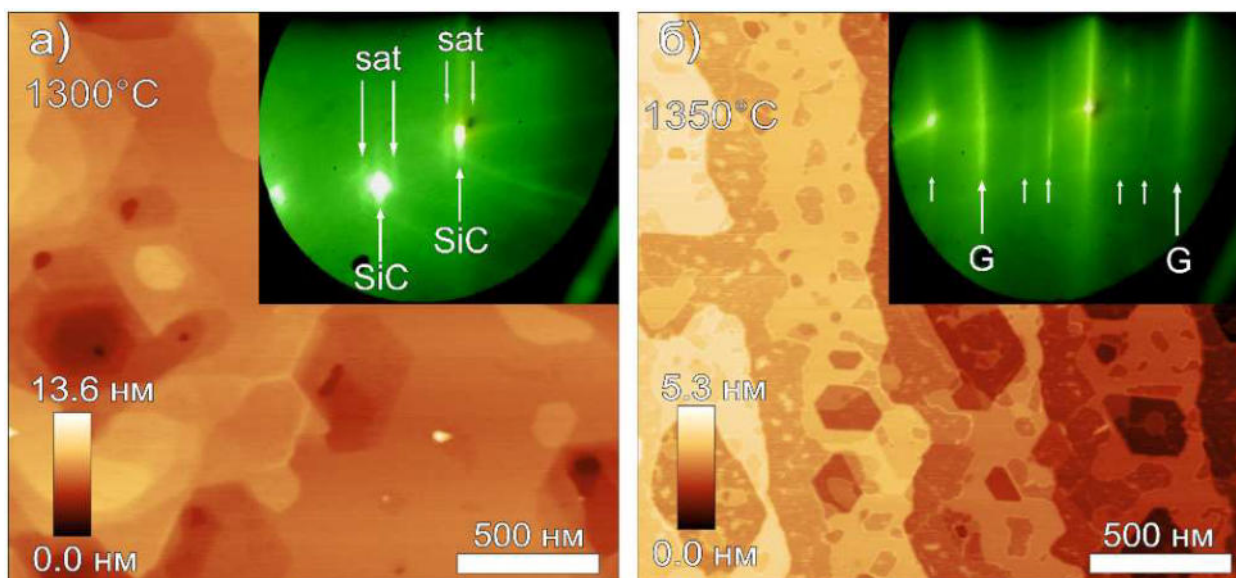


Рис.1. (а) АСМ-изображение поверхности образца после отжига 5 мин при  $T = 1300^\circ\text{C}$ ; (б) АСМ-изображение поверхности образца после отжига 4 мин при  $T = 1350^\circ\text{C}$ . На вставках изображены картины ДБЭО, наблюдаемые во время отжига, соответствующие АСМ-изображениям.

Впервые был записан процесс получения ступенчато-террасированных поверхностей 6H-SiC с высотой ступеней 0.75 нм методом ОЭМ, для получения которой образцы отжигались 20 мин при  $T = 1200^{\circ}\text{C}$ . Методом *in situ* дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО) установлена зависимость морфологии поверхности SiC от длительности отжига. Комплексный *ex situ* анализ (АСМ, СЭМ, КРС) образцов после отжига позволил определить оптимальные температурные режимы формирования буферного слоя и однослойного графена. Было установлено, что для формирования буферного слоя (рис.1(а)) необходимо отжигать образцы в течении 5 мин при  $T = 1300^{\circ}\text{C}$  до появления сателлитных рефлексов, соответствующих сверхструктуре  $(6\sqrt{3} \times 6\sqrt{3}) R30^{\circ}$ , изображённых на вставке рис. 1(а). Для формирования монослоя графена (рис.1(б)) необходимо отжигать образец до исчезновения дифракционных рефлексов, соответствующих буферному слою, изображённых на вставке рис. 1(б). При температуре  $T = 350^{\circ}\text{C}$  монослой графена образуется за 4 минуты [2].

Работа выполнена на оборудовании ЦКП «Наноструктуры». Эксперименты и диагностика методом КРС выполнены при поддержке государственного задания (проект № FWGW-2025-0014). Диагностика методами СЭМ и АСМ выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант № 19-72-30023).

[1] Emtsev K.V. et al., *Nat. Mater.*, **8**, 203 (2009).

[2] Durakov D.E. et al., *Semicond.*, **59**, 102 (2025).

## Измерения холловской электронной вязкости

Егоров Д.А.<sup>1,2</sup>, Похабов Д.А.<sup>1,2</sup>, Погосов А.Г.<sup>1,2</sup>, Жданов Е.Ю.<sup>1,2</sup>,  
Шевырин А.А.<sup>1</sup>, Бакаров А.К.<sup>1,2</sup>, Шкляев А.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

Электронная гидродинамика представляет собой быстроразвивающуюся область современной физики полупроводников. В чистых низкоразмерных системах, где электрон-электронные столкновения становятся доминирующим механизмом рассеяния, коллективное движение носителей заряда может быть описано в рамках гидродинамической модели, подобно течению классических жидкостей. Особый интерес представляет поведение электронной жидкости в магнитном поле, сопровождающееся возникновением нетривиальных эффектов. Одним из наиболее тонких проявлений электронной гидродинамики является холловская (нечётная) вязкость, характеризующаяся одноименным коэффициентом. Эффект холловской вязкости недавно изучался в графене [1], но его проявление в классических полупроводниковых системах, в частности в гетероструктурах GaAs/AlGaAs, до сих пор не исследовано.

Было экспериментально изучено магнетосопротивление в микроструктурах с двумерным электронным газом, созданных на основе гетероструктур GaAs/AlGaAs с подвижностью электронов  $2 \times 10^6$  см<sup>2</sup>/В·с при температуре 4,2 К. Для выделения вклада холловской вязкости сопротивление измерялось в так называемой вицинальной геометрии, а субмикронные потенциометрические контакты располагались на небольшом расстоянии 1 мкм друг от друга. Из экспериментальных данных были получены температурные зависимости безразмерного коэффициента  $\alpha_{\text{vH}}$ , который характеризует отношение антисимметричной компоненты сопротивления к магнитному полю. Обнаружена немонотонная температурная зависимость коэффициента  $\alpha_{\text{vH}}$ . Из измерений антисимметричной компоненты сопротивления и продольной вязкости были получены температурные и магнетополевые зависимости холловской вязкости.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 22-12-00343-П).

[1] Berdyugin A. et al., *Science* **364**, 6436 (2019).

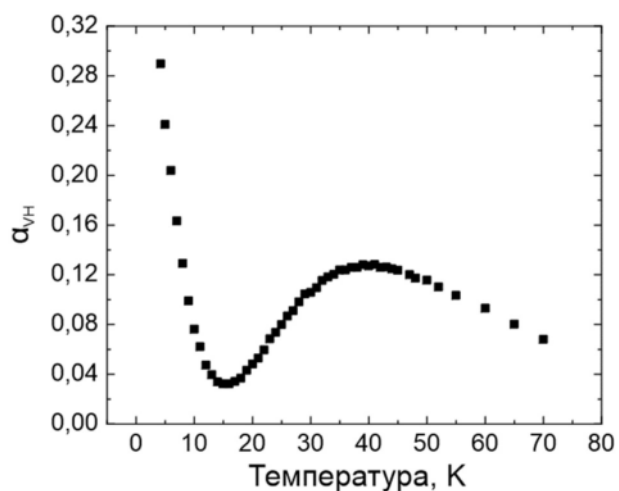


Рис.1. (а) Температурная зависимость коэффициента  $\alpha_{\text{vH}}$



## Формирование GeSi nanoостровков при эпитаксии из ионно-молекулярных пучков

Захарук Ю.С.<sup>1,2</sup>, Смагина Ж.В.<sup>2</sup>, Зиновьев В.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Новосибирский государственный технический университет, 630024, Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20

<sup>2</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

В современной оптоэлектронике существует интерес к Ge/Si гетероструктурам с квантовыми точками Ge, полоса излучения которых пересекается с востребованным телекоммуникационным диапазоном 1.2–1.8 мкм [1]. Сложность заключается в непрямозонном характере полупроводников Ge и Si, из-за чего эффективность их излучательной рекомбинации остаётся невысокой. Одним из способов увеличения эффективности излучения структур, основанных на кремнии, является введение дефектов различного типа, созданных ионным облучением [2]. Дефекты могут быть как центрами излучательной рекомбинации, так центрами зарождения и роста nanoостровков в процессе эпитаксии [3].

В данной работе представлены результаты исследования зарождения и роста GeSi nanoостровков из ионно-молекулярных пучков методом атомно-силовой микроскопии. Исследуемые Ge/Si гетероструктуры были изготовлены методом молекулярно-лучевой эпитаксии с одновременным облучением ионами Ge<sup>+</sup>. Энергия ионов варьировалась путём приложения отрицательного электрического потенциала к кремниевой подложке в диапазоне от -1 кВ до -2кВ. Температурный диапазон роста Ge составлял 400°–600°C.

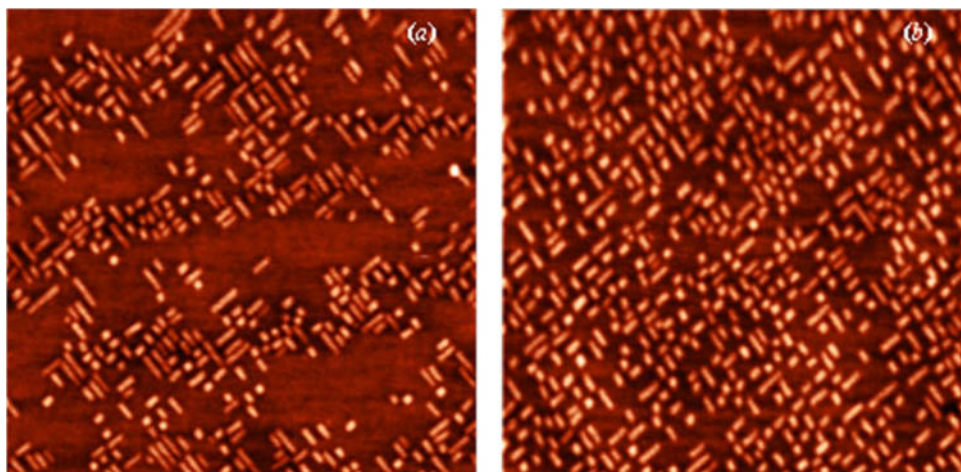
Установлено, что температурный фактор оказывает значительное влияние на морфологию поверхности. Уменьшение температуры подложки приводит к уменьшению латерального размера GeSi nanoостровков с одновременным ростом их поверхностной плотности. Было показано, что при температурах 400°–500°C ионное облучение генерирует дефекты, которые являются центрами преимущественного зарождения GeSi nanoостровков. Это, в свою очередь, способствует увеличению их плотности (рис. 1). При температурах больше 550°C дефекты отжигаются и перестают вносить вклад в процесс зарождения nanoостровков. Дополнительно было обнаружено, что использование ионного облучения уменьшает разброс по их латеральному размеру.

Определена зависимость плотности островков от приложенного к подложке напряжения. Установлено, что зависимость носит нелинейный характер и имеет точку максимума — оптимальную энергию, при которой плотность nanoостровков наибольшая ( $6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ).

В структурах с ионным облучением обнаружено многократное (в 3-4 раза) усиление сигнала фотolumинесценции в спектральном диапазоне от 0.75 до 0.95



эВ по сравнению с сигналом ФЛ от структур, созданных без ионного облучения.  
Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (проект №25-22-00424).



*Рис.1. АСМ-изображения ( $1 \times 1$  мкм) поверхности с трёхмерными GeSi островками, полученными при осаждении 0.8 нм Ge на подложку Si(100) при температуре 550°C, для двух типов экспериментов: (a) – МЛЭ Ge на Si; (b) – МЛЭ с облучением ионами  $Ge^+$ . Энергия ионов  $\sim 2$  кэВ.*

- [1] Yakimov A.I. et al., *J. Appl. Phys.*, **122**, 133101 (2017).
- [2] Grydlik M. et al. // *Nano Lett.*, **16**, 6802 (2016).
- [3] Смагина Ж.В. и др., *ЖЭТФ*, **133(3)**, 593 (2008).

## Структурная трансформация поверхности $\text{Bi}_2\text{Se}_3(0001)$ при отжиге с покрытием Sn

Захожев К.Е.<sup>1,2</sup>, Пономарев С.А.<sup>2</sup>, Голяшов В.А.<sup>2</sup>, Насимов Д.А.<sup>2</sup>, Кох К.А.<sup>3</sup>, Рогило Д.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

<sup>3</sup> Институт геологии и минералогии им. В.С. Соболева СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Коптюга, 3

Халькогениды металлов одни из самых перспективных двумерных слоистых материалов для применения в электронике нового поколения. Они обладают высокой подвижностью носителей заряда (например,  $\text{PtSe}_2$ ,  $\text{WS}_2$ ,  $\text{WSe}_2$ ,  $\text{SnSe}_2$ ) [1], уникальными фотоэлектрическими свойствами [2] и устойчивостью к изгибным деформациям [3].  $\text{SnSe}_2$  – яркий представитель слоистых халькогенидов металлов, обладающий высокой подвижностью электронов ( $601 \text{ см}^2 \cdot \text{В}^{-1} \cdot \text{с}^{-1}$ ) [4] и электронным сродством (5,2 эВ), по сравнению с большинством других материалов этого класса. Это делает  $\text{SnSe}_2$  перспективным материалом для создания высокоэффективных фотоприемников и высокочастотных транзисторов, в том числе работающих на основе туннельного эффекта [5].

Тем не менее, пленки  $\text{SnSe}_2$ , выращенные методами молекулярно-лучевой эпитаксии как на классических, так и на ван-дер-ваальсовых подложках (например,  $\text{Bi}_2\text{Se}_3(0001)$ ), обладают высокой концентрацией дефектов кристаллической структуры [6]. Химическое взаимодействие молекулярных пучков с подложкой может приводить к значительным изменениям морфологии поверхности, что негативно сказывается на структурном качестве эпитаксиальных слоев халькогенидов металлов. Таким образом, исследование взаимодействия Sn с поверхностью  $\text{Bi}_2\text{Se}_3(0001)$  при температурах роста  $\text{SnSe}_2$  является важнейшим шагом на пути к решению задачи гетероэпитаксиального роста слоев  $\text{SnSe}_2$  высокого структурного совершенства.

В данной работе методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии *in situ* в условиях сверхвысокого вакуума произведено осаждение тонкого слоя олова (~1 монослой  $\approx 0,2 \text{ нм}$ ) на поверхность  $\text{Bi}_2\text{Se}_3(0001)$  при комнатной температуре с последующим отжигом при  $210^\circ \text{C}$ . Изменения в рентгеновских фотоэлектронных спектрах  $\text{Bi}_2\text{Se}_3$  и  $\text{Sn}^0$  выявили образование кристаллических соединений висмута и образование связей Sn-Se, свидетельствующее о замещении атомов висмута оловом, последующем выходе на поверхность и формировании бислоев  $\text{Bi}(111)$  в процессе отжига. Методом сканирующей электронной микроскопии в режимах детектирования вторичных и обратно рассеянных электронов (Рис. 1, а, б) визуализирована лабиринтообразная структура, в которой области с повышенной концентрацией олова занимают около 50% площади образца, что

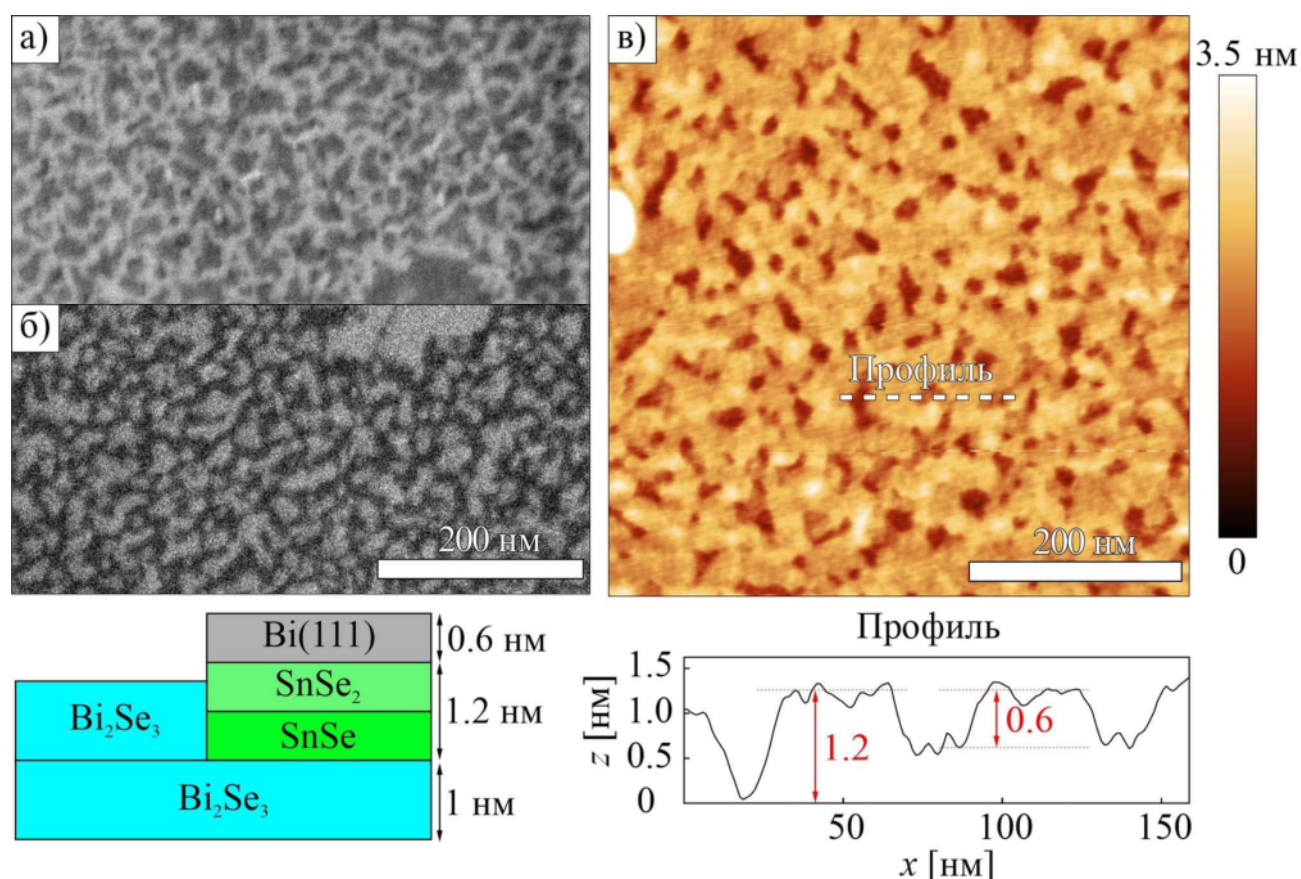


Рис.1. СЭМ изображения поверхности  $\text{Bi}_2\text{Se}_3(0001)$  после осаждения и отжига 1 МС олова в режиме детектирования: а) вторичных электронов, б) обратно рассеянных электронов. в) АСМ изображение морфологии поверхности  $\text{Bi}_2\text{Se}_3(0001)$ .

свидетельствует об образовании соединений  $\text{SnSe}_2$  и  $\text{SnSe}$  в приповерхностной области. Методом атомно-силовой микроскопии получено изображение морфологии поверхности  $\text{Bi}_2\text{Se}_3(0001)$  после осаждения и отжига одного монослоя олова (Рис. 1, в). Показано наличие террас с высотами, соответствующими молекулярным слоям  $\text{SnSe}_2$  и  $\text{SnSe}$ , а также бислоям  $\text{Bi}(111)$  (Рис. 1, Профиль).

Измерения проводились с использованием оборудования ЦКП «Наноструктуры». Эксперименты *in situ* выполнены при финансовой поддержке РФФ (грант № 22-72-10124). Исследования в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) выполнены при финансовой поддержке РФФ (грант № 19-72-30023). Монокристалл  $\text{Bi}_2\text{Se}_3(0001)$  выращен методом Бриджмена при поддержке государственного задания ИГМ СО РАН (проект № 122041400031-2).

- [1] Huang Z. et al., *Materials (Basel)*, **9**, 716 (2016).
- [2] Wang F.K. et al., *Wiley-VCH Verlag*, **15**, 1901347 (2019).
- [3] Glavin N.R. et al., *Oxford Open Mater. Sci.*, **1**, itaa002 (2021).
- [4] Li H. et al., *Nano Res.*, **15**, 2522 (2022).
- [5] Aretouli K.E. et al., *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **8**, 23222 (2016).
- [6] Park Y.W. et al., *2D Mater.*, **4**, 014006 (2017).

## **Смешанные механизмы возбуждения и детектирования в наноэлектромеханических системах с двумерным электронным газом**

**Ибяттов Т.М., Шевырин А.А., Погосов А.Г., Бакаров А.К., Шкляев  
А.А., Наик А.**

<sup>1</sup> *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск,  
пр. ак. Лаврентьева, 13*

<sup>2</sup> *Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2*

Субмикронные механические резонаторы находятся в центре внимания наномеханики — области науки, сочетающей фундаментальные и прикладные исследования. Благодаря высокой чувствительности такие резонаторы широко используются в качестве сенсоров для измерения различных физических величин. Кроме того, они проявляют богатую нелинейную и квантовую динамику, что делает их интересными с точки зрения фундаментальной физики. Особенно перспективными оказываются гибридные структуры, в которых механические колебания сопряжены с электронными системами пониженной размерности. В таких наноэлектромеханических системах (НЭМС) электронный транспорт и механическое движение взаимно влияют друг на друга: это позволяет как эффективно возбуждать и регистрировать колебания, так и исследовать электронные свойства с помощью механической степени свободы. Одной из актуальных проблем в этой области является взаимодействие резонансных мод НЭМС с объёмными акустическими волнами.

В настоящей работе представлены экспериментальные результаты, посвящённые выявлению и разделению различных физических механизмов возбуждения колебаний в многомодовой НЭМС, реализованной на основе AlGaAs/GaAs гетероструктуры с двумерным электронным газом (ДЭГ). Колебания возбуждались *in situ* — путём приложения напряжения между резонатором и затворным электродом на резонансной частоте. Возникающие при этом электрические поля способны индуцировать движение как за счёт пьезоэлектрического отклика материала, так и за счёт электростатического (ёмкостного) взаимодействия [1]. Обычно эти два вклада можно различить по их зависимости от постоянной составляющей затворного напряжения: пьезоэлектрическая сила от неё не зависит, тогда как электростатическая ей пропорциональна. Однако в проведённых измерениях выявлено существенное (до 90°) фазовое рассогласование между ожидаемыми вкладами, что не укладывается в рамки стандартной модели. Анализ показал, что наблюдаемый эффект обусловлен третьим механизмом — генерацией объёмных акустических волн (ОАВ) в пьезоэлектрическом чипе при подаче напряжения между контактами [2]. Полученные результаты показывают, что необходимо учитывать роль ОАВ при проектировании и изучении НЭМС. С одной стороны, такой канал возбуждения мог бы восприниматься как паразитный,

с другой – его экспериментальное подтверждение открывает путь к целенаправленному использованию акустических волн для управления механическими модами в НЭМС.

[1] Shevyrin, A. A. et al., *Phys. Rev. Appl.*, **22(6)**, L061003 (2024).

[2] Shevyrin, A. A. et al., *Appl. Phys. Lett.* **127**, 142202 (2025).

## Магнитный топологический изолятор на $\text{MnBi}_2\text{Te}_4$ , выращенный с помощью МЛЭ

Иванова С.М.<sup>1,2</sup>, Степина Н.П.<sup>1</sup>, Баженов А.О.<sup>1,2</sup>, Жданов Е.Ю.<sup>1,2</sup>,  
Ищенко Д.С.<sup>1</sup>, Голяшов В.А.<sup>1</sup>, Терещенко О.Е.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

Магнитные топологические изоляторы (МТИ) – узкозонные полупроводниковые материалы, в которых спин-орбитальное взаимодействие и симметрия по обращению времени формируют проводящие поверхностные состояния, защищенные от рассеяния назад на немагнитных примесях и дефектах. Наличие спонтанной намагниченности нарушает симметрию по обращению времени, вызывая открытие щели в поверхностном состоянии конуса Дирака. Сочетание данных свойств в МТИ дает возможность реализации квантового аномального эффекта Холла (КАЭХ). Эти материалы перспективны для создания новых типов магнитной памяти, устройств спинтроники и топологических квантовых вычислений.

Эталоном материалом для наблюдения подобных квантовых эффектов является  $\text{MnBi}_2\text{Te}_4$  – соединение со слоистой-блочной кристаллической структурой, в котором блоки состоят из семи атомных слоев:  $\text{Te-Bi-Te-Mn-Te-Bi-Te}$ . Из-за антипараллельной ориентации магнитных моментов  $\text{Mn}$  в соседних семислойных блоках, данное соединение проявляет антиферромагнитный (АФМ) порядок А-типа. Также особый вклад в проявление магнитных свойств вносит число семислойных блоков: наблюдается ферромагнитный (ФМ) порядок в образцах с нечетным числом слоев и АФМ для образцов с четным.

В настоящей работе проведено экспериментальное изучение магнетотранспортных свойств пленок ТИ  $\text{MnBi}_2\text{Te}_4$ , различной толщины, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках  $\text{Si}(111)$  и сапфира. На образцах исследовалась температурная зависимость магнетосопротивления (МС) и эффекта Холла (ЭХ). Пленки, выращенные на сапфире, демонстрируют пик Нееля при температуре около 24 К, соответствующий переходу из парамагнитного в АФМ состояние (Рис.1).

В слабых магнитных полях наблюдался гистерезис, характерный для аномального эффекта Холла (АЭХ), подтверждающий магнитную природу образцов. На кривых МС и ЭХ наблюдаются переходы из АФМ

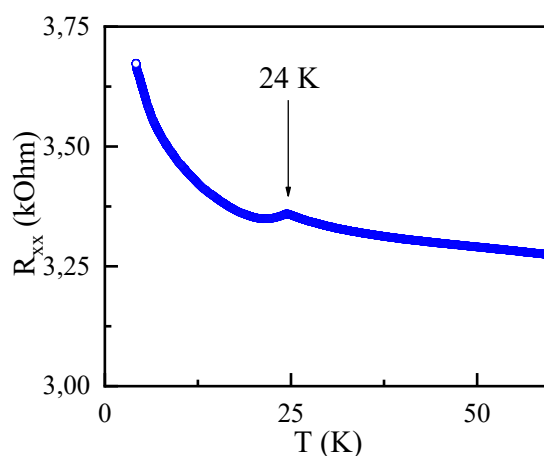


Рис.1. Температурная зависимость сопротивления для образца, выращенного на сапфировой подложке.  $T=24\text{ K}$  - точка температуры Нееля.



состояния в скошенное АФМ в магнитных полях около 3.5 Т и переход в ФМ состояние примерно при 8 Т (Рис. 2).

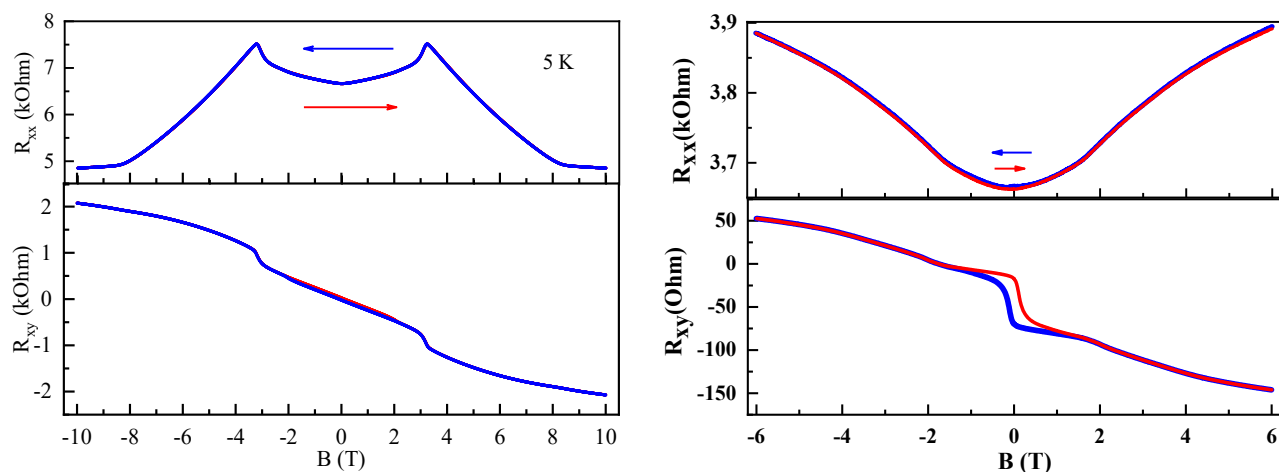


Рис.2. Магнетотранспортные измерения образцов.

Непрямоугольный гистерезис в ЭХ описывается несколькими гиперболическими тангенсами, свидетельствуя о сложном характере перемангничивания многослойной структуры.

## Исследование электрических и оптических свойств диоксида ванадия с фазовым переходом полупроводник-металл

Калинина В.Б.<sup>1,2</sup>, Капогузов К.Е.<sup>1,2</sup>, Азаров И.А.<sup>1,2</sup>, Гайдук А.Е.<sup>1</sup>,  
Кичай В.Н.<sup>3</sup>, Яковкина Л.В.<sup>3</sup>, Мутилин С.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск,  
пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

<sup>3</sup> Институт неорганической химии им А.В. Николаева СО РАН, 630090, Новосибирск,  
пр. ак. Лаврентьева, 3

Диоксид ванадия ( $\text{VO}_2$ ) является функциональным материалом с фазовым переходом полупроводник–металл, который может возникать под воздействием внешних факторов – температуры, электрического тока, оптического воздействия, механических напряжений и т.д. [1]. Такой фазовый переход сопровождается обратимым скачкообразным изменением основных параметров материала: постоянной решетки, проводимости, оптических коэффициентов [2]. Так, показатель преломления  $\text{VO}_2$  меняется со значения около 2,5 до 1,5 для длины волны около 1 мкм, что делает его перспективным для использования в модуляторах, переключателях, фильтрах, адаптивных метаповерхностях, оптических резонаторах, умных окнах, а также в нейроморфных системах.

В данной работе методами спектральной и микроэллипсометрии проведено исследование оптического и электрооптического отклика тонких плёнок  $\text{VO}_2$  при температурно- и электрически инициированном фазовом переходе полупроводник-металл. С помощью численных методов были рассчитаны спектральные зависимости показателей преломления  $n$  и поглощения  $k$  для полупроводниковой и металлической фазы  $\text{VO}_2$ . Показано слабое изменение показателей  $n$  и  $k$  при нагреве  $\text{VO}_2$  в ультрафиолетовой и видимой областях спектра, в то время как в ближнем инфракрасном диапазоне наблюдается их резкое изменение. Установлено, что наибольшее изменение показателей  $\Delta n$  и  $\Delta k$  для  $\text{VO}_2$  происходит на длине волны 1100 нм и составляет от 1,37 и 1,04, соответственно. Показано, что в результате электрически инициированного фазового перехода в  $\text{VO}_2$  происходит обратимое изменение его оптического отклика. Полученные результаты демонстрируют перспективность диоксида ванадия для применения в перестраиваемых оптических и оптоэлектронных устройствах ближнего и среднего инфракрасного диапазонов.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации.

[1] Morin F.J., *Phys. Rev. Lett.*, **3(1)**, 34 (1959).

[2] Ke Y. et al., *Small.*, **14(39)**, 1802025 (2018).



## Модификация оптических свойств тонких пленок $\text{GeO}_x$ на стекле в области края собственного поглощения с помощью отжига

Кислухин Н.А.<sup>1,2</sup>, Астанкова К.Н.<sup>2</sup>, Азаров И.А.<sup>2,3</sup>, Самусь А.Д.<sup>4,5</sup>,  
Мацынин А.А.<sup>4,5</sup>, Комогорцев С.В.<sup>4,5</sup>, Володин В.А.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> Новосибирский государственный технический университет, 630073, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

<sup>2</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>3</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

<sup>4</sup> Красноярский научный центр СО РАН, 660036, Красноярск, Академгородок, 50, стр №38.

<sup>5</sup> Сибирский государственный университет науки и технологий им. М.Ф. Решетнева, 660037, Красноярск, пр. им. газеты "Красноярский рабочий", 31.

Исследования показывают потенциальную возможность использования  $\text{GeO}_x$  в качестве антиотражающих покрытий в солнечных элементах [1] и голографических решеток [2], а также в составе многослойных интерференционных фильтров [3]. Пленки аморфного монооксида германия при нагреве выше  $200^\circ\text{C}$  диспропорционируют по реакции:  $2\text{GeO} \rightarrow \text{Ge} + \text{GeO}_2$ . Выделяющиеся германиевые кластеры в матрице  $\text{GeO}_x$  образуют глубокие ловушки для носителей заряда. Благодаря этому в пленках  $\text{GeO}_x$  после отжига могут возникать сигналы фото- и катодолюминесценции при комнатной температуре в видимом и ИК диапазоне [4]. Путем нагрева можно контролировать концентрацию, размер и фазу Ge кластеров в пленках  $\text{GeO}_x$  (глубину диспропорционирования). Для решения задач, связанных с применением плёнок монооксида германия в опто- и нанoeлектронике, необходимо исследовать возможность управления их оптическими свойствами с помощью печных отжигов.

Объектом исследования являлись тонкие ( $\sim 150$  нм) пленки  $\text{GeO}_x$  ( $x=0.93$ ) на стекле, полученные термическим испарением в вакууме гранул монооксида германия. Были проведены отжиги пленок  $\text{GeO}_x$  при температурах  $280\text{--}400^\circ\text{C}$  в течение 2 минут на воздухе. Изменения структуры тонких пленок  $\text{GeO}_x$  после отжигов регистрировались с помощью спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) и спектроскопии пропускания и отражения.

По данным спектроскопии комбинационного рассеяния света нагрев пленок монооксида германия до температуры  $280^\circ\text{C}$  приводит к появлению наночастиц аморфного Ge, а при  $380^\circ\text{C}$  начинается процесс их кристаллизации. Температура начала процесса кристаллизации ( $T_c$ ) кластеров германия в тонких пленках  $\text{GeO}_x$  ( $380^\circ\text{C}$ ) оказалась значительно ниже, чем в толстых пленках  $\text{GeO}_x$  ( $525\text{--}550^\circ\text{C}$ ) [5], но совпала с величиной  $T_c$  для пленок  $\text{GeO}_{1.07}$  толщиной  $\sim 15$  нм [6]. Причина этого пока не ясна и является предметом дальнейших исследований.

Измерены спектры пропускания и отражения тонких пленок  $\text{GeO}_x$  до и после отжига. Чтобы получить край оптического поглощения, спектры пропускания и отражения суммировались, результаты сложения спектров представлены на рис. 1. При отжиге пленок наблюдается сдвиг края поглощения в сторону больших длин волн. Для аппроксимации экспериментальных спектров пропускания и отражения пленок  $\text{GeO}_x$  и расчёта реальной и мнимой частей коэффициента преломления использовали программу для ЭВМ [7]. Рассчитаны дисперсионные кривые для показателей преломления и поглощения. Из анализа спектральной зависимости коэффициента поглощения в координатах Тауца (рис. 2) получены величины оптической щели пленок  $\text{GeO}_x$  при разных температурах отжига. Край собственного поглощения для исходной пленки  $\text{GeO}_{0.93}$  составил 2.7 эВ. При увеличении температуры отжига эта величина смещается в сторону меньших энергий, что связано с появлением и ростом нанокластеров Ge.

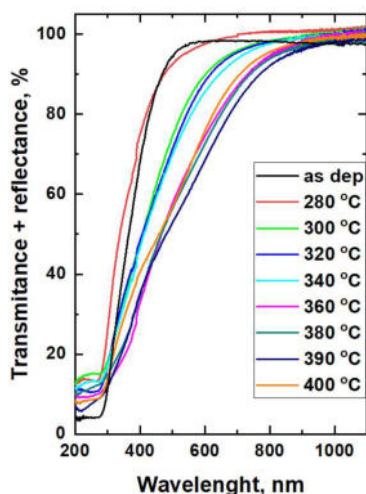


Рис.1. Сумма спектров пропускания и отражения пленок  $\text{GeO}_x$  до и после отжига в течение 2 мин.

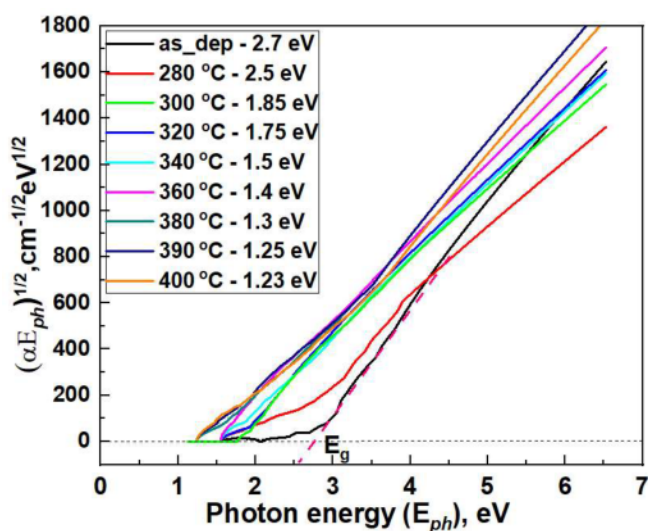


Рис.2. Эволюция края поглощения пленок  $\text{GeO}_x$  до и после отжига в течение 2 мин.

Работа по регистрации и анализу спектров пропускания и отражения пленок  $\text{GeO}_x$  на стекле проводилась в рамках выполнения государственного задания № FWGW-2025-0014. Авторы выражают благодарность ЦКП “ВТАН” НГУ за предоставленное оборудование для записи спектров комбинационного рассеяния света пленок  $\text{GeO}_x$ .

- [1] Dyskin V.G. et al., *Applied Solar Energy* **57**, 252 (2021).
- [2] Назаренков Ф.А. и др., *Оптика и спектроскопия* **46(5)**, 1013 (1979).
- [3] Zinchenko V.F. et al., *Voprosy khimii i khimicheskoi tekhnologii* **6**, 29 (2018).
- [4] Астанкова К.Н. и др., *Российские нанотехнологии* **11(5)**, 59 (2016).
- [5] Zhang F. et al., *Results in Chem.* **4**, 100461 (2022).
- [6] Astankova K.N. et al., *Physics of the Solid State* **66(9)**, 1516 (2024).
- [7] Егоров Д.А. Азаров И.А. Володин В.А.: “Программа для моделирования спектров пропускания и отражения слоистых структур на толстой подложке с учётом интерференции в слоях” № 2022668094 от 04.10.2022

## Октагалогензамещенные фталоцианины металлов и гибридные материалы на их основе

Клямер Д.Д.<sup>1</sup>, Камдина Т.А.<sup>1,2</sup>, Иванова В.Н.<sup>1</sup>, Басова Т.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт неорганической химии им А.В. Николаева СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 3

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

В последнее время адсорбционно-резистивные полупроводниковые газовые сенсоры получили широкое применение в различных областях, включая мониторинг окружающей среды, промышленную безопасность, сельское хозяйство и пищевую промышленность [1]. Кроме того, они всё чаще используются в здравоохранении для обнаружения биомаркеров заболеваний в выдыхаемом воздухе [2]. В стремлении повысить чувствительность, селективность и стабильность сенсоров исследователи активно разрабатывают новые сенсорные материалы. Среди них особое внимание привлекают фталоцианины металлов (МРс) и гибридные материалы на их основе. Физико-химические свойства фталоцианинов можно настраивать путём модификации фталоцианинового макроцикла, в частности, за счёт изменения центрального металла, типа и количества заместителей в ароматическом кольце.

В данной работе изучены октахлорзамещенные фталоцианины цинка, ванадила и кобальта, а также их гибридные материалы с углеродными нанотрубками, проведено сравнение полученных экспериментальных данных с характеристиками октафторзамещенных комплексов [3]. Гибридные материалы были получены путём нековалентной функционализации одностенных углеродных нанотрубок (SWCNT) хлорзамещенными фталоцианинами. Синтезированные комплексы и исследуемые материалы были охарактеризованы широким рядом физико-химических методов (ИК- и КР-спектроскопия, элементный, рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ, электронная спектроскопия и др.). Пленки исследуемых фталоцианинов получали как растворными методами (spin-coating, sc), так и из газовой фазы (PVD).

Были определены структуры монокристаллов и мотивы упаковок фталоцианинов ( $\text{MPcHal}_8$ , где  $\text{Hal} = \text{F}, \text{Cl}$ ;  $\text{M} = \text{Zn(II)}, \text{Co(II)}, \text{VO}$ ). Исследовано влияние центрального металла и типа заместителя на структуру, спектральные характеристики, а также на электрическую проводимость их плёнок. Также были изучены сенсорные свойства исследуемых пленок фталоцианинов металлов и гибридных материалов.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 24-73-10058) с использованием оборудования ЦКП ИНХ СО РАН.

[1] *Fernández-Ramos MD. et al. Microchem J.*, **218**, 115291 (2025).

[2] *Landini N. et al. Sensors Actuators B Chem.*, **371**, 132493 (2022).

[3] *Sukhikh A. et al. Int. J. Mol. Sci.*, **24(3)**, 2034 (2023).

# Летучая добавка для модификации морфологии нефуллереновых акцепторов в активном слое органических солнечных элементов

Кобелева Е.С.<sup>1</sup>, Кравец Н.В.<sup>1</sup>, Молчанов И.А.<sup>1,2</sup>, Кулик Л.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт химической кинетики и горения им. В.В. Воеводского СО РАН, 630090, Новосибирск, ул. Институтская, 3

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

На сегодняшний день органическая фотовольтаика является перспективной и многообещающей областью возобновляемой энергетики. Главным материалом, благодаря которому происходит поглощение света, генерация и переноса заряда на электроды внутри устройства, являются органические полупроводники. Сопряженные полимеры, малые молекулы и производные фуллерена представляют собой три основных класса органических полупроводников, которые широко используются в настоящий момент. Органические полупроводниковые материалы обладают рядом уникальных свойств, такими как легкость, гибкость, экологичность, биоразлагаемость, а также относительная дешевизна в производстве [1]. Но в то же время имеют ограничения, поиск способов преодоления которых — интересная область исследований. Одна из главных проблем органической фотовольтаики на сегодняшний день — это нестабильность и слабоконтролируемость донорно-акцепторного композита. Модернизировать морфологию активного слоя можно с помощью введения веществ с определенными свойствами (летучих и нелетучих добавок).

В данной работе для улучшения морфологии композита PM6:Y6 была применена летучая добавка MPBT благодаря ее высокой растворимости в органических растворителях и низкой температуре кипения. С использованием этой добавки был опробован новый двухэтапный подход к нанесению активного слоя, который позволил контролировать морфологию получаемого донорно-акцепторного композита, поскольку режим испарения добавки можно варьировать (Рис. 1).

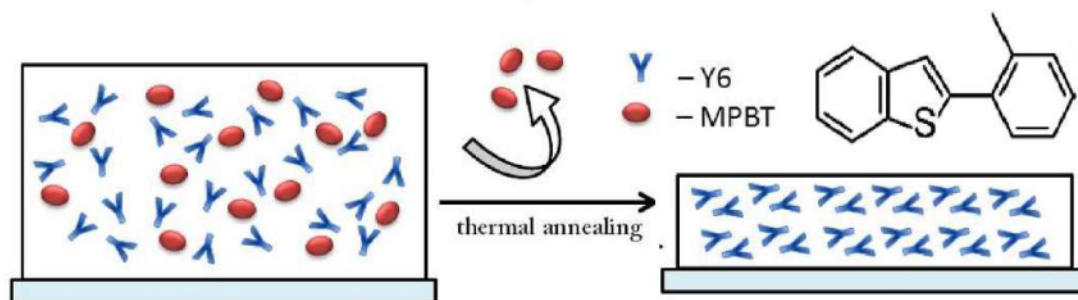


Рис. 1. Структура MPBT и иллюстрация упорядочения Y6 и усадки пленки при испарении MPBT.

Были изготовлены и протестированы органические фотоэлементы на основе композита РМ6:У6 с добавкой МРВТ с различной концентрацией по отношению к массе растворителя и на основе чистого композита. Для активного слоя, нанесенного из хлорбензола, была найдена оптимальная концентрация добавки около 5 мас. % по отношению к растворителю. Это привело к уменьшению тока короткого замыкания и коэффициента заполнения при общем увеличении РСЭ по сравнению с активным слоем без добавки [2] (Рис.2).

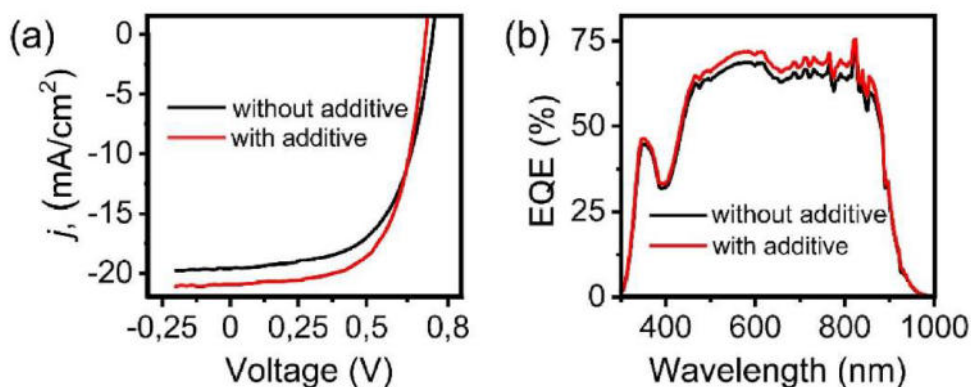


Рис.2. (а) Кривые зависимости плотности тока от напряжения и (б) спектры внешней квантовой эффективности для лучших элементов с активным слоем РМ6:У6, нанесенных из хлорбензола без добавок (черные линии), и для лучшего фотоэлемента с 5 мас. % МРВТ (красные линии).

Анализ свойств добавки показал, что МРВТ предпочтительно взаимодействует с акцепторным компонентом У6. С помощью рентгеновской дифракции и АСМ было обнаружено значительное изменение молекулярного порядка У6 и морфологии пленки при испарении МРВТ. Селективное действие летучей добавки на один из компонентов композита может быть использовано для тонкой настройки морфологии активного слоя и целенаправленного изменения ее свойств. Этот подход может быть полезен не только для активного слоя РМ6:У6, но и для других донорно-акцепторных смесей с нефуллереновыми акцепторами.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 23-73-00072).

[1] Deibel, C.; Dyakonov, V. ,*Rep. Prog. Phys.*, **73**, 09640 (2010).

[2] Baranov D. S. et al. *Organic Electronics*, **144**, 10728 (2025).

## Влияние послеростового отжига на параметры самоорганизованных Ми резонаторов

Кукенов О.И., Ворсин О.И., Смородин К.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
634050, г. Томск, пр. Ленина, 36

Исследование ростовых процессов и параметров Ми резонаторов является ключевой задачей современной нанофотоники, поскольку эти наноструктуры служат фундаментом для разработки нового поколения компактных оптических устройств [1]. Оптические свойства таких резонаторов напрямую зависят от их геометрических параметров – размера и формы. Следовательно, для создания устройств с заранее заданными и воспроизводимыми характеристиками необходим точный контроль над процессом формирования наноструктур. Кроме того, для упрощения технологии создания данных структур внимание сосредоточено на механизмах самоорганизации [2].

Для решения поставленной задачи эксперименты по синтезу проводились методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), который обеспечивает минимальное количество примесных дефектов и высокий уровень контроля ростовых параметров. Использование сплава GeSi для синтеза резонаторов перспективно за счёт его высокого показателя преломления и полной совместимости с КМОП-технологией. Поскольку ключевые параметры роста (температура подложки, процентный состав и количество материала) напрямую влияют на конечную геометрию наноструктур, целью данной работы является определение этой взаимосвязи для Ми-резонаторов GeSi, формируемых на подложке Si со слоем SiO<sub>2</sub>.

Эксперименты проводились на установке МЛЭ «Катунь–100» в условиях сверхвысокого вакуума ( $10^{-9}$  Торр). На тонкий слой SiO<sub>2</sub> ~ 1 нм на подложке Si(100) наносился слой GeSi с последующим отжигом при температуре 800 °C разной продолжительности. Морфология поверхности в процессе создания наноструктур контролировалась методом дифракции быстрых электронов, а после синтеза определялась методом атомно-силовой микроскопии.

В результате исследований определено, что увеличение длительности отжига способствует увеличению латерального размера Ми резонаторов. Кроме того, за счёт коалесценции в следствие увеличения поверхностной диффузии атомов, их форма начинает изменяться от округлой к многоугольной. Последующие исследования будут направлены на изучение изменения морфологии структуры при разных температурах роста.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 25-12-20004, <https://rscf.ru/project/25-12-20004/> и Администрации Томской области.

[1] Dorodnyy A. et al., *Laser & Photonics Reviews*, **17(19)**, 2300055 (2023).

[2] Shklyayev A. A. et al., *Scientific Reports*, **10(1)**, 13759 (2020).

# Температурная зависимость аномальных флуктуаций кондактанса в мезоскопической структуре на основе HgTe квантовой ямы

Курмачев Д.А.<sup>1,2</sup>, Квон З.Д.<sup>1,2</sup>, Михайлов Н.Н.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

Универсальные флуктуации кондактанса (УФК) — фундаментальное мезоскопическое явление, проявляющееся в неупорядоченных металлах при низких температурах [1]. Их амплитуда сравнима с квантом проводимости и сильно подавляется с увеличением размера образца или температуры. Недавно в макроскопических образцах двумерного полуметалла (ДП) с сильным беспорядком были обнаружены аномальные флуктуации кондактанса (АФК), которые имели заметную амплитуду [2]. Целью данной работы было изучить температурные зависимости АФК в образце мезоскопического масштаба.

Исследования проводились на мезоскопической структуре холловской геометрии с затвором, изготовленной на основе HgTe квантовых ям толщиной 14 нм. В таких структурах реализуется энергетический спектр ДП с небольшим перекрытием зон (около 5 мэВ) [3]. Измерения продольного сопротивления выполнялись в диапазоне температур 0.1–4.2 К с использованием фазочувствительного детектирования.

Впервые в мезоскопическом образце показано, что флуктуации диссипативного сопротивления возникают именно в момент перехода из состояния двумерного металла (ДМ) в состояние ДП. В фазе однокомпонентного металла флуктуации отсутствуют. Зависимость средней амплитуды флуктуаций от температуры качественно одинакова для участков разной длины. При понижении температуры до 1 К наблюдается экспоненциально сильный рост амплитуды, который сменяется насыщением при температуре меньше 500 мК. Это поведение кардинально отличается от слабой степенной зависимости, характерной для УФК. Амплитуда флуктуаций уменьшается с увеличением длины исследуемого участка образца, что подтверждает их мезоскопический характер.

Обнаруженные эффекты демонстрируют, что природа флуктуаций в сильно разупорядоченном ДП не связана с классическими УФК. Их возникновение на границе перехода ДМ — ДП и экспоненциальный температурный рост указывают на определяющую роль электрон-дырочных корреляций и специфической квантовой интерференции в условиях сильного беспорядка.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 23-72-30003).

[1] Lee P.A. et al., *Phys. Rev. Let.*, **55**, 1622 (1985).

[2] Khudaiberdiev D.A. et al, *Nanomaterials*, **13**, 2882 (2023).

[3] Gospodaric J. et al, *Phys. Rev.B*, **104**, 115307 (2021).



## Исследование морфологии поверхности плёнок $(\text{MnTe})_m(\text{Bi}_2\text{Te}_3)_n$ на подложках Si(111)

Кырова Е.Д.<sup>1,2</sup>, Ищенко Д.В.<sup>1</sup>, Терещенко О.Е.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет, 630073, Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20

<sup>3</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

Материалы на основе  $\text{A}^{\text{V}}\text{B}^{\text{VI}}$  ( $\text{A} = \text{Sb}, \text{Bi}; \text{B} = \text{Se}, \text{Te}$ ) относятся к классу топологических изоляторов и широко исследуются для устройств спинтроники и квантовых вычислений [1]. Добавление Mn в систему позволяет проводить исследования уникальных свойств материала, таких как квантовый аномальный эффект Холла, квантовый спиновый эффект Холла и др. Кристаллическая решетка соединения  $\text{MnBi}_2\text{Te}_4$  представляет собой структуру, состоящую из слоев, связанных взаимодействием Ван-дер-Ваальса, где каждый отдельный слой состоит из семи атомных подслоев  $\text{Te-Bi-Te-Mn-Te-Bi-Te}$ . В зависимости от количества слоев существует возможность изменения магнитных свойств данного материала. Большая часть образцов  $\text{MnBi}_2\text{Te}_4$ , описанных в литературе [2, 3], получены объемными методами. Однако для практического применения необходимо получение тонких плёнок большой площади.

В данной работе плёнки  $(\text{MnTe})_m(\text{Bi}_2\text{Te}_3)_n$  были выращены на подложках Si(111), методом молекулярно-лучевой эпитаксии, при температурах  $T_{\text{подл}} \approx 320^\circ\text{C}$ . В качестве источников использовались элементные Mn, Te и бинарное соединение  $\text{Bi}_2\text{Te}_3$ . С помощью методов *in situ* контролировались скорость роста, которая составляла  $v \approx 4 \text{ \AA/мин}$ , и качество кристаллической структуры. Толщина пленок составляла от 10 до 50 нм, которая была определена по измерениям *ex situ* методом атомно-силовой микроскопии (АСМ).

Согласно АСМ измерениям морфологии плёнок рост происходит по ступенчато-слоевому механизму (рис. 1), высота ступеней соответствовала размерам элементарной ячейки  $\sim 1.4 \text{ нм}$ . Обнаружено, что на поверхности образца  $\text{MnBi}_{1.5}\text{Te}_{3.1}$  образовалась дополнительная фаза материала (рис. 1 б) в виде включений MnTe, что подтверждается данными рентгеновской дифракции исследуемых плёнок, представленных на рис. 2. На дифрактограмме образца  $\text{MnBi}_{1.5}\text{Te}_{3.1}$  выявлено наличие дополнительного пика MnTe, что свидетельствует о неоптимальных условиях роста. Также показан сдвиг основных пиков относительно пунктирных линий, которые были взяты из базы данных [4] для кристаллической решетки  $\text{MnBi}_2\text{Te}_4$ . Положение дифракционных пиков образца  $\text{MnBi}_{2.2}\text{Te}_{3.5}$  (верхняя кривая на рис. 2) хорошо согласуется с расчетами [4].



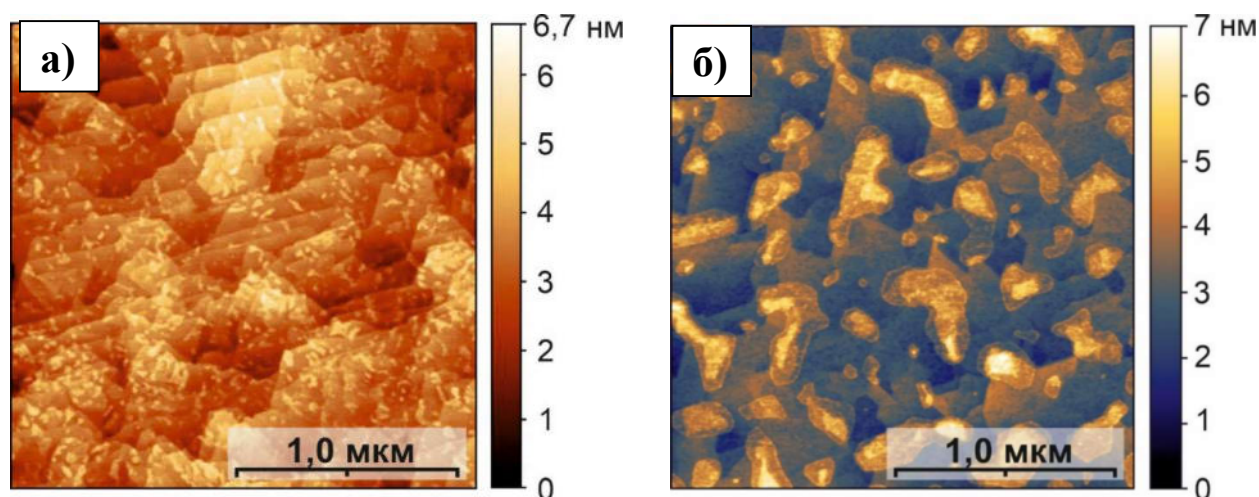


Рис. 1. АСМ изображение поверхности пленки  $\text{MnBi}_{2.2}\text{Te}_{3.5}$  (а) и  $\text{MnBi}_{1.5}\text{Te}_{3.1}$  (б) на подложке  $\text{Si}(111)$ , при  $T_{\text{подл}} = 320^\circ\text{C}$ , скорость роста  $v \approx 4 \text{ \AA}/\text{мин}$ , толщина плёнок – 45 нм (а), 25 нм (б).

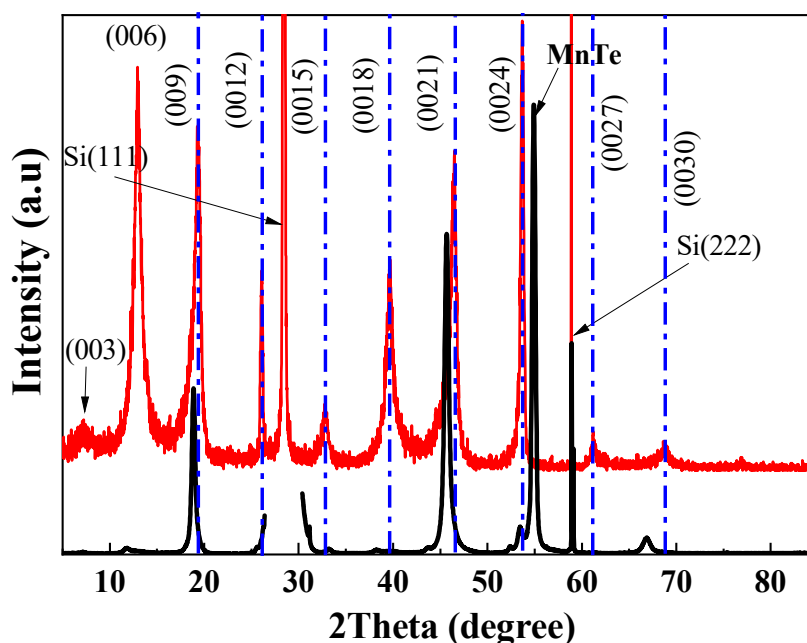


Рис. 2. Дифрактограммы исследуемых плёнок: верхняя кривая –  $\text{MnBi}_{2.2}\text{Te}_{3.5}/\text{Si}(111)$ , нижняя кривая –  $\text{MnBi}_{1.5}\text{Te}_{3.1}/\text{Si}(111)$

Авторы выражают благодарность А.С. Сухих (ИНХ СО РАН) и В.П. Мартовицкому (ФИАН) за измерение спектров рентгеновской дифракции.

[1] Tokura Yoshinori, et al., *Nature Reviews Physics*, **1**, 126–143 (2019).

[2] Shuai Li, et al., *National Science Review*, **11**, 296 (2024).

[3] Weilun Tan, et al., *Quantum Frontiers* (2022).

[4] <https://next-gen.materialsproject.org> (дата обращения 20.05.2025).

## Кристаллическая структура тонких плёнок нестехиометрических оксидов титана

Маркелова А.К.<sup>1</sup>, Калмыков Д.А.<sup>1</sup>, Алиев В.Ш.<sup>1,2</sup>,  
Воронковский В.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск,  
пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет, 630073, Новосибирск,  
пр. Карла Маркса, 20

Контролируемое и воспроизводимое формирование тонких плёнок оксидов титана является важной задачей в материаловедении, особенно в контексте их применения в микроболометрах. В последние годы наблюдается рост интереса к микроболометрам, использующим тергерцовое излучение, что связано с широкими возможностями их использования в системах безопасности. Различные кристаллические фазы оксида титана обладают различными электрическими и оптическими свойствами [1], и понимание взаимосвязи между процессами формирования плёнок, их кристаллической структурой и морфологией является ключевым для их эффективного применения. Кроме того, температурные отжиги могут радикально изменить кристаллическую структуру нестехиометрических оксидных плёнок. После структурной трансформации такие плёнки могут проявлять уникальные электрофизические характеристики, которые также могут быть использованы для повышения эффективности микроболометров, что является актуальной задачей в свете растущих требований к высокотехнологичным устройствам.

В данной работе была исследована кристаллическая структура тонких плёнок стехиометрического  $\text{TiO}_2$  и нестехиометрического состава  $\text{TiO}_{2-\delta}$  ( $\delta=0.9$ ), синтезированных методом ионно-лучевого распыления-осаждения и отожжённых при температурах 723 - 973K в атмосфере аргона. Показано, что структура и морфология кристаллической фазы плёнок оксидов титана радикально зависят от стехиометрического состава исходных аморфных плёнок  $\text{TiO}_{2-\delta}$ . Параметр  $\delta$  задаёт, во-первых, концентрацию центров кристаллизации, а, следовательно, морфологию кристаллической фазы. Во вторых, параметр  $\delta$  задаёт химический состав и структуру центров кристаллизации, что определяет фазовый состав кристаллов в плёнке.

Установлено, что пленки стехиометрического состава кристаллизуются по механизму дендритного роста на начальном этапе. После разрастания дендритов до их взаимодействий друг с другом наблюдается слоевой рост с образованием пластинчатых кристаллов. Пленки нестехиометрического состава кристаллизуются по механизму островкового роста. Для дендритного роста определена энергия активации движения фронта кристаллизации, которая составила 2.3 эВ.

Пленки  $\text{TiO}_2$  после отжига состояли из пластинчатых кристаллов рутиловой фазы с включениями нанокристаллов анатаза (рис.1).

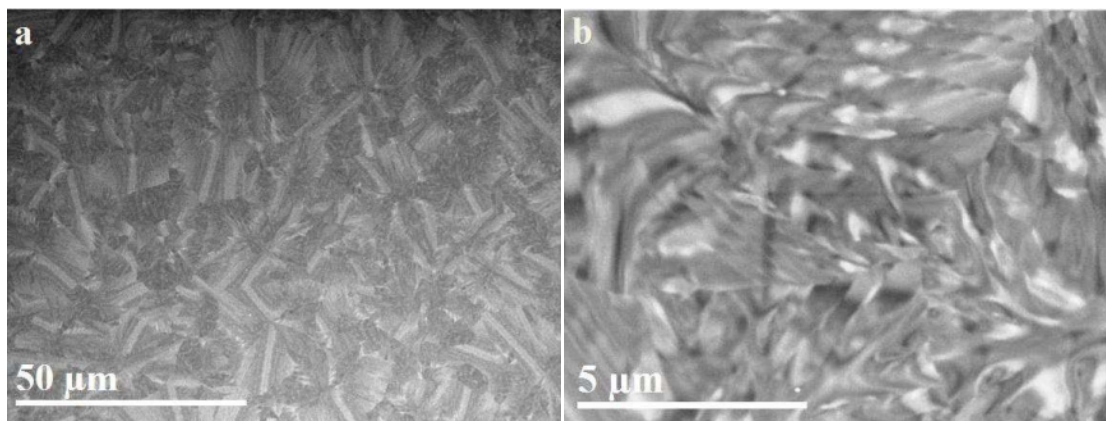


Рис.1. СЭМ изображения кристаллической структуры плёнки стехиометрического состава  $\text{TiO}_2$  после отжига при температуре 973K/20мин в атмосфере аргона. Масштаб: (a) – 50мкм, (b) – 5мкм

Нестехиометрические пленки были нанодисперсными и содержали кристаллические фазы анатаза, рутила,  $\alpha\text{-Ti}_3\text{O}_5$ , а также металлического  $\alpha\text{-Ti}$ . Наиболее подходящими для болометрического применения оказались мелкодисперсные пленки оксидов титана, состоящие из проводящих кластеров в диэлектрической матрице, которые можно сформировать, используя аморфные нестехиометрические пленки оксида титана определенного состава.

Результаты работы показали, что для воспроизводимого формирования тонких пленок оксида титана первостепенное значение имеет контроль их стехиометрии. Полученные пленки продемонстрировали перспективные результаты: приемлемое значение ТКС около 2%/К, достаточно высокое поглощение в дальней ИК области и приемлемое для электронного обрамления удельное сопротивление. Таким образом, использование нестехиометрических оксидов титана в качестве материала для болометров терагерцового излучения представляет собой перспективное направление, способное улучшить характеристики таких устройств и внести значительный вклад в развитие этой области.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда, проект № 24-29-00344. ВРЭМ исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Наноструктуры".

[1] Герасимова А. К. и др., *Оптика и спектроскопия*, **133(1)**, 57 (2025).

[2] Niu M. Et al, *The Journal of Chemical Physics* **143(5)**, 054701 (2015).

## **Формирование и исследование нелинейных резистивных переключателей на основе микроструктур диоксида ванадия**

**Милюшин Д.М.<sup>1,2</sup>, Капогузов К.Е.<sup>1,2</sup>, Тумашев В.С.<sup>1</sup>, Багочус Е.К.<sup>1</sup>, Яковкина Л.В.<sup>3</sup>, Кичай В.Н.<sup>3</sup>, Мутилин С.В.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 13*

<sup>2</sup> *Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2*

<sup>3</sup> *Институт неорганической химии им А.В. Николаева СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 3*

Оксидная электроника на сегодняшний день представляет из себя активно изучаемую область, перспективную в качестве альтернатив кремниевой электронике. Диоксид ванадия ( $\text{VO}_2$ ) – один из наиболее интересных представителей оксидов переходных металлов, демонстрирует фазовый переход полупроводник-металл со скачком сопротивления до 5 порядков при температуре, близкой к комнатной ( $68^\circ\text{C}$ ) [1]. Этот переход может быть вызван температурой, электрическим полем и током, оптическим излучением, механическими деформациями и т.д. [1]. При электрически инициированном фазовом переходе в  $\text{VO}_2$  происходит локальный разогрев ограниченной области между контактами (филамента) за счет джоулева тепла от полупроводниковой фазы до металлической. На вольт-амперной характеристике образование филамента соответствует резкому скачку тока при превышении порогового напряжения. Одна из самых распространенных систем, в которых реализуется такой переход – двухконтактные планарные переключатели на основе поликристаллической пленки  $\text{VO}_2$ . При этом, в таких переключателях возможно создание нелинейной вольт-амперной характеристики за счет изменения размеров формируемого металлического филамента [2]. Такое динамическое управление параметрами и характером резистивных переключений открывает путь к созданию функциональных устройств на основе  $\text{VO}_2$ , перспективных для нейроморфных вычислительных систем [3].

В данной работе исследуются резистивные переключения в планарных структурах на основе поликристаллических пленок  $\text{VO}_2$  на подложке  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  с литографическими золотыми контактами. При электрических измерениях таких структур был использован последовательный резистор с переменным сопротивлением. При изменении величины этого сопротивления фиксировались такие параметры переключения как скачок тока, напряжение прямого и обратного перехода в  $\text{VO}_2$ . Показано, что при увеличении внешнего сопротивления от 1 кОм до 20 кОм скачок тока при резистивных переключениях уменьшается с 200 до 25 раз. На основе модели параллельных сопротивлений установлено, что при увеличении внешнего сопротивления ширина формируемого металлического канала в  $\text{VO}_2$  уменьшается с 4 мкм до 600 нм. Обнаружено, что в системе из двух

переключателей, расположенных на расстоянии до 10 мкм друг от друга, происходит качественное изменение электрических характеристик. Так, при формировании металлического филамента в одном переключателе, другой начинает демонстрировать нелинейную зависимость протекаемого через него тока от напряжения. Рассмотренная в работе система двухконтактных резистивных переключателей на основе поликристаллической пленки  $\text{VO}_2$  перспективен для применений в энергоэффективных и сверхбыстрых устройствах, сенсорах и нейроморфных системах.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации.

[1] Ke Y., et.al., *Small.*, **14**(39), 1 (2018).

[2] Freeman E., et.al., *Appl. Phys. Lett.*, **103**, 263109 (2013).

[3] Wang R., et.al., *Adv. Intell. Syst.* **2**, 2000055 (2020).

## **Управление сенсорными и механическими свойствами полисахаридных пленок путем введения наночастиц йодида серебра для обнаружения аммиака**

**Салихов Р.Б., Миннеахметов Д.И., Салихов Т.Р.**

*Уфимский Университет Науки и Технологий, 450076, Уфа, ул. Заки Валиди, 32*

Современные задачи мониторинга окружающей среды и состояния здоровья человека требуют создания сенсорных устройств, сочетающих высокую чувствительность, селективность, биосовместимость и механическую стабильность. Одним из перспективных направлений является использование биополимеров природного происхождения — таких как хитозан, целлюлоза и их производные — в качестве основы для функциональных материалов. Особый интерес представляют композиты, полученные путем включения в полимерную матрицу наноразмерных наполнителей.

Исследуется возможность использования коллоидных частиц йодида серебра (AgI) в качестве функционального наполнителя в пленочных материалах на основе хитозана, натриевой соли N-сукцинилхитозана и натрийкарбоксиметилцеллюлозы [1-2]. Выбор AgI обусловлен его способностью к образованию устойчивых аммиачных комплексов  $[Ag(NH_3)_2]^+$ , что делает его перспективным для детекции аммиака — токсичного газа, имеющего значение в экологии и медицине. Целью работы является оценка влияния состава пленок — концентрации полимера, наличия наночастиц AgI и пластификатора (глицерина) — на их морфологию, электропроводность и прочностные свойства, а также определение возможности применения полученных материалов в сенсорных устройствах.

Гибридные нанокомпозитные пленки демонстрируют выраженную зависимость свойств от состава [3]. Изменение концентрации полисахарида в исходном растворе и введение наночастиц AgI существенно влияют на морфологию поверхности: при использовании менее концентрированных растворов полимера (0,5–1 %) наблюдается формирование наиболее развитой и шероховатой поверхности, что увеличивает удельную площадь и способствует повышению адсорбционной активности.

Электрическая проводимость пленок обратимо снижается при контакте с парами аммиака в диапазоне 5–50 мг/м<sup>3</sup>, что соответствует предельно-допустимым концентрациям в воздухе рабочей зоны. Максимальное падение сопротивления наблюдается для композитов на основе 0,5–1% растворов полисахарида с AgI, тогда как пленки на основе индивидуальных полисахаридов без наполнителя не проявляют значимого сенсорного отклика [4].

Процесс детекции обусловлен химическим взаимодействием аммиака с ионами серебра, приводящим к образованию аммиачного комплекса и изменению электропроводности поверхностного слоя.

Физико-механические испытания показали, что введение наночастиц AgI и глицерина значительно улучшает деформационно-прочностные характеристики материалов [5-6]. Прочность при растяжении возрастает на 14–28%, а относительное удлинение достигает 90%. Это позволяет использовать полученные пленки в условиях, требующих гибкости и устойчивости к механическим нагрузкам, включая носимые устройства и гибкую электронику.

Разработанные нанокомпозитные пленочные материалы на основе природных полисахаридов и коллоидных частиц йодида серебра представляют собой перспективный класс сенсорных элементов для детекции аммиака. Ключевым фактором, определяющим их эффективность, является управление морфологией поверхности через варьирование состава — концентрации полимера и содержания наночастиц AgI. Комбинированное воздействие нанонаполнителя и пластификатора позволяет одновременно повысить сенсорную чувствительность и механическую прочность, что делает эти материалы пригодными для практического применения в системах экологического мониторинга и медицинской диагностики.

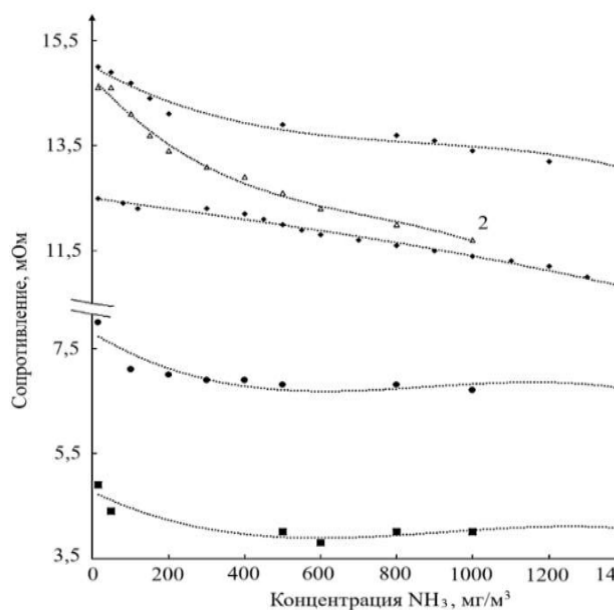


Рис. 1. Зависимость электрического сопротивления пленочных сенсоров на основе полисахаридов и наночастиц йодида серебра от концентрации паров аммиака в воздухе. Кривые: 1 — хитозан 1% - AgI - глицерин 0,175%; 2 — натрийкарбоксиметилцеллюлоза 2% - AgI - глицерин 0,35%; 3 — натриевая соль N-сукцинилхитозана 1% - AgI; 4 — натрийкарбоксиметилцеллюлоза 0,5% - AgI - глицерин 0,175%; 5 — натриевая соль N-сукцинилхитозана 2% - AgI.

- [1] Müller K. et al., *Nanomaterials*, **7**, 74 (2017).
- [2] Trani A. et al., *Journal of Electroanalytical Chemistry*, **788**, 99 (2017).
- [3] Salikhov R. B. et al., *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, **89**, 386 (2025).
- [4] Salikhov R. B. et al., *Vestnik Bashkirskogo Universiteta*, **29**, 75 (2024).
- [5] Salikhov R. B. et al., *Eurasian Journal of Physics and Functional Materials*, **8**, 58 (2024).
- [6] Salikhov R. B. et al., *Chemistry Proceedings*, **14**, 15 (2023).

## **Моделирование гибридных динамически перестраиваемых материалов ИК диапазона на основе диоксида ванадия и кремния**

**Миронов Н.А.<sup>1,2</sup>, Гайдук А.Е.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13*

<sup>2</sup> *Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2*

Актуальность разработки динамически перестраиваемых фотонных устройств обуславливает поиск энергоэффективных, быстрых и недорогих решений на основе материалов с перестраиваемой диэлектрической проницаемостью. Диоксид ванадия ( $\text{VO}_2$ ) — один из наиболее перспективных материалов для динамического управления электромагнитным излучением благодаря сверхбыстрому фазовому переходу из полупроводникового состояния в металлическое. Однако его применение ограничено высокими омическими потерями. Для преодоления этого ограничения используются гибридные структуры на основе высокоиндексных полупроводниковых резонаторов [1,2]. Известно, что в таких системах спектральное перекрытие резонансов кремниевых цилиндров и резонанса  $\text{VO}_2$ -дисков позволяет эффективно управлять спектральным откликом и значительно повышать контраст коэффициента отражения [3]. Ранее было установлено, что в гибридных структурах на основе цилиндров кремния и диоксида ванадия на подложке с низким показателем преломления происходит возбуждение резонансов Ми и квазиволноводных резонансов. А на подложке с высоким показателем преломления (Si) происходит возбуждение резонансов Ми и локализованных плазмонов. При этом коэффициент отражения достигает значения  $\approx 0,3$ , что недостаточно для практических применений. В связи с этим возникает необходимость дальнейших исследований по поиску оптимальной геометрии структуры, обеспечивающей более высокое отражение. Настоящая работа направлена на исследование физических механизмов, определяющих электромагнитный отклик гибридных наноструктур, состоящих из периодических массивов Si цилиндров с конформным слоем  $\text{VO}_2$ .

В данной работе, используя программный пакет COMSOL Multiphysics с применением модуля Wave Optics, были исследованы электромагнитные характеристики метаматериальных систем, состоящих из Si и  $\text{VO}_2$ . На рисунке 1 приведен спектр отражения периодического массива кремниевых цилиндров с периодом 1500 нм и высотой 500 нм, полностью покрытых слоем диоксида ванадия толщиной 200 нм, когда  $\text{VO}_2$  в металлической фазе. В спектре присутствует резонансная особенность, положение которой слабо зависит от угла падения. Данная резонансная особенность обусловлена возбуждением локализованного поверхностного плазмонного резонанса на вершинах столбиков. Отклик почти полностью определяется слоем  $\text{VO}_2$ , так как он является непрозрачным при данной



толщине в инфракрасном диапазоне. Из-за малого расстояния между столбиками резонанс смещается в красную область спектра по сравнению со структурой с большим периодом. При этом коэффициент отражения вне резонанса достаточно высок, достигая значения  $\approx 0,5$  при нормальном падении. Полученные результаты открывают новые возможности для создания устройств динамического управления излучением в ближней ИК области спектра.

Работа выполнена в рамках госзадания № FWGW-2025-0022.

[1] Kang T. et al., *Photonics Research*, **10**, 373 (2022).

[2] Howes A. et al., *Nano Letters*, **20**, 4638 (2020).

[3] Mironov N. A., Gayduk A. E., Golod S. V., 2024 IEEE 25th International Conference of Young Professionals in EDM, 240 (2024).

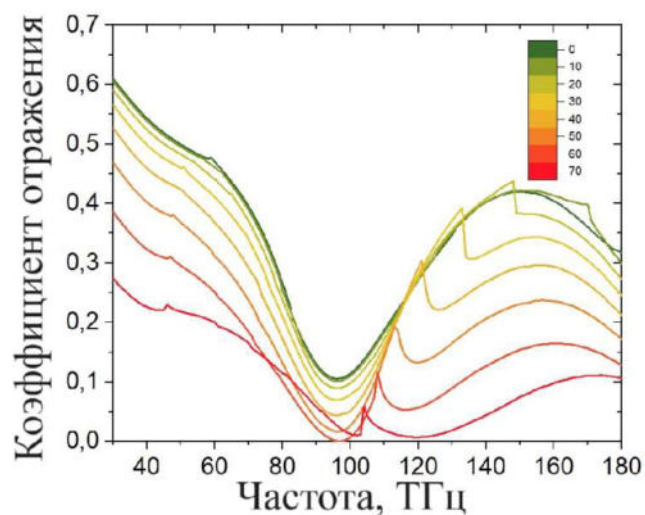


Рис.1. Спектр отражения гибридной структуры на основе кремния и диоксида ванадия в металлическом состоянии, полностью покрывающий кремниевую структуру. Спектр приведен для различных углов падения электромагнитной волны (от 0 до 70 градусов).

# Влияние объёмного электрода на основе наногибрида Ф-МУНТ/PEDOT:PSS на фотовольтаические параметры органической солнечной ячейки

Молчанов И.А.<sup>1,2</sup>, Кулик Л.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт химической кинетики и горения им. В.В. Воеводского СО РАН, 630090, Новосибирск, ул. Институтская, 3

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

Органические фотоэлементы привлекают внимание как инновационное решение в области устойчивой энергетики, благодаря таким преимуществам, как гибкость, низкая стоимость и возможность экологичного производства [1]. Актуальной проблемой в области создания органических фотоэлементов остается проблема оптимизации морфологии активного слоя, для чего применяются добавки, среди которых выделяются полупроводниковые углеродные нанотрубки (УНТ) благодаря высокой подвижности зарядов [2]. Однако присутствие металлических УНТ в составе приводит к шунтированию электродов и рекомбинации зарядов [3]. Для решения этой проблемы используется функционализация, однако этот процесс подходит только для одностенных углеродных нанотрубок [4].

В данной работе в качестве альтернативы предлагается гибридизация фторированных многостенных нанотрубок (Ф-МУНТ) с полимером PEDOT:PSS [5]. Полученные наногбриды (Рис 1.) предназначены для формирования объёмного электрода наноразмерной толщины. Модификация таким слоем позволяет улучшить морфологию активного слоя и повысить эффективность органических фотоэлементов за счет оптимизации переноса зарядов.

Проведенные измерения методом вольтамперометрии (Рис 2.) показали, что фотоэлементы с объёмным электродом демонстрируют кратное повышение эффективности по сравнению с контрольными образцами стандартной архитектуры ITO/PEDOT:PSS/Активный слой/LiF/Al. Фотовольтаические параметры ячеек приведены в таблице 1. В качестве фотоактивного материала во всех ячейках использовался композит донорного полимера РЗНТ и фуллеренового акцептора PCV<sub>70</sub>M.

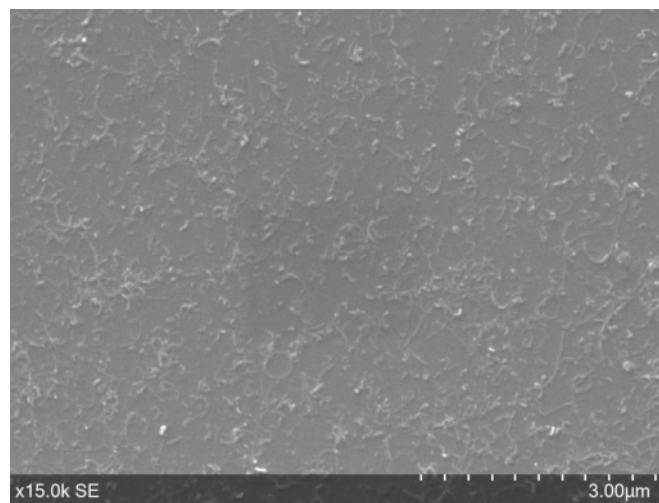


Рис.1. СЭМ изображение слоя объёмного электрода нанесённого на кремниевую подложку методом спин-коатинга.

Предполагаемый механизм увеличения эффективности органической солнечной ячейки состоит в оптимизации морфологии активного слоя, а именно в улучшении фазовой сепарации донора/акцептора, их упорядочивании вблизи каркаса углеродной нанотрубки. Другой возможный механизм состоит в том, что наногибрид Ф-МУНТ/PEDOT:PSS выступает в качестве магистрали для переноса дырок, что помогает избежать рекомбинации пары дырка-электрон в активном слое.

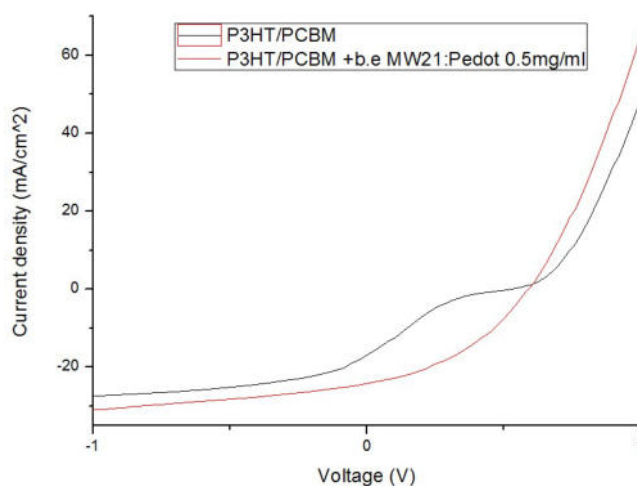


Рис.2. Вольтамперные характеристики органических солнечных ячеек, черной линией показана контрольная ячейка, красной линией ячейка с объёмным электродом

Таблица 1 – Фотоэлектрические параметры органических солнечных элементов с активным слоем из P3HT: PC<sub>70</sub>BM.

| Ячейка                | PCE (%)         | FF (%)           | $I_{sc}$ ( $\mu A$ ) | $V_{oc}$ (V)    |
|-----------------------|-----------------|------------------|----------------------|-----------------|
| Контрольная           | $2.17 \pm 0.31$ | $15.59 \pm 1.02$ | $666.31 \pm 50.34$   | $0.50 \pm 0.02$ |
| С объёмным электродом | $8.61 \pm 1.18$ | $35.93 \pm 3.27$ | $988.17 \pm 53.09$   | $0.58 \pm 0.01$ |

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 23-73-00072).

- [1] Deibel C.; Dyakonov, V., *Rep. Prog. Phys.*, **73**, 096401 (2010).
- [2] Wieland L. et al, *Adv. Energy Mater*, **11**, 2002880 (2021).
- [3] Holt J.M. et al., *Nano Lett.*, **10**, 4627 (2010).
- [4] Kobeleva, E.S. et al., *Fullerenes, Nanotubes and Carbon Nanostructures*, **31**, 464 (2023).
- [5] Schuettfort, T. et al., *Nanotechnology*, **21**, 025201 (2010).

## Накопление зарядов и фотолюминесценция в плёнках $\text{SiO}_2$ , имплантированных ионами $\text{In}^+$ и $\text{As}^+$

Нефедов А.В.<sup>1</sup>, Сы Ч.<sup>2</sup>, Баталов Р.И.<sup>3</sup>, Шмелев А.Г.<sup>3</sup>, Попов В.П.<sup>1</sup>,  
Тыщенко И.Е.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

<sup>3</sup> Казанский физико-технический институт им. Е. К. Завойского, 420029, Казань, ул. Сибирский тракт, 10/7

Диоксид кремния ( $\text{SiO}_2$ ) остается основным диэлектриком кремниевой электроники, в первую очередь благодаря высокому качеству границы раздела  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  и его хорошим диэлектрическим свойствам. Модификация свойств  $\text{SiO}_2$  путем введения наночастиц и примесно-дефектных центров позволяет значительно расширить область его применения. Ионная имплантация позволяет вводить различные атомы в матрицу  $\text{SiO}_2$  практически в любых концентрациях и с заданным профилем. Однако, при ионной имплантации генерируются собственные радиационные дефекты, которые создают энергетические уровни в запрещенной зоне и влияют на захват носителей заряда в  $\text{SiO}_2$ . В данной работе был изучен захват зарядов и спектры фотолюминесценции (ФЛ), обусловленные излучательными переходами через уровни дефектов, в термически выращенных плёнках  $\text{SiO}_2$ , имплантированных ионами  $\text{As}^+$  и  $\text{In}^+$ , в зависимости от температуры отжига.

Слой  $\text{SiO}_2$  толщиной  $\sim 300$  нм был термически выращен на подложке Si p-типа проводимости с ориентацией (100) и удельным сопротивлением 5-10 Ом·см. Затем в  $\text{SiO}_2$  были имплантированы ионы  $\text{As}^+$  с энергией 40 кэВ, дозой  $6 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$  и ионы  $\text{In}^+$  с энергией 50 кэВ, дозой  $4 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$ . После имплантации образцы отжигались при температуре 800–1100 °С в течение 30 минут в потоке паров  $\text{N}_2$ .

Спектроскопия резерфордовского обратного рассеяния (РОР), измерения вольт-фарадных (C-V) характеристик и емкостной проводимости (G-V) конденсаторов металл-оксид-полупроводник (МОП) на основе образцов, описанных выше, а также спектры ФЛ и возбуждения ФЛ (ВФЛ) использовались для анализа ионно-модифицированных пленок  $\text{SiO}_2$ . Смещение, подаваемое на Al затвор площадью  $300 \times 300 \text{ мкм}^2$  варьировалось от –30 до +30 В с шагом 0,5 В. Частота зондирующего сигнала изменялась с  $5 \times 10^3$  до  $10^6$  Гц. Спектры ФЛ в диапазоне 300-800 нм и ВФЛ в диапазоне 200-440 нм возбуждались и регистрировались при комнатной температуре.

Профили имплантированных атомов соответствовали распределению Гаусса с максимальной концентрацией 1.5 ат.% имплантированных атомов на глубине средних пробегов ионов  $R_p = 32$  нм. По мере роста температуры отжига наблюдалось диффузионное изменение профилей. При этом при температуре  $\geq 1000$  °С атомы индия начинали смещаться к поверхности  $\text{SiO}_2$ .

На C-V-характеристиках МОП-конденсаторов была обнаружена немонотонная зависимость в смещении напряжения плоских зон в зависимости от температуры отжига (Рис. 1). Рассчитанный максимальный фиксированный заряд в  $\text{SiO}_2$  достигался после отжига при температуре 900 °С. При этом, величина гистерезиса при температуре отжига 900 °С была минимальной и составляла ~0,2 В. В то время как после отжига при температурах 800, 1000 и 1100 °С она была около 2,5 В. Из частотных зависимостей C-V и G-V-характеристик была определена плотность поверхностных состояний на границе раздела. Она составляла около  $2 \times 10^{11} \text{ эВ}^{-1} \text{ см}^{-2}$  независимо от температуры отжига и была в несколько раз меньше плотности ловушек в окисле. Это указывает на то, что ловушки носителей заряда формируются в основном в объёме  $\text{SiO}_2$ , а не на границе Si/SiO<sub>2</sub>. Природа ловушек может быть связана с кислородными вакансиями  $\equiv \text{In}-\text{As} \equiv$  в матрице  $\text{SiO}_2$ .

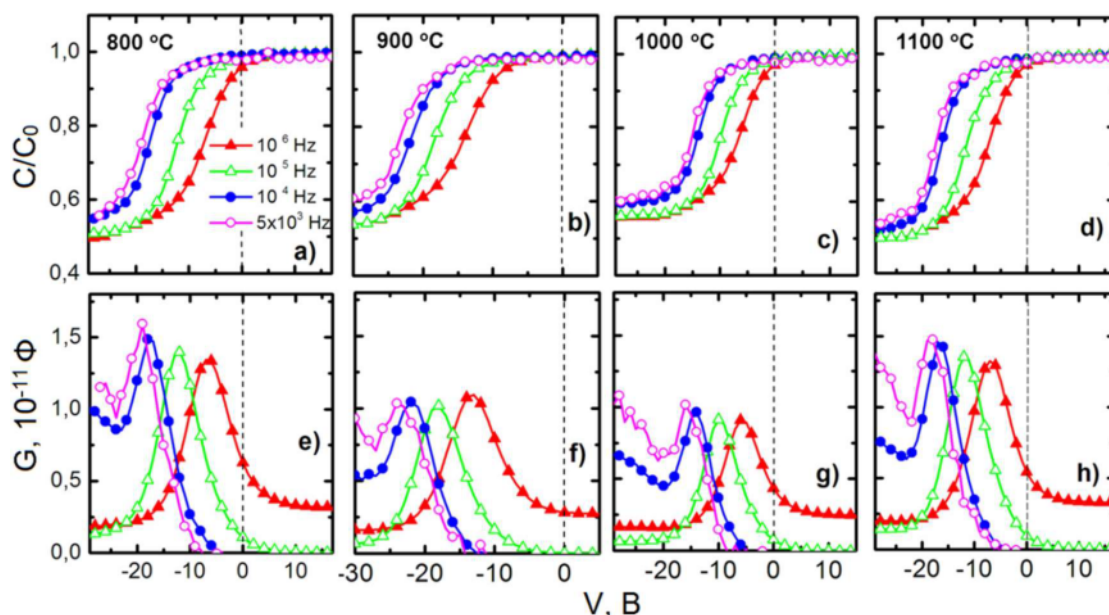


Рис.1. C-V и G-V-характеристики

В спектрах ФЛ были обнаружены полосы эмиссии в диапазоне длин волн 420-460 нм, спектры возбуждения которых имели максимумы на длинах волн 285 и 370 нм. Спектры возбуждения указанных полос ФЛ соответствуют возбуждению излучательных переходов между уровнями молекулярно-подобных кластеров. Наблюдению 2-х-пиковой структуры возбуждения объясняется усилением переходов  $S_0 \rightarrow T_1$  за счет спин-орбитального расщепления уровней при замене в матрице  $\text{SiO}_2$  атомов кремния более тяжелыми атомами In и As. Рассчитана энергетическая структура уровней.

## Сравнительное исследование морфологии тонких пленок полианилина и полиэлектролитного комплекса с углеродными нанотрубками методом сканирующего электронного микроскопа

**Салихов Р.Б.** Остальцова А.Д., Салихов Т.Р.

*Уфимский университет науки и технологий, 450076, Уфа, ул. Заки Валиди 32а*

Развитие электронных газовых сенсоров, работающих при комнатной температуре, является актуальной задачей в области материаловедения и сенсорики [1-5]. Одним из ключевых факторов, определяющих чувствительность и быстродействие таких сенсоров, является морфология активного слоя. Высокая удельная поверхность и развитая структура способствуют эффективной адсорбции молекул целевых газов и паров, что непосредственно влияет на изменение электрофизических параметров материала, таких как сопротивление или проводимость. В данном исследовании в качестве активных материалов рассматриваются тонкие пленки производного полианилина (ПАНИ) и полиэлектролитного комплекса (ПЭК) хитозана с одностенными углеродными нанотрубками (УНТ). В качестве подложек в резистивных датчиках использовались ситалловые и стеклянные подложки. На верхнюю часть подложек методом термического распыления в вакуумной камере на установке УВП-250 были нанесены алюминиевые электроды толщиной около 400–500 нм, зазор между которыми создавали с использованием теневой маски. В некоторых случаях в область зазора между электродами (50 мкм) наносилась плёнка ПАНИ, а в других — полимер ПЭК с УНТ. Омический характер контактов был подтверждён измерением их вольтамперных характеристик. Однородность поверхности полимеров в рабочей зоне резистивных датчиков подтверждена с помощью СЭМ-исследований. Обработанный слой подвергался термическому отжигу для удаления остатков растворителя путём нагрева до 150 °С в течение 20–25 минут.

Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) предоставляет прямую визуализацию микроструктуры этих пленок, позволяя установить связь между их архитектурой и функциональными сенсорными свойствами.

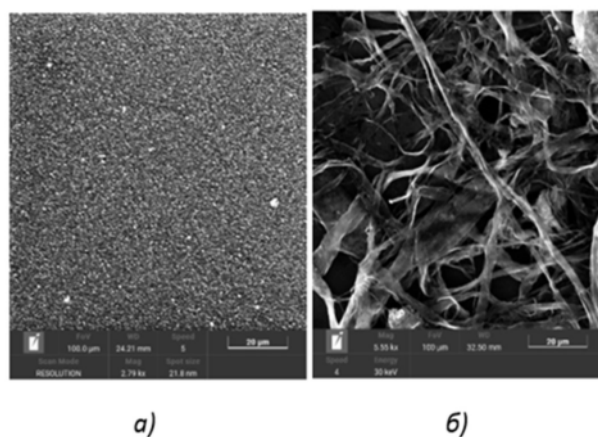


Рис.1. СЭМ изображения микроструктур образцов пленок: а- производная ПАНИ, б- ПЭК-УНТ.

На представленных СЭМ-микрофотографиях (Рис. 1) визуализированы контрастные морфологические паттерны поверхностных структур исследуемых тонкопленочных материалов. Пленочное покрытие на основе производного ПАНИ (Рис. 1а) демонстрирует упорядоченную глобулярную архитектуру с координированным распределением сферических элементов. Поверхностный рельеф образован конгломератом плотноагрегированных глобул субмикронного размера, формирующих иерархическую пористую систему. Подобная морфология создает протяженную зону межфазного взаимодействия, где наличие междоузельных пространств и перколяционных каналов обеспечивает эффективную диффузию газовых лигандов. Молекулы целевых аналитов получают селективный доступ к активным центрам полимерной матрицы, что интенсифицирует кинетику сорбционных процессов и оптимизирует динамические характеристики сенсорного отклика.

Компаративный анализ выявляет дивергентные механизмы сенсорного ответа: для системы ПАНИ доминирующим фактором выступает поверхностно-контролируемая адсорбция с вовлечением объемных слоев полимера, тогда как в случае ПЭК-УНТ решающее значение приобретают интерфейсные явления в проводящей наносети с перераспределением перколяционных путей.

Полученные морфологические корреляты устанавливают структурный детерминизм функциональных характеристик, обеспечивая физико-химическое обоснование зарегистрированных сенсорных зависимостей и вскрывая молекулярные механизмы газочувствительности исследуемых наноструктурированных систем [6-12].

- [1] Salikhov R.B. et al., *Mendeleev Commun.*, **32**, 520 (2022).
- [2] Salikhov R.B. et al., *Lett. Mater.*, **12**, 309 (2022).
- [3] Salikhov R.B. et al., *Neftyanoye Khozyaystvo - Oil Industry*, **21**, 154 (2023).
- [4] Yumalin T.T. et al., *Neftyanoye Khozyaystvo - Oil Industry*, **21**, 232 (2023).
- [5] Salikhov R.B. et al., *Proc. SPIE*, **13738**, 208 (2025).
- [6] Salikhov R.B. et al., *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.*, **89**, 386 (2025).
- [7] Salikhov R. et al., *Curr. Nanomed.*, **15**, 70 (2025).
- [8] Salikhov R.B. et al., *Russ. Chem. J.*, **69**, 125 (2025).
- [9] Salikhov R.B. et al., *Proc. SPIE*, **13738**, 212 (2025).
- [10] Salikhov K.M. et al., *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.*, **89**, 338 (2025).
- [11] Yumalin T.T. et al., *Izvestiya*, **1**, 39 (2025).
- [12] Salikhov R.B. et al., *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.*, **89**, 402 (2025).



## Оптический спин поляризованный сканирующий туннельный микроскоп

Плетнёв В.В.<sup>1,2</sup>, Рожков С.А.<sup>1,2</sup>, Кырова Е.Д.<sup>1</sup>, Ищенко Д.В.<sup>1,2</sup>,  
Микаева А.С.<sup>1,2</sup>, Голяшов В.А.<sup>1,2</sup>, Терещенко О.Е.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

В настоящее время эффект хирально-индуцированной спиновой селективности (ХИСС) является одним из наиболее интересных вопросов спинтроники: левые и правые хиральные энантиомеры молекул проявляют свойства спин-фильтра для поляризованных электронов. Изучить спин-зависимый транспорт в хиральных молекулах позволяет методика спин-поляризованной сканирующей туннельной спектроскопии (СП-СТС). Эксперименты с хиральными молекулами показывают довольно высокие значения спиновой асимметрии [1], однако большинство экспериментов проводились на ферромагнитных подложках, которые также могут действовать как спиновый фильтр. Использование полупроводниковой подложки позволяет проводить измерения поляризованной электролюминесценции с хиральными молекулами в роли спин фильтра, что позволяет исключить влияние ферромагнитных слоев на спиновую асимметрию, таким образом, можно получить корректные данные о природе эффекта ХИСС.

Цель данной работы – разработать оптический метод СП-СТС для дальнейших экспериментов по изучению спин-зависимого транспорта в хиральных молекулах. В данной работе проводится модернизация воздушного СТМ СММ 2000 для проведения оптических измерений. Основная задача первого этапа - измерить асимметрию спиновой поляризации в полупроводниковых гетероструктурах. Для этого необходимо использовать ферромагнитный СТМ зонд с возможностью его перемагничивания для инъекции спин-поляризованных электронов и измерения степени поляризации электролюминесценции в полупроводниковых структурах.

Данная работа посвящена изучению различных полупроводниковых гетероструктур, которые будут использованы в качестве подложки (структуры с квантовыми ямами, точками, объемные соединения AlGaAs) для нанесения хиральных молекул. Проведены сравнительные эксперименты по инъекции электронов в гетероструктуры с квантовыми ямами и гетероструктуры на основе AlGaAs, прежде изученные в работе [2] в качестве спин-детекторов при инъекции в них свободных спин-поляризованных электронов. На основе данных экспериментов получена зависимость интенсивности СТМ электролюминесценции от величины туннельного тока и кинетической энергии инжектированных электронов, проводятся эксперименты по измерению поляризованной электролюминесценции.



Работа поддержана в рамках проекта РНФ № 25-62-00004.

[1] *Giaconi N. et al., J. Mat. Chem. C., 12(27), 10029 (2024).*

[2] *Rusetsky V. S. et al., Phys. Rev. Lett., 129, 166802 (2022).*

# Особенности синтеза германия на поверхности высокоориентированного пиролитического графита

Плотников Н.В., Майер К.А.

Национальный исследовательский Томский государственный университет.  
634050, г. Томск, пр. Ленина, 36

Получение графена открыло путь к изучению двумерных материалов. За счет  $sp^2$ -гибридизации атомов углерода графен имеет плоскую гексагональную решетку. Ожидалось, что другие элементы IV группы сформируют аналогичные плоские структуры. Однако для них в двумерной форме энергетически выгоднее  $sp^3$ -гибридизация, что приводит к изгибу атомарных слоев и нестабильности в свободном состоянии. Данная особенность, наряду с высокой зависимостью от термодинамических факторов, делает такие материалы нестабильными в свободном состоянии [1]. Для материалов данного типа необходим строгий контроль условий роста. Ключевой подход – использование слабовзаимодействующих подложек, например, высокоориентированного пиролитического графита (ВОПГ), обеспечивающего химическую инертность и структурное соответствие. Целью работы является изучение особенностей синтеза германия на ВОПГ методом молекулярно-лучевой эпитаксии.

Осаждение германия на ВОПГ проводилось методом молекулярно-лучевой эпитаксии в сверхвысоком вакууме при разных температурах роста. In situ-контроль структуры и морфологии поверхности осуществлялся с помощью дифракции быстрых электронов (ДБЭ). После осаждения морфология поверхности дополнительно исследовалась атомно-силовой микроскопией (АСМ) и сканирующей электронной микроскопией (СЭМ), а фазовый состав и кристаллическое качество – рамановской спектроскопией.

В результате исследований, определён диапазон ростовых температур, при котором на картинах ДБЭ возникают дополнительные рефлексы. На спектрах образцов, синтезированных в данном режиме, появляются характерные особенности в виде пиков в области  $296$ ,  $300$  и  $304\text{ см}^{-1}$ , что соответствует литературным данным для графеноподобного германия [2]. Исследования методами СЭМ и АСМ показали наличие плотных островков на краях террас и областей с напыленным материалом вдали от ступеней. При этом в некоторых областях вдали от ступеней высота осажденного германия составляет  $\sim 0,3\text{ нм}$ , в то время как островки на ступенях в несколько раз превышают это значение.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 25-12-20004, <https://rscf.ru/project/25-12-20004/> и Администрации Томской области.

[1] Kukucska G. et al., *J. Phys. Chem. C*, **123**, 1 (2019).

[2] Cahangirov S. et al., *Phys. Rev. Lett.*, **102**, 236804 (2009).

# Влияние взаимодействия Дзялошинского–Мория на дисперсию спиновых волн в фрустрированных пленках

Самигуллина А.И., Шарафуллин И.Ф.

Уфимский университет науки и технологий, 450076, Уфа, ул. Заки Валиди, 32

Одной из ключевых задач современной электроники является создание компактных, многофункциональных и энергоэффективных устройств. Однако в последние годы физические ограничения — такие как чрезмерное энерговыделение и снижение надёжности — замедляют дальнейшее масштабирование. Это стимулирует поиск вариантов, в частности — за пределами зарядовой электроники. Одним из перспективных направлений является магноника — подход, в котором носителями информации выступают спиновые волны. Благодаря низкой энергии возбуждений, высокой скорости распространения, спиновые волны позволяют реализовывать компактные логические элементы. Современные методы значительно расширили возможности исследования спиновых волн в трёхмерных периодических и многослойных магнитных структурах. Такие системы открывают путь к созданию реконфигурируемых спин-волновых наноструктур, в которых реализуется динамическая межслойная связь. Особое внимание привлекает обменное взаимодействие Дзялошинского–Мория (D) [1-2], которое не только нарушает пространственную инверсионную симметрию, но и приводит к формированию необычных спиновых спектров. В частности, взаимодействие Дзялошинского–Мория способствует формированию гребенчатой структуры дисперсионных ветвей, кроме того, способствует пространственной локализации магнанных мод, что открывает новые возможности для разработки компактных магнанных устройств.

В данной работе с применением квантово-статистических методов анализируется влияние обменных взаимодействий и статического внешнего магнитного поля на гелимагнетикоподобные структуры. Рассматривается модель двухслойной пленки, включающей магнитный слой со спинами  $S=1/2$  и сегнетоэлектрический слой с изинговскими поляризациями. Гамильтониан системы записан в следующем виде:

$$H = -J_1 \sum_{i,j} \vec{S}_i \vec{S}_j - J_2 \sum_{i,i'} \vec{S}_i \vec{S}_{i'} - \sum_{i,j} I_{i,j} \vec{S}_i \vec{S}_j - g\mu_B h \sum_i \vec{S}_i - \sum_{i,j} \vec{D}_{i,j} [\vec{S}_i \times \vec{S}_j] - J_f \sum_{i,j} \vec{P}_i \vec{P}_j - J_{mf} \sum_{i,j} (S_i^x S_j^y - S_i^y S_j^x) P_i^z \quad (1)$$

где первое слагаемое описывает ферромагнитное обменное взаимодействие между ближайшими соседями ( $J_1 > 0$ ), второе — антиферромагнитное взаимо-

действие между следующими ближайшими соседями ( $J_2 < 0$ ), третье — одноосную магнитную анизотропию  $I_{i,j}$ , четвёртое — воздействие внешнего магнитного поля  $h$ , приложенного вдоль оси  $z$ , пятое — внутрислойное ( $xy$ ) взаимодействие Дзялошинского–Мория с константой  $D < 0$ , шестое — обменное взаимодействие в сегнетоэлектрическом слое ( $J_f = 1$ ), а последнее слагаемое отвечает за магнитоэлектрическую связь  $J_{mf}$  между магнитным и сегнетоэлектрическим слоями. Ниже приведены результаты исследования.

На рис. 1 представлено влияние параметра  $D$  на структуру энергетического спектра спиновых волн. При  $D = -0.5$  (рис. 1а) наблюдается линейная зависимость энергии от волнового вектора с несколькими минимумами в спектре, что свидетельствует о значительной модуляции спиновых возбуждений, ширина запрещенной зоны при разных значениях внешнего магнитного поля  $h$  одинаковая. При увеличении  $|D|$  до  $-0.75$  (рис. 1б) дисперсионные кривые становятся более пологими, а амплитуда энергетических колебаний увеличивается, что указывает на подавление коллективных спиновых флуктуаций вследствие усиления обменного взаимодействия между слоями, также видим, что ширина запрещенной зоны становится раной, т.е. при увеличении  $h$  увеличивается значение запрещенной зоны. Взаимодействие Дзялошинского–Мория существенно влияет на дисперсию спиновых волн, и его усиление (увеличение  $|D|$ ) приводит к более сложной и чувствительной к внешнему полю структуре энергетического спектра.

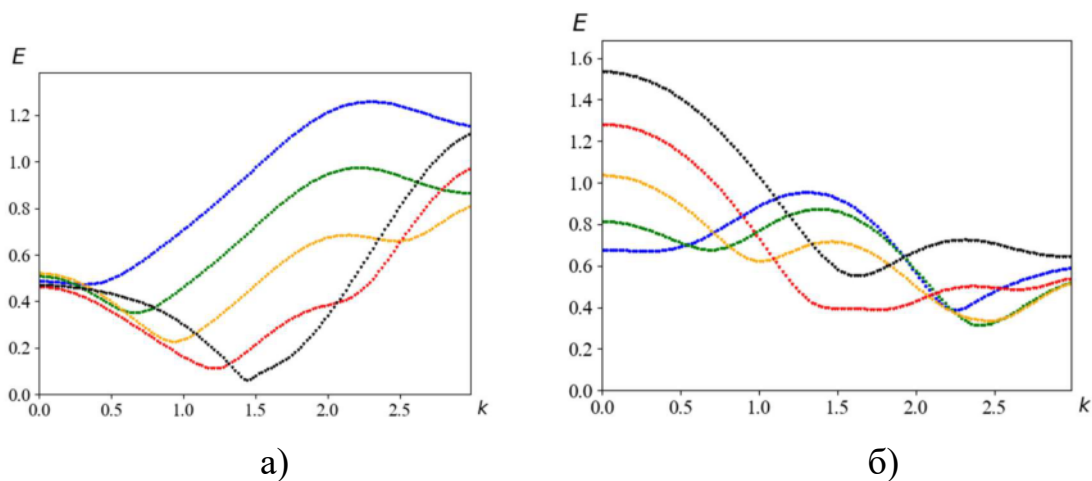


Рис. 1. Спиновые волны с параметрами  $J_1 = 1$ ,  $J_2 = -0.4$ ,  $I = 0.1$ ,  $J_{mf} = 1.0$ , где каждая зависимость соответствует определённому значению внешнего магнитного поля  $h$ : синий цвет —  $h=0.0$ , зелёный —  $h=0.25$ , жёлтый —  $h=0.5$ , красный —  $h=0.75$ , чёрный —  $h=1.0$ : а)  $D = -0.5$ , б)  $D = -0.75$ .

Работа выполнена в рамках государственного задания соглашение № 075-03-2024-123/1 от 15.02.2024 тема № 324-21

[1] Sahbi E.H. et al., *Magnetism and Magnetic Materials* **563**, 169920 (2022).

[2] Sharafullina I. F. et al., *Physics of Metals and Metallography* **125**, 1894 (2024).

# Исследование технологии получения плёнок GeO методом термического испарения в условиях низкого вакуума

Самусь А.Д.<sup>1</sup>, Мацынин А.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный университет науки и технологий имени академика М.Ф. Решетнева, 660037, Красноярск, пр. им. газеты Красноярский Рабочий, 29/3

<sup>2</sup> Институт физики им. Л.В. Киренского ФИЦ КНЦ СО РАН, 660036, Красноярск, ул. Академгородок, 50/38

Нанокompозитные плёнки с ферромагнитными нанокластерами  $Mn_5Ge_3$  в матрице  $GeO_2$  либо кластерами  $Mn_5Ge_3O_y$  в матрице  $GeO_x$  перспективны для использования в спинтронике [1]. Свойства пленок  $GeO_x$  и превращения в них играют важную роль при получении таких композитов методом твердофазного синтеза. Этот подход к синтезу магнитных плёночных композитов ( $Mn_5Ge_3O_y$  в матрице  $GeO_x$ ) также отличается более скромными требованиями к вакууму при получении, поскольку напыление чистого германия требует в отличие от напыления GeO сверхвысокого вакуума. Однако, результат синтеза композита в значительной степени зависит от качества исходной пленки  $GeO_x$ .

В данной работе проводилось исследование пленок  $GeO_x$  на подложках Si (100) 60 мм, приготовленных методом термического испарения в вакууме, при остаточном давлении в камере  $10^{-3}$  Па. В качестве тигля использовалась вольфрамовая спираль. Испаряемые гранулы GeO по данным КРС, представляют из себя смесь аморфного Ge и  $GeO_2$ . Осаждение каждого образца проводилось при разных условиях, изменялось расстояние между испарителем и подложкой, а также температура тигля. Предварительно для каждой пленки было рассчитано методом конечных элементов распределение толщины по подложке, в Comsol Multiphysics. Применимость Comsol была проверена на пленках чистого железа так как для него хорошо известны значения давления, насыщенного пара [2]. Однако данные об испарении GeO в вакууме, представлены в литературе в малом количестве и зачастую противоречат друг другу [3].

Структура и качество полученных пленок оценивалась с помощью методов ИК спектроскопии поглощения, КРС, сканирующей эллипсометрии. Сканирование образцов проводилось вдоль диаметра, результат измерения и расчет для одного из образцов приведены на (Рис. 1-2). Результаты расчетов близки для распределения толщины по подложки, однако значения абсолютной толщины отличаются из-за не точного значения давления насыщенного пара, а также из-за того, что нельзя точно определить момент времени, когда начинается испарение образца.

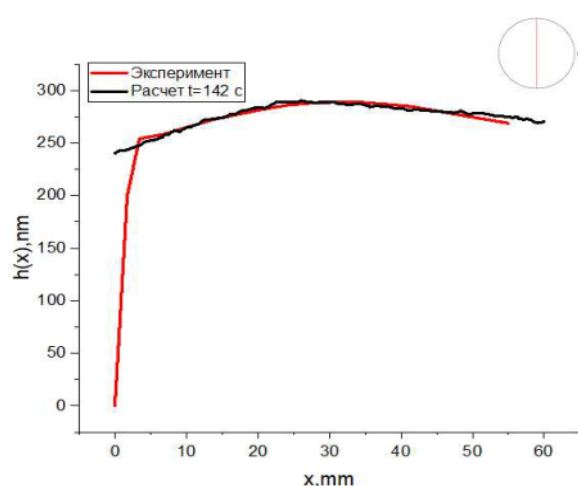


Рис.1. Сравнение результатов эллипсометрии и расчета в Comsol

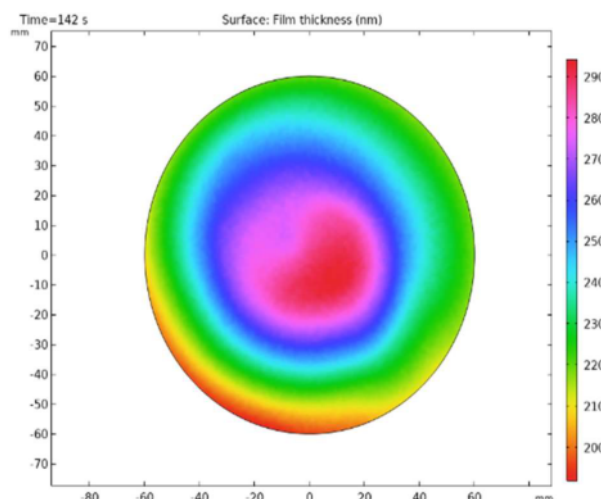


Рис.2. Распределение толщины по подложке

С помощью ИК-спектроскопии поглощения была определена стехиометрия полученных пленок  $\text{GeO}_x$ , которая составила в среднем 0.78. Данные КРС показали, что одна из пленок не является обычным  $\text{GeO}$ . В этой пленке произошла реакция диспропорционирования  $2\text{GeO} \rightarrow \text{Ge} + \text{GeO}_2$ . Протекание реакции могло быть вызвано нарушением теплового режима в вакуумной камере, например, из-за нагрева подложки тепловым излучением или контакта подложки с одним из электродов.

В ходе работы, для расчета толщины пленок была опробована модель, реализованная в пакете COMSOL, которая дает хорошее приближение по распределению толщины, однако имеет достаточно сильное отклонение значения абсолютной толщины. Полученные пленки представляют из себя чистый не распавшийся  $\text{GeO}_{0.78}$ , однако необходимо следить за температурой внутри камеры для предотвращения разложения  $\text{GeO}$ .

[1] Myagkov V.G. et al., *Thin Solid Films.*, (552), 86 (2014).

[2] Meissel L. *Technology of thin films.* Soviet Radio (1976).

[3] Kazenas E.K., *Vapor pressure and composition above oxides of chemical elements*, Nauka (1977).

## Вязкий бездиссипативный поток электронов в GaAs микросужениях

Сарыпов Д.И.<sup>1,2</sup>, Похабов Д.А.<sup>1,2</sup>, Погосов А.Г.<sup>1,2</sup>,  
Жданов Е.Ю.<sup>1,2</sup>, Шевырин А.А.<sup>1</sup>, Шкляев А.А.<sup>1,2</sup>, Бакаров А.К.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2

В достаточно чистых электронных системах, таких как двумерный электронный газ в графене или GaAs, частые электрон-электронные столкновения могут привести к эффектам, имеющим прямые аналоги в классических жидкостях и газах. В таких условиях гидродинамическое описание электронного транспорта становится продуктивным, поскольку позволяет предсказать и наблюдать необычные многочастичные явления, например эффект Гуржи, электронные вихри и сверхбаллистический транспорт [1].

Гидродинамическое поведение электронов в твердых телах определяется граничными условиями. Литографические границы образцов традиционно считаются шероховатыми, то есть нет проскальзывания электронов на границе. Это позволяет объяснить наблюдаемое течение Пуазёйля в графеновых каналах [2]. Однако вопрос о том, возможно ли идеальное проскальзывание электронной жидкости на литографической границе, остается открытым.

Кроме того, для полноты гидродинамической аналогии необходимо установить связь между гидродинамическими величинами и общепринятыми параметрами электронного транспорта, например, между вязкостью электронов  $\nu$  и длиной электрон-электронного рассеяния  $l_{ee}$ . Кинетическая теория газов предсказывает, что эти величины пропорциональны друг другу, однако недавние измерения электронной вязкости в GaAs [3] расходятся с данным предсказанием. Это ставит под сомнение устоявшуюся теоретическую модель и требует систематической экспериментальной проверки.

Настоящая работа посвящена независимому измерению вязкости  $\nu$  и длины  $l_{ee}$  на одном образце, созданном на основе гетероструктуры GaAs/AlGaAs с двумерным электронным газом. Такой экспериментальный подход позволяет непосредственно сравнить  $\nu$  и  $l_{ee}$  и установить связь между этими величинами. Проведенные измерения не только подтвердили предсказание кинетической теории при низких температурах, но и выявили идеальное проскальзывание электронов на литографических границах. Это проскальзывание отличает GaAs наноструктуры от графеновых образцов, где шероховатые стенки приводят к Пуазёйлевскому профилю скоростей электронов. Результаты эксперимента согласуются с теорией вязкого течения электронов для случая идеально гладких границ образца [4].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 22-21-00343-П).

- [1] Fritz L. & T. Scaffidi, *Annu. Rev. Condens. Matter Phys.*, **15**, 17 (2024).
- [2] Sulpizio J. A. et al., *Nature* **576**, 75 (2019).
- [3] Sarypov D. I. et al., *Phys. Rev. Lett.* **134**, 026302 (2025).
- [4] Pershoguba S. S. et al., *Phys. Rev. B* **102**, 125404 (2020).



# Влияние наклонного напыления и отжига на магнитную анизотропию пленок Co/MgO(100). Эксперимент и моделирование

Силайчев Д.В.<sup>1</sup>, Самусь А.Д.<sup>1</sup>, Гладилкин И.И.<sup>1</sup>, Еремин Л.А.<sup>2</sup>, Мачынин А.А.<sup>1,2</sup>, Комогорцев С.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный университет науки и технологий имени академика М.Ф. Решетнева, 660037, Красноярск, пр. им. газеты Красноярский Рабочий, 29/3

<sup>2</sup> Институт физики им. Л.В. Киренского ФИЦ КНЦ СО РАН, 660036, Красноярск, ул. Академгородок, 50/38

Магнитные пленки представляют собой тонкие слои магнитных материалов, наносимые на специально подготовленные подложки. Создание магнитных пленок с заданными параметрами играет важную роль в развитии микроэлектроники и приборостроения. Основное применение связано с функцией носителя информации – для записи, хранения и передачи данных. Такие пленки находят применение в широком спектре устройств: от жестких дисков и магнитных дисплеев до различных систем записи. Благодаря своей уникальной структуре и свойствам, они позволяют формировать магнитные системы, востребованные в современных технологиях.

В данной работе исследовались пленки Co/MgO(100), приготовленные методом термического испарения в вакууме. Пленки осаждались при остаточном давлении  $10^{-3}$  Па из вольфрамового тигля. В вакуумной камере подложки располагались вокруг тигля под разными углами. Полученные пленки имели толщину 130 от 200 Å.

Полученные пленки измерялись на феррометре, где измерялась зависимость от угла коэрцитивной силы  $H_c$  и остаточной намагниченности  $M_r/M_s$  в плоскости пленки. Исходные пленки Co характеризовались одноосной магнитной анизотропией с осью легкого намагничивания (ОЛН), направленной вдоль направления напыления (Рис. 1). При отжиге в вакууме  $10^{-6}$  Па и температуре 550 °С, пленка приобретает двуосную магнитную анизотропию со второй осью перпендику-

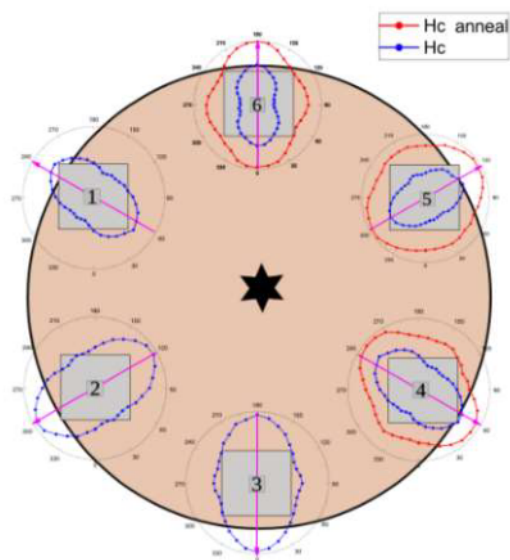


Рис.1. Размещение образцов относительно тигля и зависимость  $H_c$  от угла. Синим – до отжига, красным – после.

лярной первой оси которая была у исходных пленок. Это может быть результатом мартенситного превращения, которое происходит при отжиге кобальта выше  $420^\circ\text{C}$  (ГПУ переходит в ГЦК структуру, которая характеризуется кубической магнитной анизотропией). Однако после охлаждения до комнатной температуры кобальт возвращается в прежнюю форму (ГПУ), где наилучшему согласию решеток ГПУ Co и подложки MgO(100) соответствуют два сорта доменов кобальта. В пределах одного домена ось гексагональной структуры направлена в плоскости подложки, при этом возможные ориентации осей в эпитаксиальных доменах соответствуют взаимно-ортогональной ориентации осей с доменов с ГПУ структурой [1].

Чтобы проверить данную идею было проделано микромагнитное моделирование в функциональном пакете OOMMF. Модель представляет из себя шахматную доску, в которой каждая ячейка (квадрат) имеет строгое направление одноосной анизотропии (100) и (010). Рассматривалось два случая, когда квадраты размещены в шахматном порядке и когда они расположены хаотично. Данная структура вращалась в поле, в плоскости параллельной плоскости подложки, как в феррометре. В итоге, смоделированные угловые зависимости  $H_c$  пленки указывают на формирование двухосной анизотропии, даже в том случае, когда анизотропия отдельного домена одноосная (Рис. 2).

Результатом работы является создание модели, которая может описать причину появления двухосной анизотропии у пленок кобальта при отжиге.

[1] Nukaga Y. et al., *IEEE Trans. Magn.*, **45**, 2519 (2009).

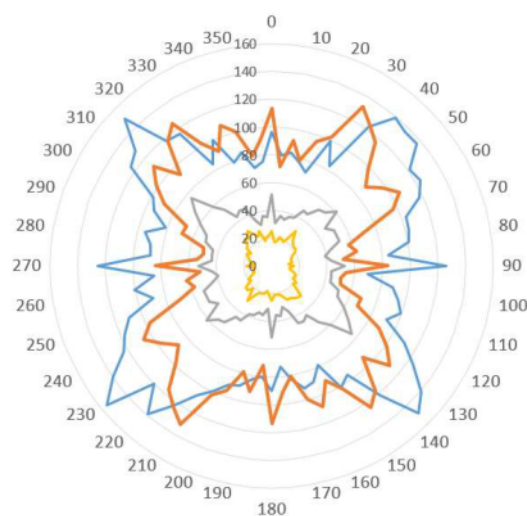


Рис.2. Результаты моделирования. Зависимость  $H_c$  от угла.

## Магниточувствительная фотолюминесценция в примесном фосфиде галлия

Скворцова А.А., Каленков С.Г.

Московский политехнический университет, 107023, Москва, ул. Большая Семеновская, 38

Влияние магнитного поля (МП) на различные свойства материалов активно обсуждается в научной литературе [1-4]. Например, в [1-3] приведены данные по влиянию МП на механические свойства диа- и парамагнетиков, выражающиеся, например, в изменении подвижности дислокаций. В [4] подвергнутые деформации образцы  $\text{NaCl:Eu}$  помещали в МП ( $B=15$  Тл на 30 минут) и после экспозиции наблюдалось изменение спектра фотолюминесценции кристаллов  $\text{NaCl}$ . Экспозиция моно- $\text{ZnS}$  с микродвойниками в МП ( $B \geq 1$  Тл) способствовало увеличению интегральной яркости электролюминесценции исследуемых кристаллов в  $\sim 3$  раза [5]. Наблюдаемые эффекты связываются с магнитостимулированными спин-зависимыми реакциями в подсистеме структурных дефектов, в результате которых и происходит перестройка магниточувствительных комплексов под действием внешних сил [1-3]. Целью данной работы является исследование излучательной рекомбинации люминесцирующих центров в кристаллах  $\text{GaP}(\text{Zn,N,O})$  после воздействия постоянного МП.

В качестве образцов использовались монокристаллические пластины  $p\text{-GaP:}(\text{Zn,N,O})$  с кристаллографической ориентацией  $[100]$ . Легированные цинком кристаллы выращивались методом бестигельной плавки в атмосфере азота при повышенном давлении (7.1 МПа). В проведенном эксперименте объектами исследования выступали образцы размером  $15 \times 15 \times 0.45$  мм, вырезанных из пластин диаметром 30 мм. Предварительная экспозиция ( $t=30$  мин) кристаллов в постоянном МП осуществлялась между полюсами неодимовых магнитов с индукцией  $B < 0.8$  Тл. Спектры люминесценции регистрировались с помощью спектрофотометра ОНСП-350 через 5 минут после окончания экспозиции МП. Возбуждение люминесценции осуществлялось полупроводниковым лазером ( $W=10$  мВт) с длиной волны  $\lambda=405$  нм.

В ходе эксперимента были обнаружены две полосы люминесценции. Первый максимум при  $\lambda_1=565$  нм ( $E_{D(N)}=2,22$  эВ) определяется рекомбинацией экситонов, связанных на комплексе  $\text{NN}_1$ . Эти атомы замещают атомы Р в соседних узлах анионной подрешетки структуры сфалерита  $\text{GaP}$ . Центральный атом Ga имеет 4 соседних атома в углах деформированного тетраэдра (2 атома N и 2 атома Р). Каждый из этих 4 атомов имеет еще три окружающих его тетраэдрически координированных атома Ga. Весь этот комплекс окружен сфалеритной решеткой  $\text{GaP}$  с шириной запрещенной зоны  $E_g=2,25$  эВ. Второй максимум при  $\lambda_2=700$  нм, где излучательная рекомбинация носителей заряда в донорно-акцепторных парах  $\text{GaP}(\text{Zn,O})$  связана с формированием примесных комплексов: цинк в кристаллической решетке замещает галлий ( $\text{Zn}_{\text{Ga}}$ ), а кислород – фосфор ( $\text{O}_{\text{P}}$ ).

Как правило,  $Zn_{Ga}$  и  $O_P$  находятся в позициях ближайших соседей, где  $Zn_{Ga}$  является акцептором, а  $O_P$  - донором, что позволяет такому комплексу играть роль изоэлектронной ловушки и захватывать электрон-дырочную пару. В рассматриваемом нами случае энергии ионизации примесей Zn и O составляют соответственно  $E_{A(Zn)} \approx 0,01$  эВ и  $E_{D(O)} \approx 0,89$  эВ, средняя энергия их кулоновского взаимодействия  $\Delta E \approx 0,3$  эВ, а ширина запрещенной зоны GaP  $E_g = 2,25$  эВ ( $T = 300$  К), тогда при люминесценции испускаются фотоны с энергией  $h\nu = 1.65$  эВ (Рис. 1), что соответствует «красной» полосе люминесценции.

При рассмотрении влияния предварительной экспозиции кристаллов GaP в постоянном МП на спектры люминесценции было выявлено, что после МП-экспозиции возгорается полоса люминесценции  $\lambda_l = 565$  нм. Была также определена зависимость максимума интенсивности полосы  $I_l$  от времени. Что касается характерных времен релаксации магниточувствительных изменений, то наблюдаемые времена, по-видимому, отражают диффузионные процессы в комплексах структурных дефектов.

Таким образом, экспериментально было выявлено, что постоянное МП может влиять на спектральные характеристики легированных кристаллов GaP. Полученные результаты позволят разработать эффективные методы модификации электронных и магнитных свойств GaP, что позволит создавать новые материалы для спинтронных и оптоэлектронных применений.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (проект FZRR-2023-0009).

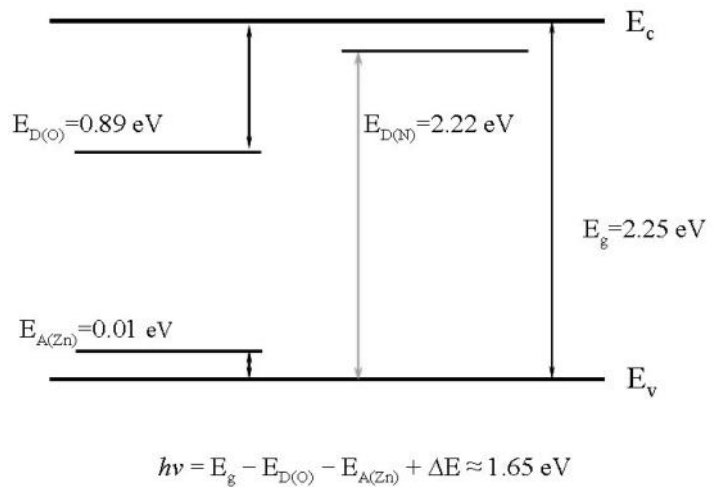


Рис.1. Энергетическая диаграмма уровней в  $GaP(Zn, O, N)$ .

[1] Моргунов Р.Б., УФН, **174**, 131 (2004).

[2] Головин Ю.И., ФТТ, **46**, 769 (2004).

[3] Альшиц В.И. и др., УФН, **187**, 327 (2017).

[4] Моргунов Р.Б. ФТТ, **53**, 733 (2011).

[5] Головин Ю.И., Моргунов Р.Б. и др., ФТТ, **41**, 1944 (1999).

[6] Скворцова А.А. и др., Оптический журнал, **92**, 50 (2025).

## **Комбинационное рассеяние света и фотолюминесценция нанопроволок GaP с прямозонными вставками GaPAs**

**Тараненко А.В.<sup>1,2</sup>, Милёхин И.А.<sup>1,2</sup>, Басалаева Л.С.<sup>1</sup>, Курусь Н.Н.<sup>3</sup>,  
Фёдоров В.В.<sup>4</sup>, Дворецкая Л.Н.<sup>4</sup>, Тумашев В.С.<sup>1</sup>, Милёхин А.Г.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *Институт физики полупроводников им. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск,  
пр. ак. Лаврентьева, 13*

<sup>2</sup> *Новосибирский государственный университет, 630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2*

<sup>3</sup> *Институт химической биологии и фундаментальной медицины СО РАН,  
630090, Новосибирск, пр. Ак. Лаврентьева, 8*

<sup>4</sup> *Санкт-Петербургский Академический университет им. Ж.И. Алфёрова,  
194021, Санкт-Петербург, ул. Хлопина, 8*

Полупроводниковые нанопроволоки (НП) обладают широким спектром интересных свойств. Молекулярно-лучевая эпитаксия позволяет выполнять синтез аксиальных гетероструктур. При этом механические напряжения на границе раздела между различными кристаллическими решетками частично релаксируют в области боковых граней НП [1]. С уменьшением диаметра НП степень этой релаксации возрастает, в результате чего возможно получить гетерограницу с малым количеством дефектов. Таким образом на основе НП с аксиальными вставками возможно формирование гетеропереходов, состоящих из полупроводников с большим расхождением постоянной решетки. В частности, такие материалы, как GaP, обладающий высокой восприимчивостью к нелинейным оптическим эффектам, и GaPAs, излучающий в диапазоне от желтого до красного света, могут быть использованы для синтеза данных гетероструктур. В этой связи, необходимо изучение оптических свойств таких НП. Для выполнения поставленной цели могут быть задействованы методы комбинационного рассеяния света (КРС) и фотолюминесценции (ФЛ). С помощью спектроскопии КРС и ФЛ возможно определение состава тройного раствора и типа возникающих дефектов на границе раздела между GaP и GaPAs.

В данной работе были изучены НП GaP с аксиальными вставками GaPAs, синтезированные на подложке Si(111) методом молекулярно-лучевой эпитаксии с помощью самокаталитического механизма пар-жидкость-кристалл. Диаметр НП в массиве варьируется от 100 до 250 нм, в то время как высота НП составляет величину от 15 до 25 мкм. Вставки толщиной около 100 нм образованы при кратковременной подаче атомов As в ростовую камеру. При этом часть атомов участвовала в формировании оболочки GaPAs вокруг НП GaP ниже вставки. Для изучения одиночных НП, массивы были перенесены на подложки Si, покрытые слоем Au. Были измерены спектры комбинационного рассеяния света (КРС) и фотолюминесценции (ФЛ) одиночных нанопроволок GaP со вставками GaPAs с помощью спектрометра HORIBA XploRa Plus при облучении исследуемых объектов лазерным светом, поляризованным вдоль оси НП, на длине волны 532 нм.

В работе изучены КРС и ФЛ от НП GaP со вставкой GaPAs. Морфология характерной НП представлена на АСМ изображении (Рис. 1, а). НП имеет средний диаметр, равный 150 нм, и длину 18 мкм. Кроме того, у основания НП наблюдается утолщение материала. Карта микро-ФЛ НП представлена на Рис. 1, б. В области вставки возникает интенсивный пик межзонной ФЛ из вставки GaPAs при 724 нм, что соответствует концентрации As в твердом растворе, равной 76%. При измерении спектров ФЛ в области от вставки до основания НП энергия ФЛ смещается в синюю область. При этом концентрация As в GaPAs изменяется от 76 до 70%. Кроме того, в области выше вставки наблюдается ФЛ со значительной интенсивностью. Возникновение сигнала ФЛ в этой области связано с особенностями роста: часть атомов As диффундирует с ростовой подложки в НП после формирования вставки.

В спектрах КРС от НП наблюдается три моды GaP, соответствующие поперечному (ТО), поверхностному (SO) и продольному (LO) оптическим фононам на частоте 365, 393 и 402  $\text{см}^{-1}$ , соответственно. Согласно правилам отбора для НП из полупроводников группы  $A^{III}B^V$  при рассеянии назад от боковой поверхности НП при поляризации падающего и рассеянного света вдоль оси НП наибольшей интенсивностью обладает мода ТО фонона. В области вставки из твердого раствора GaPAs наблюдается GaAs-подобная ТО мода на частоте 277  $\text{см}^{-1}$ . Карта микро-КРС, построенная по интенсивности этой моды, представлена на Рис. 1, в. ТО-мода обладает наибольшей интенсивностью в области вставки GaPAs, отмеченной крестиком (Рис. 1, в). Область карты КРС с меньшей интенсивностью на Рис. 1, в соответствует тонкой оболочке твердого раствора GaPAs, сформированной вокруг НП GaP в области вблизи вставки. Как видно из Рис.1 наблюдается корреляция данных, полученных с помощью КРС и ФЛ.

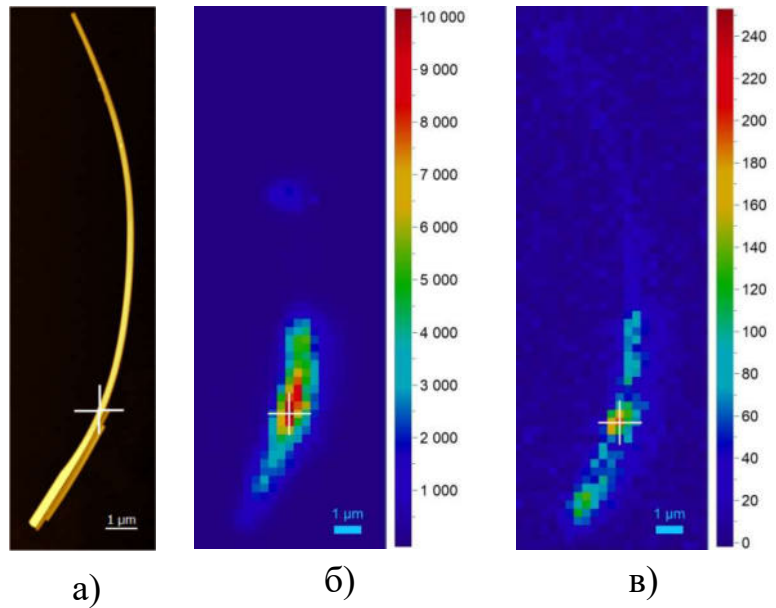


Рис.1. а) АСМ изображение НП GaP; б) Карта микро-ФЛ; в) Карта микро-КРС, построенная по ТО-подобной моде GaAs. Крестик выделяет область вставки GaPAs.

[1] T. Kümmell et al., *Physical Review B*, **57**, 15439 (1998).

## Влияние параметров плазмохимического травления на формирование масок SiN<sub>x</sub>

Хертухеев П.М.<sup>1,2</sup>, Аксёнов М.С.<sup>1</sup>, Ненашева Л.А.<sup>1</sup>, Вицина Н.Р.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, 630090, Новосибирск, пр. ак. Лаврентьева, 13

<sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет, 630073, Новосибирск, пр-т К.Маркса, 20

Для спектрального диапазона 1.55 мкм в настоящее время наиболее активно разрабатываются фотонные интегральные схемы (ФИС) на основе фосфидов и арсенидов индия [1]. В технологии ФИС при изготовлении пассивных и активных элементов требуется близкий к вертикальному наклон стенок меза-структуры. Данное условие из-за комбинации слоёв различного состава обеспечивается только плазмохимическим травлением (ПХТ) в хлорсодержащих средах. Требование вертикальности, помимо прочего, накладывает требование к геометрическим (толщина, вертикальность стенок) и физико-химическим (хим- и термо- стойкость) параметрам маски травления. В настоящее время, наиболее широко применяются маски на основе SiN<sub>x</sub> слоёв, сформированные ПХТ во фторсодержащей среде. Влияние параметров ПХТ в смеси CHF<sub>3</sub>/Ar/O<sub>2</sub> на геометрические параметры масок SiN<sub>x</sub> изучалось в работах [2-5]. Однако, оптимальное соотношение газов и интервальность ПХТ, обеспечивающие вертикальность и гладкость боковых стенок SiN<sub>x</sub>, к настоящему моменту надёжно не установлены.

В данной работе было исследовано влияние соотношения потоков CHF<sub>3</sub>, Ar и O<sub>2</sub>, а также общего давления в процессе ПХТ на геометрические параметры маски SiN<sub>x</sub>.

Слои SiN<sub>x</sub> (показатель преломления 1,95-2,05) формировались методом плазмостимулированного химического осаждения из газовой фазы на установке Oxford PlasmaLab 100. Маска из хрома толщиной около 100 нм для травления SiN<sub>x</sub> формировалась методом взрывной фотолитографии. Травление SiN<sub>x</sub> проводилось методом плазмохимического травления в индуктивно связанной плазме на установке Oxford PlasmaLab 80 при фиксированных температуре и мощностях ICP и RF. Внешний вид и геометрические параметры SiN<sub>x</sub> слоёв после ПХТ определялись методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

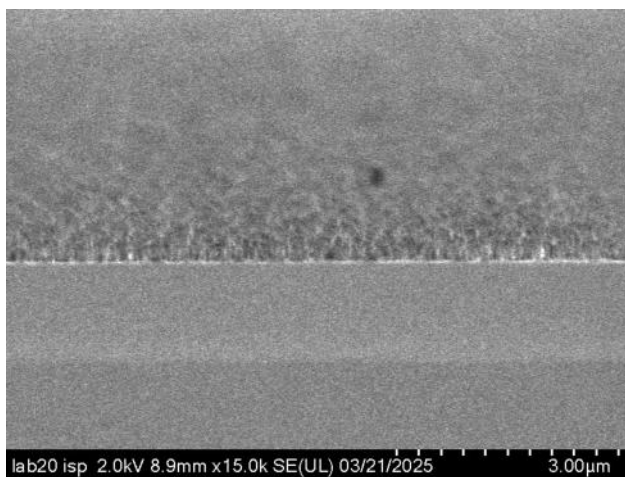


Рис.1. СЭМ-изображение микрорельефа в форме шипов



Показано, что снижение потока газа  $\text{CHF}_3$  в диапазоне 140-60  $\text{см}^3/\text{мин}$  при малых потоках (5  $\text{см}^3/\text{мин}$ ) Ar и  $\text{O}_2$  и фиксированном давлении, приводит к увеличению высоты микро-рельефа в виде шипов в областях травления (Рис.1) с 20 до 170 нм соответственно. Аналогичная тенденция наблюдается при увеличении общего давления. Следовательно, необходимо придерживаться минимального давления, и максимального потока газа-травителя, пока химическая реакция является лимитирующей стадией. С увеличением потока Ar при других фиксированных параметрах в диапазоне 10-45  $\text{см}^3/\text{мин}$ , происходит увеличение вертикальности стенок, однако при этом также наблюдается рост высоты шипов. При существенном увеличении потока  $\text{O}_2$  с 5 до 25  $\text{см}^3/\text{мин}$  при других фиксированных параметрах достигается отсутствие шипов с уменьшением вертикальности стенок. Наилучший результат достигается при близких значениях потоков Ar и  $\text{O}_2$  около 25  $\text{см}^3/\text{мин}$ , когда наблюдаются вертикальные стенки и отсутствуют шероховатости в областях травления (Рис. 2).

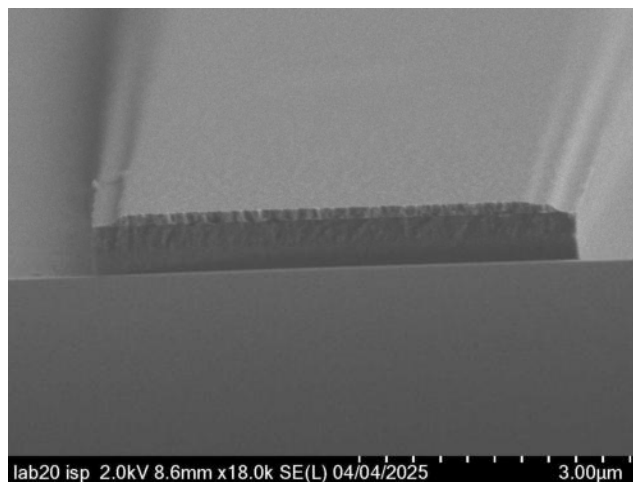


Рис.2. СЭМ-изображение поперечного скола экспериментального образца, с сформированной маской  $\text{SiN}_x$  слоя травлением в оптимальном режиме

Таблица 1 – Параметры ПХТ, с которыми был достигнут наилучший результат

| Ar,<br>$\text{см}^3/\text{мин}$ | $\text{O}_2$ ,<br>$\text{см}^3/\text{мин}$ | $\text{CHF}_3$ ,<br>$\text{см}^3/\text{мин}$ | P,<br>мТорр | ICP, Вт | T, C | RF, Вт | $t_\Sigma$ ,<br>мин |
|---------------------------------|--------------------------------------------|----------------------------------------------|-------------|---------|------|--------|---------------------|
| 25                              | 25                                         | 100                                          | 30          | 50      | ~ 24 | 140    | 14                  |

Скорость травления в данном режиме оценена в  $48,5 \pm 0,7$  нм/мин.

- [1] Гуляев Д.В. и др., "Радиофотонная компонентная база на основе фосфида индия" Фотон-экспресс, **6**, 112 (2023).
- [2] Mele T.C. et al., *Journal of Vacuum Science & Technology B* **2**, 684 (1984).
- [3] Yifei Wang et al., *Journal of Vacuum Science & Technology B, Nanotechnology and Microelectronics: Materials, Processing, Measurement, and Phenomena* **33**, 06FA01 (2015).
- [4] Kaspar P. et al., *Journal of Vacuum Science & Technology B* **28**, 1179 (2010).
- [5] Wüest R. et al., *Journal of Vacuum Science & Technology B* **23**, 3197 (2005).



## Авторский указатель

|                        |            |                                     |            |
|------------------------|------------|-------------------------------------|------------|
| Азаров И.А. ....       | 39, 40     | Ибяттов Т.М. ....                   | 35         |
| Аксёнов М.С. ....      | 78         | Иванова В.Н. ....                   | 42         |
| Алиев В.Ш. ....        | 24, 49     | Иванова С.М. ....                   | 37         |
| Астанкова К.Н. ....    | 40         | Исламов Д.Р. ....                   | 12         |
| Багочус Е.К. ....      | 51         | Ищенко Д.В. ....                    | 47, 63     |
| Баженов А.О. ....      | 37         | Ищенко Д.С. ....                    | 37         |
| Бакаров А.К. ....      | 30, 35, 70 | Каленков С.Г. ....                  | 74         |
| Бакланов М.Р. ....     | 12         | Калинина В.Б. ....                  | 39         |
| Басалаева Л.С. ....    | 76         | Калмыков Д.А. ....                  | 24, 49     |
| Басова Т.В. ....       | 42         | Камдина Т.А. ....                   | 42         |
| Баталов Р.И. ....      | 59         | Капогузов К.Е. ....                 | 39, 51     |
| Беспалова А.Д. ....    | 20         | Квон З.Д. ....                      | 46         |
| Бобовников П.Г. ....   | 12         | Кислухин Н.А. ....                  | 40         |
| Богословцева А.Л. .... | 22         | Кичай В.Н. ....                     | 39, 51     |
| Васильев В.Ю. ....     | 9          | Клямер Д.Д. ....                    | 42         |
| Викулова Е.С. ....     | 11         | Кобелева Е.С. ....                  | 43         |
| Вицина Н.Р. ....       | 78         | Комогорцев С.В. ....                | 72         |
| Володин В.А. ....      | 24, 40     | Комогорцев С.В. <sup>4,5</sup> .... | 40         |
| Воронковский В.А. .... | 24, 49     | Косинова М.Л. ....                  | 13         |
| Ворсин О.И. ....       | 45         | Кох К.А. ....                       | 33         |
| Гайдук А.Е. ....       | 26, 39, 55 | Кравец Н.В. ....                    | 43         |
| Гейдт П.В. ....        | 22         | Кукенов О.И. ....                   | 45         |
| Гладилкин И.И. ....    | 72         | Кулик Л. В. ....                    | 15         |
| Голяшов В.А. ....      | 33, 37, 63 | Кулик Л.В. ....                     | 43, 57     |
| Гришин Н.С. ....       | 26         | Курмачев Д.А. ....                  | 46         |
| Гурова О.А. ....       | 15         | Курсь Н.Н. ....                     | 76         |
| Дворецкая Л.Н. ....    | 76         | Кырова Е.Д. ....                    | 47, 63     |
| Дегтяренко К. М. ....  | 15         | Майер К.А. ....                     | 65         |
| Демьяненко М.А. ....   | 24         | Манцуров Н.Д. ....                  | 20         |
| Доровских С.И. ....    | 11         | Маркелова А.К. ....                 | 24, 49     |
| Дураков Д.Е. ....      | 28         | Мацынин А.А. ....                   | 40, 68, 72 |
| Егоров Д.А. ....       | 30         | Микаева А.С. ....                   | 63         |
| Еремин Л.А. ....       | 72         | Милёхин А.Г. ....                   | 76         |
| Ермакова Е.Н. ....     | 13         | Милёхин И.А. ....                   | 76         |
| Жданов Е.Ю. ....       | 30, 37, 70 | Милюшин Д.М. ....                   | 51         |
| Захарук Ю.С. ....      | 31         | Миннеахметов Д.И. ....              | 53         |
| Захожев К.Е. ....      | 33         | Миронов Н.А. ....                   | 55         |
| Зиновьев В. А. ....    | 15         | Михайлов Н.Н. ....                  | 46         |
| Зиновьев В.А. ....     | 31         | Молчанов И.А. ....                  | 43, 57     |

|                       |            |                      |            |
|-----------------------|------------|----------------------|------------|
| Мутилин С.В. ....     | 39, 51     | Самусь А.Д. ....     | 40, 68, 72 |
| Наик А. ....          | 35         | Сарыпов Д.И. ....    | 70         |
| Насимов Д.А. ....     | 33         | Селезнев В.А. ....   | 20         |
| Ненашева Л.А. ....    | 78         | Семенова О.И. ....   | 17         |
| Нефедов А.В. ....     | 59         | Силайчев Д.В. ....   | 72         |
| Окотруб А. В. ....    | 15         | Скворцова А.А. ....  | 74         |
| Остальцова А.Д. ....  | 61         | Смородин К.И. ....   | 45         |
| Перевалов Т.В. ....   | 12         | Степина Н.П. ....    | 37         |
| Петров А.С. ....      | 28         | Сы Ч. ....           | 59         |
| Плетнёв В.В. ....     | 63         | Тараненко А.В. ....  | 76         |
| Плотников Н.В. ....   | 65         | Терещенко О.Е. ....  | 37, 47, 63 |
| Погосов А.Г. ....     | 30, 35, 70 | Тумашев В.С. ....    | 51, 76     |
| Пономарев С. А. ....  | 15         | Тысченко И.Е. ....   | 59         |
| Пономарев С.А. ....   | 33         | Фёдоров В.В. ....    | 76         |
| Попов В.П. ....       | 59         | Хертухеев П.М. ....  | 78         |
| Похабов Д.А. ....     | 30, 70     | Шарафуллин И.Ф. .... | 66         |
| Рогило Д.И. ....      | 28, 33     | Шевырин А.А. ....    | 30, 35, 70 |
| Рожков С.А. ....      | 63         | Шкляев А.А. ....     | 30, 35, 70 |
| Салихов Р.Б. ....     | 53, 61     | Шляхова Е. В. ....   | 15         |
| Салихов Т.Р. ....     | 53, 61     | Шмелев А.Г. ....     | 59         |
| Самигуллина А.И. .... | 66         | Яковкина Л.В. ....   | 39, 51     |